

**UNIVERSIDAD NACIONAL DE SAN MARTÍN
COMISIÓN NACIONAL DE ENERGÍA ATÓMICA**

**INSTITUTO DE TECNOLOGÍA
“PROF. JORGE A. SÁBATO”**

**Simulaciones térmicas del tratamiento de costura en tubos soldados por alta
frecuencia (*)**

por Ing. Mariano Coloschi

Directores:

**Dr. Ing. Martín Emiliano Valdez (por Tenaris)
Dra. Patricia Bozzano (por CNEA/UNSaM)**

(*) Tesis para optar al título de *Magister en Ciencia y Tecnología de Materiales*

República Argentina

2025

Dedicada a Carla, Manuela, Victoria y Álvaro.

AGRADECIMIENTOS

Quiero agradecer a todos aquellos que de alguna manera me ayudaron a realizar este trabajo y a completar la carrera de maestría, y en especial a las siguientes personas e instituciones:

En primer lugar, a Carla, Manuela y Victoria, por el amor, la paciencia y el acompañamiento durante estos años de maestría, en los que tantos fines de semana me he quedado en casa estudiando y escribiendo la tesis.

A Martín Valdez, por haberme acompañado en el crecimiento profesional y personal a lo largo de estos años de trabajo en Tenaris y por haberme impulsado a realizar la maestría.

A Marcelo Ramos y a Gabriel Carcagno, por haber confiado en mí y haber facilitado el apoyo de Tenaris para realizar la maestría.

A Eduardo Martínez, por todo lo que me enseñó del proceso de soldadura de alta frecuencia, y por el interés y el impulso dado al proyecto.

A Patricia Bozzano, por haber aceptado ser codirectora y por abrirme las puertas del Laboratorio de Microscopía Electrónica de CNEA.

A Bruno Hubig, por la colaboración en el desarrollo y realización de las simulaciones térmicas.

A Ana Marzocca y a Gonzalo Zbihlei, por la enorme ayuda brindada en el análisis por microscopía electrónica de transmisión.

A Tenaris, empresa en la que tengo el orgullo de desarrollarme profesionalmente, que es ejemplo de lo lejos que puede llegar la industria argentina cuando se trabaja constantemente buscando la excelencia, por haberme dado la oportunidad de realizar la maestría.

A la universidad pública en la que me he formado, verdadero motivo de orgullo nacional, y a la Universidad Nacional de San Martín y al Instituto Sábato en particular, por haberme brindado una educación de altísimo nivel.

Finalmente, quiero expresar mi reconocimiento al complejo científico y tecnológico nacional, del cual forma parte la Comisión Nacional de Energía Atómica, donde trabajan día a día excelentes profesionales de los que aprendí mucho, y que merece ser valorado por la sociedad como un pilar fundamental para lograr el desarrollo económico y social de nuestra querida Patria.

RESUMEN

En la fabricación de tubos de acero soldados para líneas de conducción (*line pipes*), a continuación del proceso de soldadura de alta frecuencia se aplica un tratamiento térmico localizado en la zona del cordón, con el objetivo de refinar la estructura y eliminar los constituyentes frágiles. Este tratamiento consiste típicamente en un calentamiento rápido por inducción en el rango austenítico seguido de enfriamiento en aire hasta una temperatura por debajo del fin de transformación (A_{r1}) [1].

Si bien este proceso está ampliamente difundido, presenta limitaciones para alcanzar propiedades mecánicas equivalentes al cuerpo del tubo, especialmente en aceros de alta resistencia y baja aleación, laminados en caliente mediante procesamiento controlado termomecánicamente [2]. Por este motivo, algunos fabricantes han desarrollado distintas variantes de este tratamiento que implican dos etapas de calentamiento, siendo el primero en general supercrítico, mientras que el segundo puede ser tanto supercrítico como subcrítico con enfriamiento intermedio natural o acelerado [2, 3, 4, 5].

En este trabajo se estudiaron diferentes ciclos térmicos alternativos al tratamiento de costura convencional, que implican una o dos instancias de calentamiento con enfriamiento intermedio, mediante simulaciones térmicas del proceso. Se analizó la respuesta del material en términos de microestructura, tenacidad al impacto y dureza, con el fin de evaluar su potencialidad para una futura implementación industrial. Los ciclos térmicos fueron aplicados en muestras de soldadura, mediante un simulador termomecánico Gleeble® 3500 [6]. Estas fueron luego caracterizadas mediante técnicas metalográficas de microscopía óptica, electrónica de barrido y de transmisión, y mediante ensayos físicos de dureza y de flexión por impacto de Charpy.

Palabras clave: tubos soldados, *line pipes*, soldadura de alta frecuencia, *HFW*, tratamiento térmico de costura, tratamiento térmico postsoldadura, simulación térmica, *Gleeble*®, aceros de alta resistencia y baja aleación, M-A.

ABSTRACT

In the manufacture of welded steel tubes for pipelines, following the high-frequency welding process, a localized heat treatment is applied to the seam area with the objective of refining the structure and eliminating brittle components. This treatment typically consists of rapid induction heating in the austenitic range followed by cooling in air to a temperature below the end of transformation (A_{r1}) [1].

Although this process is widely used, it has limitations in achieving mechanical properties equivalent to the pipe body, especially in high-strength, low-alloy steels, that are hot-rolled by thermomechanically controlled process [2]. For this reason, some manufacturers have developed different variants of this treatment that involve two heating stages. The first one is generally supercritical, while the second one can be either supercritical or subcritical with natural or accelerated intermediate cooling [2, 3, 4, 5].

In this work, different alternative thermal cycles to conventional seam treatment, which involve one or two heating instances with intermediate cooling, were studied through thermal simulations of the process. The material's response was analyzed in terms of microstructure, impact toughness, and hardness to assess its potential for future industrial implementation. Thermal cycles were applied to weld samples using a Gleeble® 3500 thermomechanical simulator [6]. These samples were then characterized using metallographic techniques such as optical, scanning, and transmission electron microscopy, as well as physical hardness and Charpy impact bend tests.

Keywords: welded pipes, line pipes, high-frequency welding, HFW, seam heat treatment, post-weld heat treatment, thermal simulation, Gleeble®, high-strength low-alloy steels, M-A.

CONTENIDO

Agradecimientos	3
Resumen	4
Abstract.....	5
Abreviaturas y símbolos	8
1. Introducción y objetivo	9
1.1. Introducción	9
1.2. Objetivo	10
2. Proceso de fabricación de tubos por soldadura de alta frecuencia	11
2.1. La soldadura por alta frecuencia (SAF).....	11
2.1.1. Descripción del proceso	11
2.1.2. Aplicaciones.....	12
2.1.3. Equipo	12
2.1.4. Efectos metalúrgicos	13
2.2. El tratamiento térmico de costura (TTC) en la fabricación de tubos	14
2.2.1. Normalización de la costura.....	15
2.2.2. Equipo para normalizado de costuras.....	16
2.3. Características metalúrgicas de las uniones por SAF	18
2.3.1. Macroestructura de la soldadura antes del tratamiento térmico	18
2.3.2. Efecto del tratamiento térmico convencional.....	21
3. Antecedentes de tratamientos térmicos alternativos al proceso convencional.....	30
3.1. Proceso desarrollado por Mannesmann (Alemania, 1981)	30
3.2. Proceso patentado por Sumitomo (Japón, 1985)	33
3.3. Proceso desarrollado por JFE Steel (Japón, 2003).....	34
3.4. Simulaciones térmicas realizadas por Hyundai (Corea del Sur, 2012).....	38
3.5. Pruebas industriales de doble austenizado realizadas en Tenaris (Argentina, 2015).....	43
3.6. Simulaciones de enfriamientos continuos realizadas por Tenaris (Argentina, 2018).....	46
4. Procedimiento experimental.....	51
4.1. Material.....	51
4.2. Simulación física del tratamiento térmico de costura	52
4.2.1. El simulador termomecánico Gleeble® 3500	52
4.2.2. Probetas	54
4.2.3. Mediciones dilatométricas	55

4.3.	Caracterización mecánica y metalográfica	56
4.3.1.	Análisis metalográfico	56
4.3.2.	Mediciones de dureza.....	57
4.3.3.	Ensayos de impacto de Charpy	57
4.4.	Análisis por microscopía electrónica de transmisión (MET).....	58
4.4.1.	Réplicas de carbono	58
4.4.2.	Láminas delgadas	59
4.5.	Plan de ensayos.....	60
4.5.1.	Definición de los ciclos térmicos	61
4.5.2.	Ciclos térmicos completos	64
5.	Resultados	66
5.1.	Mediciones de temperatura durante las simulaciones.....	66
5.2.	Mediciones dilatométricas	69
5.3.	Análisis metalográfico	71
5.3.1.	Análisis de las muestras industriales (material de partida)	72
5.3.2.	Análisis de las simulaciones térmicas	73
5.3.3.	Cuantificación de partículas de M-A por microscopía óptica.....	76
5.3.4.	Imágenes de réplicas de carbono en MET	82
5.3.5.	Imágenes de láminas delgadas en MET	90
5.4.	Propiedades mecánicas obtenidas	92
5.4.1.	Ensayos de dureza	92
5.4.2.	Ensayos de tenacidad al impacto (Charpy)	93
6.	Discusión.....	97
6.1.	Efecto de los ciclos de tratamiento térmico en las propiedades mecánicas	97
6.1.1.	El tratamiento térmico de costura industrial	97
6.1.2.	Las simulaciones de TTC con enfriamiento intermedio natural	98
6.1.3.	Las simulaciones de TTC con enfriamiento intermedio acelerado	98
6.2.	Precipitación de fases durante la etapa de revenido.....	99
6.3.	Relación entre la fracción de M-A y la tenacidad.....	100
6.4.	Consideraciones finales	101
7.	Conclusiones y trabajo futuro	102
7.1.	Conclusiones.....	102
7.2.	Propuestas de trabajo futuro.....	103
	Referencias	104

ABREVIATURAS Y SÍMBOLOS

- A: alargamiento a rotura en tracción.
A_{c1}: temperatura de inicio de transformación en calentamiento (crítica inferior).
A_{c3}: temperatura de fin de transformación en calentamiento (crítica superior).
AD: fracción de área dúctil aparente en la superficie de fractura de la probeta de Charpy.
A_{r1}: temperatura de fin de transformación en enfriamiento (crítica inferior).
A_{r3}: temperatura de inicio de transformación en enfriamiento (crítica superior).
C: dirección circunferencial del tubo.
CE_{IW}: carbono equivalente según fórmula del Instituto Internacional de Soldadura.
D: ancho de la probeta medido con dilatómetro en las simulaciones térmicas.
EBSD: difracción de electrones retrodispersados.
EDS: espectroscopía de rayos X por dispersión de energía.
KV: energía absorbida en ensayo de Charpy con entalla en V.
L: dirección longitudinal del tubo.
M-A: constituyente martensita-austenita.
MEB: microscopio electrónico de barrido.
MET: microscopio electrónico de transmisión.
P_{CM}: carbono equivalente según fórmula de Ito y Bessyo.
PCTM: procesamiento controlado termomecánicamente.
R: dirección radial del tubo.
Re: límite de fluencia en tracción.
Rm: resistencia a la tracción.
SAF: soldadura de alta frecuencia.
T₀: asíntota de temperatura, igual a 30 °C.
T_A: temperatura de austenizado, igual a 950 °C.
t_c: constante de tiempo en ley de enfriamiento exponencial, en segundos.
TTC: tratamiento térmico de costura.
V_E: velocidad de enfriamiento media entre 800 y 500 °C, en °C/s.
ZAC: zona afectada por el calor.
Δt₈₋₅: tiempo de enfriamiento entre 800 y 500 °C, en segundos.

1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVO

1.1. Introducción

La fabricación de tubos de acero para conducción por soldadura de alta frecuencia (SAF o *HFW*, por sus siglas en inglés) es uno de los procesos los más extendidos a nivel mundial. Esto se debe fundamentalmente a su alta productividad y relativo bajo costo de las instalaciones, en comparación con otros procesos de fabricación como la soldadura de arco sumergido o la laminación en caliente de tubos sin costura. Sin embargo, el cumplimiento de los requerimientos de tenacidad y resistencia en la soldadura en este tipo de tubos todavía es un desafío para la industria.

La costura resultante del proceso SAF está constituida por una región delgada alrededor de un plano paralelo a las direcciones radial y longitudinal del tubo. La tenacidad en la soldadura se mide industrialmente mediante ensayos de flexión por impacto de Charpy, con probetas orientadas circunferencialmente y cuya entalla se centra en la soldadura, de modo que la fractura propague a lo largo del plano de unión. Este ensayo es sumamente exigente para el producto y los resultados se ven afectados, no solamente por la eventual presencia de defectos de soldadura, típicamente óxidos generados durante el proceso o inclusiones no metálicas provenientes del acero, sino también por la microestructura del material.

Las bobinas de acero para la fabricación de tubos soldados de alta resistencia se producen mediante proceso controlado termomecánicamente (PCTM), que permite obtener las propiedades mecánicas finales directamente de laminación. Este proceso genera un ahorro de energía en la fabricación del acero porque evita la necesidad de un tratamiento térmico posterior [7]. Dado que la microestructura final del acero es un reflejo de la microestructura y composición de la austenita previa a la transformación, el principal objetivo del PCTM es el refinamiento de la austenita mediante el control de la recrystalización y del crecimiento de grano durante el proceso. De esta forma, se genera una microestructura final muy refinada con una excelente combinación de resistencia y tenacidad. La adición de pequeñas cantidades de elementos como niobio, vanadio y titanio es particularmente útil debido al cambio de solubilidad de sus nitruros y carburos con la temperatura. Estos elementos son llamados “microaleantes”, dado que en general están presentes en concentraciones menores al 0,1 % en peso. Su uso permite gobernar a las fuerzas que retardan la recrystalización y el crecimiento de grano mediante la precipitación controlada durante el proceso, lo que facilita alcanzar los objetivos del PCTM [8]. En general, los diseños de composición de estos aceros permiten reducir la cantidad total de aleantes y mejorar la soldabilidad [7].

Sin embargo, durante el proceso de soldadura en la fabricación de tubos, la región de la costura sufre cambios metalúrgicos complejos a temperaturas elevadas que afectan severamente a las propiedades mecánicas del material original. Estos cambios se pueden resumir en los siguientes puntos:

1. El acero alrededor de los bordes a soldar se transforma a austenita y se promueve el crecimiento del grano por la alta temperatura alcanzada. Así, el refinamiento del grano obtenido por PCTM en el laminado en caliente se pierde completamente alrededor de la costura.

2. Durante la soldadura se realiza un recalado mecánico de la junta que expulsa el material más caliente de la unión y genera una recrystalización de la austenita en la zona afectada por el calor (ZAC), lo

que produce cierto refinamiento [9, 10]. Por esta razón, el proceso SAF genera microestructuras más finas en la ZAC que otros procesos como la soldadura por arco sumergido.

3. Inmediatamente después de la soldadura, cuando el área se enfría rápidamente (por conducción de calor al cuerpo del tubo y por aplicación de líquido refrigerante), la austenita puede transformarse en constituyentes frágiles como martensita o bainita con islas de martensita-austenita (M-A) [10]. Estas islas se describen en la literatura como regiones aisladas rodeadas de ferrita bainítica, compuestas de martensita de alto carbono y austenita retenida, que se forman en ciclos térmicos con velocidades de enfriamiento intermedias en aceros de alta resistencia y baja aleación [11, 12].

4. Además, el recalado introduce una fuerte textura cristalográfica en la estructura final con alta densidad de planos $\{100\}$ paralelos al plano de soldadura. Este es el plano de clivaje preferencial en Fe- α , lo que perjudica su tenacidad [13].

Para mejorar la tenacidad que resulta de la soldadura, se aplica continuamente un tratamiento térmico de costura localizado (TTC) inmediatamente después de soldar. El TTC convencional implica un calentamiento por inducción en el rango austenítico seguido de enfriamiento al aire. Idealmente, el tiempo a alta temperatura es corto, lo que minimiza el crecimiento del grano, y la velocidad de enfriamiento es lo suficientemente baja como para evitar la formación de constituyentes frágiles. Sin embargo, este tratamiento resulta insuficiente para restaurar en la soldadura las propiedades del cuerpo del tubo. Por este motivo, algunos fabricantes han desarrollado tratamientos térmicos más complejos [2, 3, 4, 5], que implican dos etapas de calentamiento con enfriamiento intermedio acelerado, con el objetivo de obtener propiedades mecánicas superiores en la soldadura.

1.2. Objetivo

El objetivo de la presente tesis es estudiar, mediante simulaciones térmicas, las respuestas del material a diferentes ciclos térmicos para el tratamiento de costura, con el fin de evaluar su potencialidad para una futura implementación industrial. Los ciclos térmicos fueron aplicados mediante un simulador termomecánico Gleeble® 3500 sobre muestras de soldadura de alta frecuencia y se analizaron los efectos a través de análisis microestructural y ensayos de dureza y tenacidad al impacto.

Los ciclos térmicos simulados constan de una o dos instancias de calentamiento, con enfriamiento intermedio, y están basados en antecedentes publicados en la literatura por diversos fabricantes. Por tratarse de información protegida por el secreto industrial, los resultados publicados en las distintas fuentes son limitados y a veces contradictorios. Esto motivó la necesidad de realizar un análisis comparativo entre distintas alternativas con un enfoque integral, que permita evaluar la potencialidad relativa de cada una para mejorar las propiedades mecánicas de la soldadura.

2. PROCESO DE FABRICACIÓN DE TUBOS POR SOLDADURA DE ALTA FRECUENCIA

2.1. La soldadura por alta frecuencia (SAF)

2.1.1. Descripción del proceso

La soldadura por alta frecuencia es un proceso en el que la fuente de calor utilizada para fundir las superficies a unir se obtiene por resistencia al pasaje de corriente eléctrica alterna de alta frecuencia, que tiene ciertas características que la hacen útil para soldar. A diferencia de la corriente continua o la alterna de baja frecuencia, la corriente de alta frecuencia tiende a circular con altas densidades a lo largo de las superficies (efecto pelicular) y buscar superficies paralelas adyacentes para su camino de retorno (efecto de proximidad). Esto permite que el calentamiento y la posterior fusión se pueden concentrar de manera eficiente a las superficies donde se necesitan [1].

La soldadura de alta frecuencia evolucionó a partir de técnicas de baja y media frecuencia que se desarrollaron a fines del siglo XIX y principios del XX. Este proceso, conocido como soldadura por resistencia eléctrica (*ERW*), utilizaba corriente de 50 o 60 Hz para calentar los bordes de la tira metálica y la corriente se introducía mediante ruedas de contacto. Las principales desventajas eran la velocidad de avance limitada y el calentamiento de una masa de metal mucho mayor que la necesaria para realizar una buena soldadura. A medida que se desarrollaron osciladores de alta frecuencia para aplicaciones de radar durante la Segunda Guerra Mundial, se hicieron evidentes las ventajas para el uso en soldadura. Su aplicación permitió alcanzar velocidades mucho mayores y calentar una masa metálica muy pequeña debido a la poca penetración de las corrientes de alta frecuencia.

En casi todos los procesos de soldadura por alta frecuencia, las superficies de unión se comprimen mecánicamente (recalcado) una vez que se funden. Este procedimiento ayuda a producir una soldadura de alta calidad expulsando los óxidos residuales y el metal fundido, que son perjudiciales para la integridad de la soldadura. La expulsión del metal fundido de la zona de soldadura es beneficiosa porque elimina efectos potencialmente dañinos asociados con las estructuras de solidificación, como baja tenacidad a la fractura y baja resistencia a la corrosión. El recalcado también genera un trabajado en caliente el plano de unión y el material subyacente, lo que resulta en una mejora de las propiedades por refinamiento del grano.

En la fabricación de tubos con costura longitudinal, los bordes a soldar del fleje ya conformado se aproximan formando una "V", que es el método más simple de controlar las corrientes de alta frecuencia. El borde en "V" actúa como un componente en serie del circuito eléctrico. Debido a los efectos de proximidad y pelicular, el flujo de corriente se concentra en todo el ancho de la cara de los bordes del fleje, lo que da como resultado una fusión controlada de la superficie y su posterior soldadura. Las corrientes de alta frecuencia se pueden entregar al proceso mediante una bobina de inducción o por contactos eléctricos (ver Figura 1).

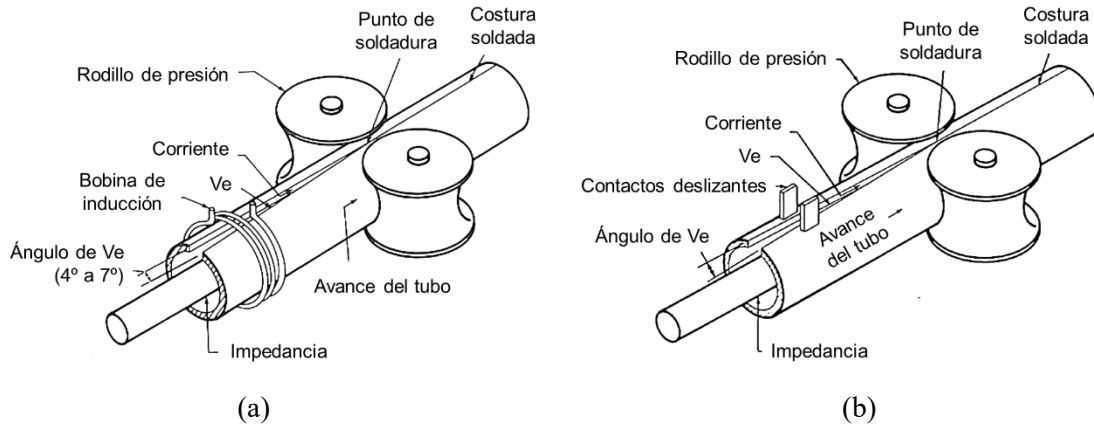


Figura 1. Sistemas de fabricación de tubos por soldadura de alta frecuencia (SAF): (a) soldadura de alta frecuencia por inducción y (b), soldadura de alta frecuencia por contactos [14].

Entre las ventajas de la soldadura de alta frecuencia, se destacan que es muy adecuada para la soldadura de alta velocidad y que puede soldar una amplia gama de tamaños de productos y materiales. La calidad de la soldadura no es particularmente sensible a la presencia de aire y, por lo general, no se necesitan atmósferas especiales. La calidad de la soldadura es relativamente tolerante a la presencia de óxidos superficiales y contaminación.

La principal desventaja es que no es adecuada para bajas velocidades de soldadura y para operaciones manuales de pequeña escala. La soldadura debe realizarse de forma continua; no se pueden realizar operaciones de parada y arranque porque se producen discontinuidades en la unión.

2.1.2. Aplicaciones

La soldadura de alta frecuencia es muy adecuada para aplicaciones que involucren la unión continua de bordes a tope de metales y el uso más extendido es sin dudas la fabricación de tubos con costura longitudinal. Los tamaños de tubo fabricados mediante soldadura de alta frecuencia varían desde los 13 a los 1220 mm de diámetro. También se puede utilizar para la producción de perfiles estructurales, como los tipos T, I y H, donde la sección específica se construye soldando tiras de ancho constante para producir la configuración deseada. Otra aplicación es en la fabricación de ciertos tipos de tubos intercambiadores de calor, donde se suelda el borde de una tira al diámetro exterior de un tubo de manera continua para formar una aleta de enfriamiento. La aleta se puede soldar alrededor del tubo en una configuración en espiral o bien, recta y paralela al eje [14].

Los materiales que pueden soldarse por alta frecuencia incluyen aceros al carbono, aceros inoxidables, aluminio, cobre, latón y titanio. Las excepciones son los materiales inestables a las temperaturas de soldadura, los que tienen una capacidad de trabajo en caliente insignificante o los que experimentan un deterioro de las propiedades que no se pueden recuperar posteriormente. Cuando es necesario, para metales reactivos también se puede aplicar una protección gaseosa [14].

2.1.3. Equipo

Las unidades para producir energía para soldadura de alta frecuencia incluyen osciladores de tubo de vacío e inversores de estado sólido. Dependiendo de la aplicación, los requisitos de frecuencia pueden variar

de 100 a 700 kHz, mientras que los requisitos de potencia varían de 30 a 1000 kW. Los inversores de estado sólido producen frecuencias que oscilan entre 100 y 400 kHz. Los osciladores de tubo de vacío están disponibles en frecuencias de hasta 700 kHz. Debido a su eficiencia mejorada, las unidades de estado sólido están reemplazando a las unidades de tubo de vacío cuando los requisitos de frecuencia lo permiten [1].

El uso de bobinas de inducción o contactos eléctricos para aportar la energía de alta frecuencia a la pieza de trabajo tiene ventajas y desventajas específicas. Las bobinas de inducción generalmente están hechas de un conductor de cobre refrigerado por agua que tiene de 1 a 3 vueltas. Sus principales ventajas son que requiere menos mantenimiento que los contactos y que, debido a que no entran en contacto con la pieza de trabajo, no dejan marcas ni rayones. Sin embargo, las bobinas de inducción son el vehículo menos eficiente y solo se pueden usar en aplicaciones donde la geometría de la pieza de trabajo puede actuar como un circuito cerrado para captar la potencia inducida (por ejemplo, en la soldadura de tubos). Por otro lado, la entrega de energía a través de contactos es más eficiente que mediante el uso de bobinas porque la corriente se puede conducir de manera directa al área de soldadura. Las desventajas de los contactos son que se desgastan, requieren un reemplazo periódico y pueden rayar, estropear o dejar depósitos en la superficie de una pieza de trabajo, lo que puede ser objetable en algunos casos.

En la producción de tubos, se utilizan generalmente bobinas de inducción para hacer los diámetros más pequeños (menores de 305 mm) porque sus ventajas superan la pérdida de eficiencia. Para diámetros más grandes, se utilizan generalmente contactos debido a su mayor eficiencia. También se utilizan contactos en perfiles estructurales y en aletas de tubos intercambiadores de calor, así como para soldadura a tope de extremos, porque las bobinas no pueden inducir las densidades de corriente necesarias.

Para mejorar la eficiencia de la soldadura en la producción de tubos se utilizan impedancias (en inglés, *impeders*). Estas consisten en uno o más núcleos de ferrita (cerámico ferromagnético) refrigerados por agua que se colocan dentro del tubo, paralelos y debajo del área de soldadura. El motivo para su utilización es la existencia de un circuito de disipación de energía en paralelo a la soldadura a través de la circunferencia del tubo que se está soldando, que pasa por alto la zona de soldadura. Los núcleos de ferrita aumentan la impedancia inductiva de esta ruta, aumentando la eficiencia del proceso.

2.1.4. Efectos metalúrgicos

Durante la soldadura, antes del recalado se forma una pequeña capa de metal fundido en las superficies de contacto. Debajo de la capa fundida se forma una zona afectada por el calor en la que se producen los cambios metalúrgicos. El ciclo térmico de la soldadura es breve, lo que da lugar a microestructuras metaestables [14].

En el proceso de soldadura de tubos, ambos bordes del fleje se unen en una junta en “I” sin biseles (ver Figura 2, a) mientras se calientan desde las aristas hasta la mitad del espesor de pared, según se distribuye la densidad de corriente de alta frecuencia (ver Figura 2, b y b'). Luego se comprimen entre sí mediante el par de rodillos (recalado), lo que fuerza el metal fundido a salir de la junta (ver Figura 2, c y c'). Tres factores principales determinan la calidad de la soldadura:

- i) Temperatura de los bordes,
- ii) Cantidad de recalque (medida como la diferencia en la circunferencia del tubo antes y después de la soldadura),
- iii) Formación del borde.

Cuando las tres condiciones son adecuadas, en los tubos de acero aparece claramente una banda de ferrita en el centro de la soldadura (ver Figura 2, c'). Si no son correctas, pueden producirse defectos de soldadura. De los tres factores, la formación del borde se determina en el proceso de conformado previo a

la soldadura, mientras que la temperatura de soldadura y la cantidad de recalado son variables que deben controlarse dentro de límites muy estrechos durante el proceso mismo de soldadura [15].

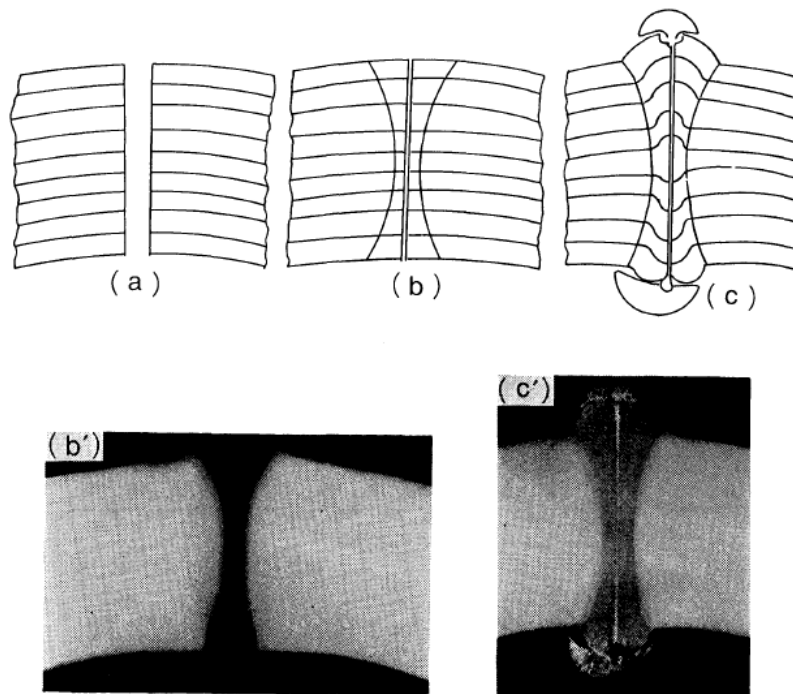


Figura 2. Esquemas del proceso de soldadura: (a) aproximación de bordes, (b y b') isotermas de calentamiento, y (c y c') flujo plástico durante el recalado [15].

El proceso de recalado de la junta, que ocurre aguas abajo del vértice de la soldadura, no sólo fuerza a la mayor parte del metal fundido y los contaminantes a salir de la junta, sino que también genera un trabajado en caliente del metal adyacente. Esto puede dar como resultado un refinamiento del grano y propiedades mecánicas mejoradas alrededor del plano de unión. El recalado también genera un flujo plástico brusco del metal base adyacente a la soldadura, de modo que las bandas microestructurales y las inclusiones no metálicas laminares llegan a ser prácticamente paralelas al plano de unión [14].

Las discontinuidades que se pueden generar en la interfaz de la soldadura son principalmente inclusiones no metálicas delgadas y planas. Estas suelen ser causadas por un calentamiento o un recalque inadecuados, que pueden ser constantes o variables, debido a un funcionamiento inestable. Si se dispone de suficiente potencia de soldadura, la calidad de la soldadura generalmente mejora al aumentar la velocidad de avance. Por otra parte, las superficies en contacto con daños mecánicos o que contienen contaminantes excesivos son otra causa común de defectos [14].

2.2. El tratamiento térmico de costura (TTC) en la fabricación de tubos

En los tubos de acero para muchas aplicaciones, especialmente para conducción (*line pipes*) y para la industria petrolera, la soldadura requiere un tratamiento térmico posterior de normalizado. Cuando el área de soldadura se enfría rápidamente, por conducción de calor al cuerpo del tubo y por la aplicación de fluido refrigerante, el área calentada puede transformarse en microestructuras frágiles que, si no se trataran,

podrían causar fallas catastróficas en servicio. Dado que es prácticamente imposible evitar la formación de estas microestructuras en el proceso de soldadura, se debe eliminarlas por completo en un tratamiento térmico posterior [1].

En este sentido, la norma API 5L, que rige la fabricación de tubos de conducción a nivel internacional, establece para los tubos soldados eléctricamente que la costura de soldadura y la zona afectada por el calor (ZAC) se deben tratar térmicamente de manera de “simular un tratamiento térmico de normalización” [16].

2.2.1. Normalización de la costura

Dado que el área fragilizada está restringida a la soldadura, normalmente solo esta zona necesita tratamiento térmico. Esto generalmente se logra usando una serie de inductores lineales de baja frecuencia (1 a 3 kHz) colocados sobre la costura, inmediatamente después de la herramienta de corte de la rebaba exterior.



Figura 3. Vista del tratamiento térmico de costura en una línea de fabricación de tubos con tres inductores lineales.

Los inductores calientan la zona de soldadura a temperaturas del rango austenítico y la baja frecuencia asegura que el calor penetre en todo el espesor de la pared. Luego se deja el metal enfriar al aire, sin que ningún refrigerante líquido entre en contacto con la zona de soldadura calentada, hasta que su temperatura haya caído por debajo del fin de transformación (A_{F1}). De esta manera se busca evitar la formación de martensita u otros microconstituyentes frágiles durante el enfriamiento [1].

Una vez que el metal está por debajo de esta temperatura ya no es posible que se formen microconstituyentes frágiles, no importa qué tan rápido se enfríe. Sin embargo, se debe tener cuidado al enfriar la zona caliente demasiado rápido o de manera no uniforme porque el tubo aún puede deformarse

por el choque térmico. Para ello se procura dejar que la zona de soldadura se enfríe al aire el mayor tiempo posible antes de enfriar con agua al final de la línea, antes del ajuste en frío del diámetro final del tubo (calibrado) [1].

Debido a su amplísima difusión en la industria, a este tratamiento térmico de costura (TTC) que implica un ciclo de austenización seguido de un enfriamiento natural (no forzado) se lo llamará “convencional” en el presente trabajo.

2.2.2. Equipo para normalizado de costuras

El equipo necesario para el normalizado de la costura por inducción consta de una fuente de potencia de frecuencia media, una bobina o inductor de inducción, un equipo auxiliar asociado para la refrigeración y el soporte mecánico de los inductores. Como fuentes de alimentación, actualmente se utilizan inversores de estado sólido.

En cualquier aplicación de calentamiento por inducción, la frecuencia de funcionamiento de la fuente de alimentación se define generalmente por la profundidad de penetración de calentamiento requerida en el material a calentar, a medida que aumenta la frecuencia, la profundidad de penetración se reduce. Por ejemplo, en la soldadura por inducción, se usa una frecuencia de aproximadamente 400 kHz ya que la profundidad de penetración requerida es muy pequeña (aproximadamente 1 mm), mientras que para normalizar es necesario calentar a través de todo el espesor de la pared, por lo que se utiliza una frecuencia del orden de 1 a 3 kHz. La profundidad de penetración aumenta significativamente a temperaturas superiores a la de Curie en el acero (aproximadamente 770 °C) y este efecto se aprovecha, dado que las temperaturas de normalización superan este nivel. Sin embargo, esto no se logra sin esfuerzo, ya que por encima del Curie se requiere más potencia para mantener la misma velocidad de calentamiento.

Los inductores utilizados para la normalización de la costura se denominan generalmente inductores de retorno dividido. Deben ser de construcción robusta, dado que se requieren transportar grandes cantidades de corriente y estar muy cerca del material a alta temperatura. La parte activa del inductor es un tubo de cobre de sección hueca cuadrada o rectangular para permitir el enfriamiento por agua. Para maximizar la eficiencia y concentrar el flujo donde se requiere en el tubo, se colocan láminas de acero al silicio sobre el inductor que intensifican el flujo magnético en el área frontal (ver Figura 4) [1].

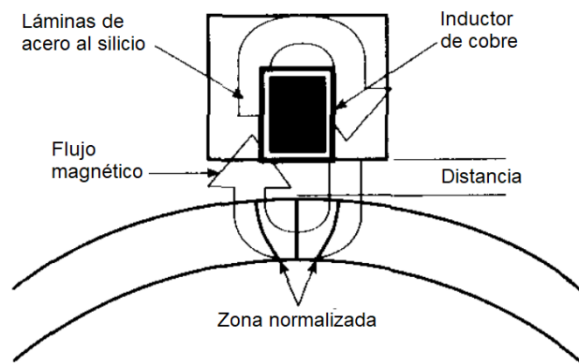


Figura 4. Esquema del inductor de retorno dividido para el tratamiento térmico del cordón [1].

2.2.2.1. Medición, registro y control de temperatura

La medición y registro de la temperatura es un requisito estándar para la mayoría de los productos normalizados y se logra mediante el uso de un pirómetro óptico inmediatamente después del inductor final, aunque suele ser común en instalaciones de múltiples inductores, también tener pirómetros entre inductores (Figura 5). Esto es útil para determinar un perfil de temperatura y ayudar a establecer una carga de energía uniforme de cada estación de calentamiento. Los pirómetros pueden proporcionar una señal de retroalimentación a cada fuente de alimentación para controlar y ajustar eficazmente la potencia de salida a fin de mantener una temperatura de normalización constante.

Se debe prestar atención a la temperatura real de la zona de soldadura durante el normalizado ya que un calentamiento excesivo (por encima de los 1000 °C) puede generar crecimiento de grano anormal. La presencia de una microestructura significativamente gruesa en la zona de soldadura puede deteriorar la tenacidad [1, 4].

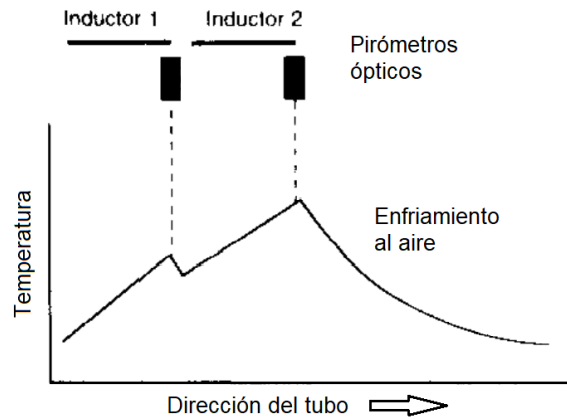


Figura 5. Curva de calentamiento esquemática en un sistema con dos inductores [1].

Como control de calidad se realiza regularmente un examen metalográfico de la zona de soldadura normalizada para asegurar que el inductor lineal esté centrado sobre la soldadura y que el calor esté penetrando a través de toda la pared (Figura 6).

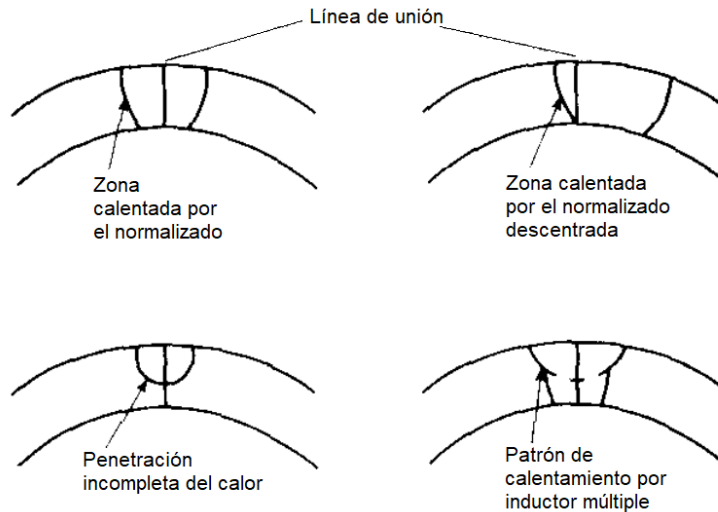


Figura 6. Distintos patrones de calentamiento en el tratamiento del cordón [1].

2.3. Características metalúrgicas de las uniones por SAF

2.3.1. Macroestructura de la soldadura antes del tratamiento térmico

Cuando se observa a escala macroscópica una muestra de soldadura de alta frecuencia de un tubo de acero al carbono y baja aleación en un corte transversal, se pueden distinguir las siguientes regiones [9]:

1. Metal base sin afectar.
2. Zona afectada por el calor (ZAC).
 - 2.1. Zona afectada por el calor deformada.
 - 2.2. Zona afectada por el calor no deformada.
3. Línea de soldadura.
4. Zona de metal fundido expulsado.

Estas regiones se ponen de manifiesto por medio de una preparación metalográfica adecuada (pulido y ataque químico) y baja magnificación (lupa). Su existencia es inherente al proceso de soldadura, mientras que su tamaño o proporción relativa depende de la combinación de variables operativas empleadas para realizar la unión. Ver Figura 7.

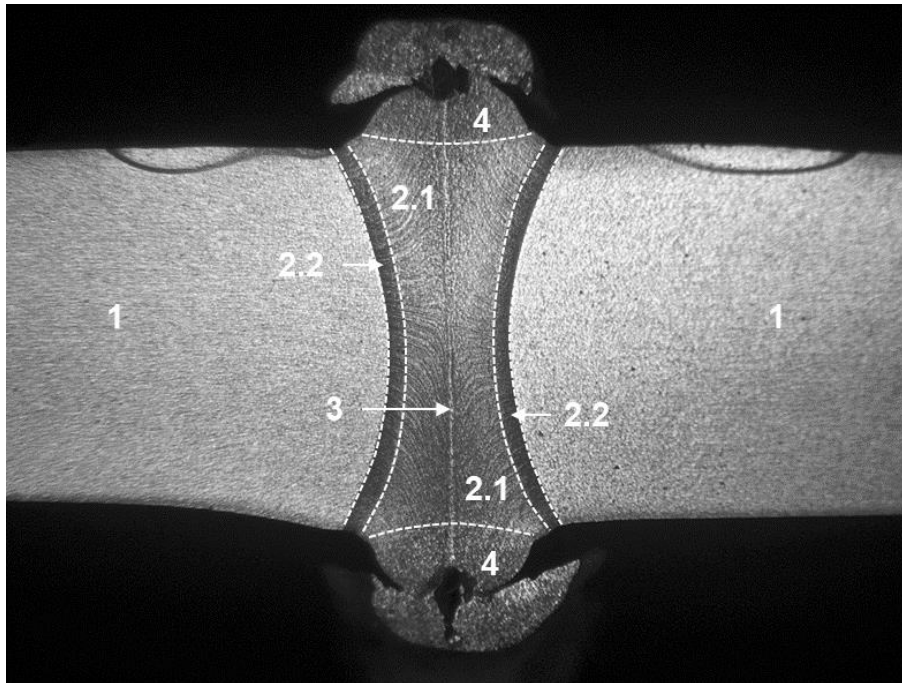


Figura 7. Macrografía de una soldadura de alta frecuencia antes del tratamiento térmico de costura (reactivo: ácido clorhídrico al 50%). Adaptado de referencia [9].

2.3.1.1. *Metal base*

El metal base suele presentar una microestructura mayoritariamente ferrítica para aceros con bajo contenido de carbono, como los que se usan para la fabricación de tubos de conducción (*line pipes*). A medida que aumenta el contenido de carbono del acero, se suele observar una distribución en bandas de ferrita y perlita [9, 17].

2.3.1.2. *Zona afectada por el calor*

La zona afectada por el calor (ZAC) en la soldadura de alta frecuencia presenta una forma característica de reloj de arena y es comparativamente más angosta que en los procesos de soldadura por arco eléctrico. Cuando se observa con un microscopio óptico con aproximadamente 250x se pueden identificar dos subzonas.

La subzona más próxima al plano de soldadura presenta una gran deformación plástica, resultante del recalado. Las bandas microestructurales del acero cambian abruptamente de dirección en ángulos de casi 90° (líneas de forja) y se vuelven prácticamente paralelas a la línea de soldadura. Las inclusiones no metálicas provenientes del acero también toman direcciones paralelas al plano de soldadura.

Entre la región deformada y el metal base no afectado existe una subzona delgada no deformada que marca el límite de la ZAC.

2.3.1.3. *Línea de soldadura*

Cuando se ataca con ácido nítrico diluido la sección transversal de la soldadura de un acero al carbono, se puede observar una banda blanca, de 0,3 a 1,2 mm de ancho, situada en la línea de soldadura y formada mayoritariamente por ferrita [9].

La explicación más aceptada para la formación de la banda blanca fue desarrollada por Suzuki y Takamura [18]. Según esos autores, al calentarse el material soldado por resistencia eléctrica, este se funde desde la superficie a unir y, en el límite, existe una región en la que coexisten las fases sólida y líquida. Suponiendo un estado de equilibrio local entre las dos fases, en esa región de coexistencia se produce la redistribución (partición) de solutos entre el sólido y el líquido. Al producirse el recalado en esas condiciones, la fase líquida enriquecida en soluto es expulsada hacia el exterior. Consecuentemente, en la unión de la soldadura queda la fase sólida empobrecida en carbono y otros solutos, por lo que se forma la línea blanca. La partición sólido-líquido se produce en el proceso de calentamiento y la línea blanca se forma a una temperatura más baja que la temperatura de la línea de liquidus. Este concepto se describe esquemáticamente en la Figura 8.

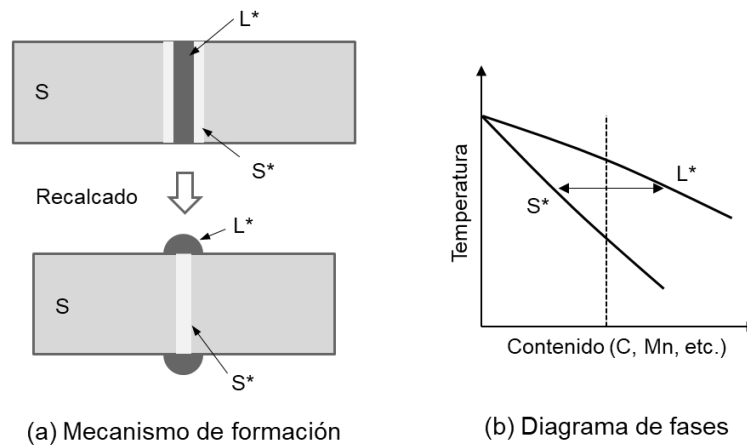


Figura 8. Dibujo esquemático del mecanismo de formación de la línea blanca [18].

Güngör *et al.* [10] midieron la distribución de Mn a través de la soldadura en tubos de acero para conducción (grado API 5L X65 de 8,6 mm espesor) mediante análisis por microsonda electrónica (*EPMA*), utilizando la técnica de espectroscopía de rayos X por longitud de onda dispersiva (*WDS*). En la condición de soldadura, observaron un empobrecimiento significativo de Mn localizado en la línea de unión, que es consistente con el mecanismo de formación de la línea blanca. Esta merma local era notable aún después de tratamiento térmico de costura por inducción, es decir que este proceso no es suficiente para homogenizar la composición química en la línea de soldadura. La técnica analítica utilizada es insensible a ligeras diferencias en el contenido de carbono.

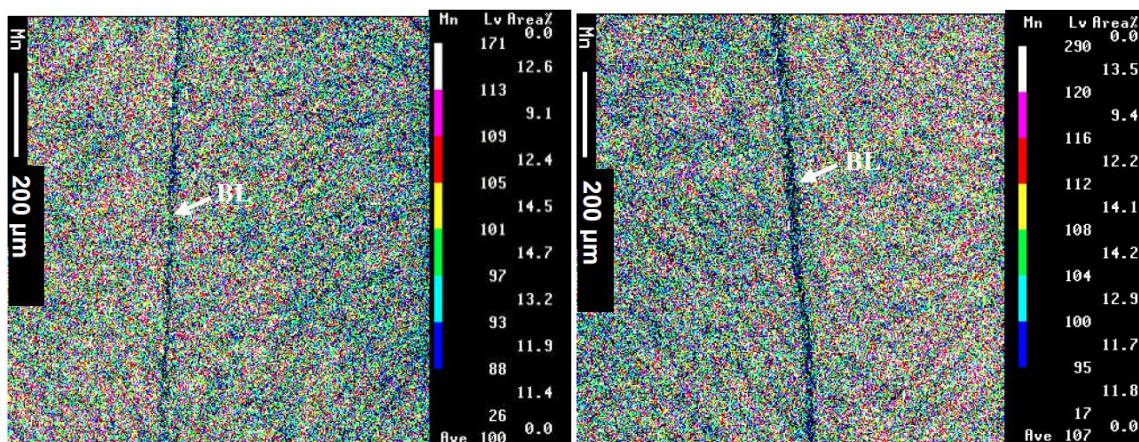


Figura 9. Distribución de Mn a través de la soldadura del tubo X65 de 8,6 mm de espesor (en la mitad del espesor), antes (izquierda) y después del TTC (derecha) [10].

2.3.2. Efecto del tratamiento térmico convencional

P. Yan y H. K. D. H. Bhadeshia de la Universidad de Cambridge (Reino Unido), en colaboración con Ö. E. Güngör, P. Thibaux y otros del centro de investigación y desarrollo de Arcelor Mittal (Gante, Bélgica), publicaron una serie de artículos en los que estudiaron los efectos metalúrgicos del tratamiento térmico de costura (TTC) convencional, de simple de calentamiento, en las propiedades mecánicas y la microestructura en tubo de acero para conducción de grado X65, con un foco especial en la textura cristalográfica [10, 13, 19, 20]. Estos antecedentes son relevantes para el presente trabajo dada la similitud del tipo de acero y composición de las muestras estudiadas por esos autores.

Para estos trabajos utilizaron muestras de tubo con tratamiento térmico realizado industrialmente, mediante calentamientos rápidos por inducción en el rango austenítico. Si bien la temperatura máxima no fue informada por ser secreto industrial del fabricante, se asegura que superó el punto de A_{C3} del acero (880 °C aproximadamente). Los datos de las muestras usadas para los estudios se resumen en la Tabla 1.

Tabla 1. Muestras usadas en los trabajos de Güngör, Yan *et al.* Composición en porcentajes de concentración en peso [10, 13].

Grado	Espesor del tubo	Tamaño Charpy	C	Mn	Si	Nb	Al
X65	8,6 mm	5 x 10	0.055	1.5	0.20	0.044	0.023
X65	14,8 mm	10 x 10	0.064	1.5	0.21	0.049	0.026

2.3.2.1. Microestructura

Yan, Güngör *et al.* analizaron la microestructura de la soldadura en cinco zonas: (1) material base, (2) ZAC no deformada, (3) ZAC deformada general, (4) ZAC deformada próxima a línea de soldadura, y (5) línea de soldadura. Las distintas zonas se indican en la macrografía de la Figura 10.

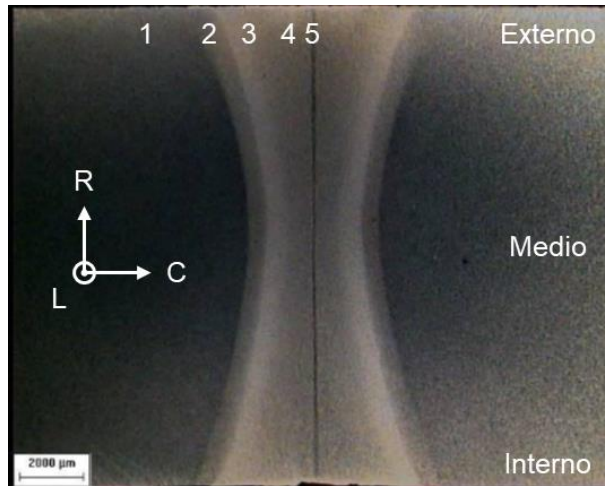


Figura 10. Macrografía de la soldadura del tubo de 14,8 mm de espesor antes del TTC. Las zonas asociadas a la soldadura son: (1) metal base, (2) ZAC no deformada, (3, 4) ZAC y (5) línea de soldadura [10].

Las estructuras observadas en las subzonas afectadas por el calor no deformada (2) y deformada (3) se ilustran en la Figura 11 a y b, respectivamente, y consisten en ferrita e islas M-A. La forma y el tamaño de los granos de ferrita marcan la diferencia en la microestructura entre estos dos dominios. Observaron una anisotropía visible en la forma de los granos de ferrita en la ZAC no deformada. Esto sugiere que esta área no se habría austenizado completamente durante el proceso de soldadura y que los granos de ferrita no transformados mantienen la forma heredada de la laminación. En comparación, la ZAC deformada tiene granos de ferrita equiaxiales y más finos como resultado de la recristalización dinámica, debido a una deformación más severa en la región completamente austenizada, ya que está más cerca de la unión soldada.

La microestructura en la unión soldada (5) y la ZAC adyacente a ella (4) consiste en una mezcla de ferrita alotriomorfa de límite de grano, ferrita de Widmanstätten e islas M-A (ver Figura 11, c y d respectivamente). Es posible que los granos de austenita previos aquí hayan sido más gruesos y que hayan favorecido la formación de ferrita de Widmanstätten.

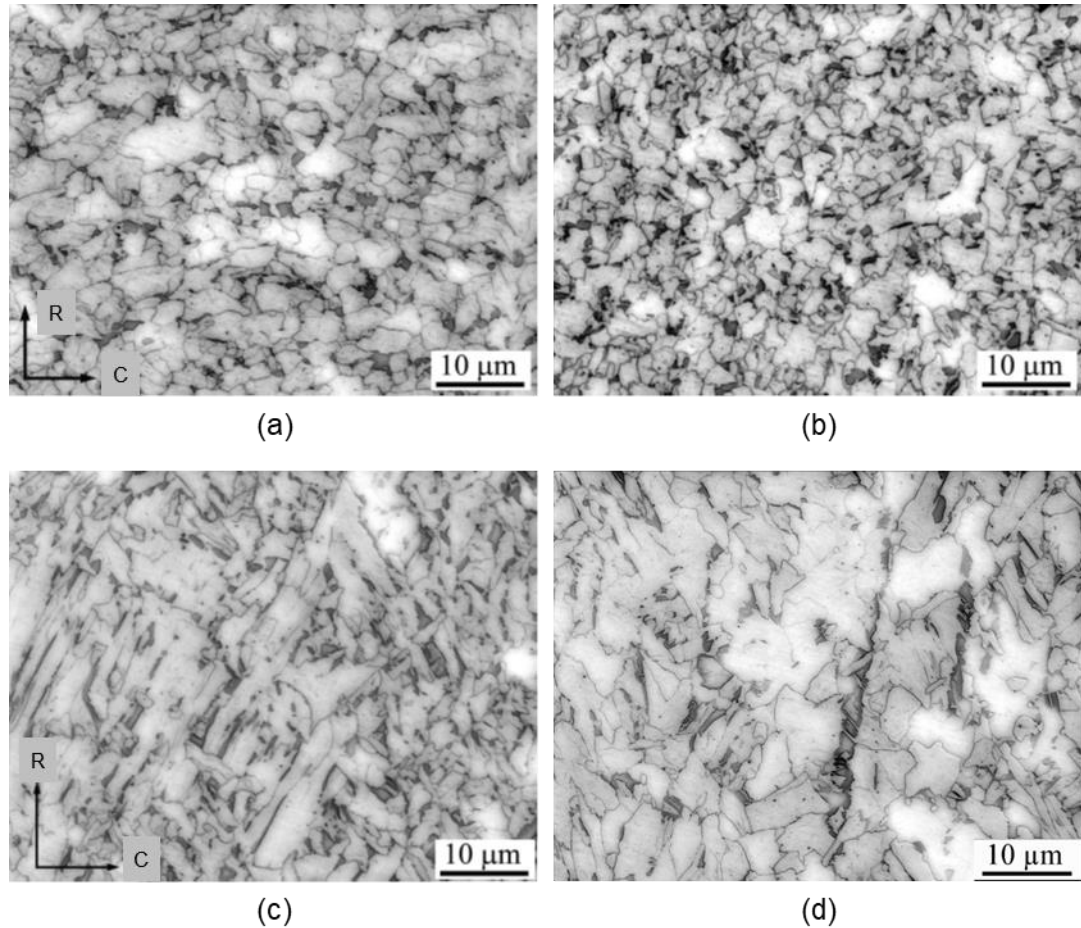


Figura 11. Micrografías de la muestra de tubo grado X65 en condición soldada. (a) ZAC no deformada, (b) ZAC general, (c) ZAC adyacente a la soldadura, y (d) línea de soldadura, según se describen en la figura anterior [13].

Los constituyentes M-A están ampliamente presentes en la línea de soldadura y en la zona afectada por el calor debido al rápido enfriamiento y las posibles segregaciones de carbono y otros elementos de aleación involucrados durante el proceso. En el medio de la unión soldada, las islas M-A aparecen alineadas a lo largo de la dirección radial (Figura 11 d) en todo el espesor de la pared, excepto dentro de 1 mm de las superficies interior y exterior [13]. Mediciones de nanodureza mostraron que las islas de M-A contienen componentes mucho más duros que la matriz. El patrón de indentaciones tomadas a través de una isla alargada en la línea de soldadura y los valores de dureza correspondientes se muestran en la Figura 12 [10].

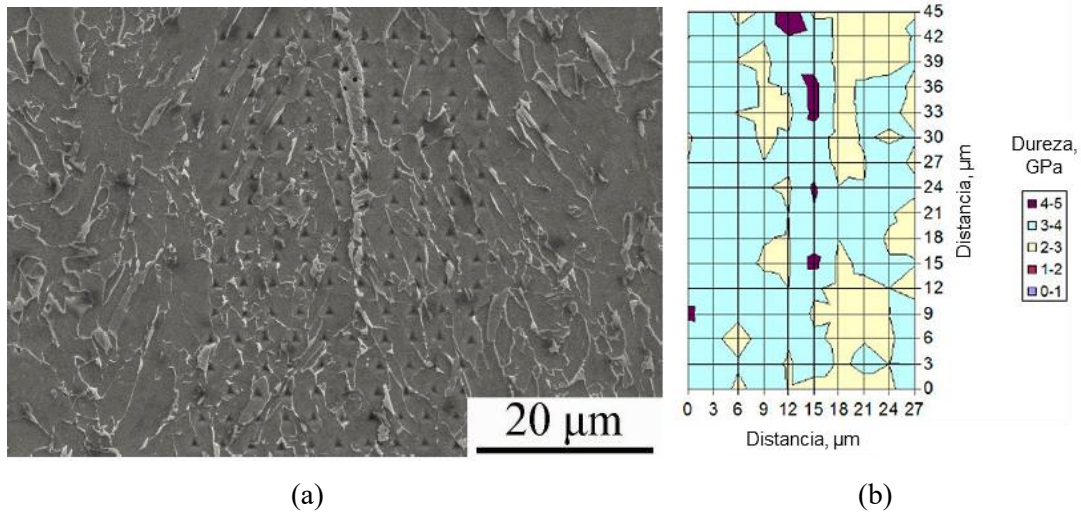


Figura 12. (a) Nanoindentaciones a través de la línea de unión del tubo de 8,6 mm, y (b) resultados de las mediciones de durezas [10].

Los patrones de difracción de rayos X (Figura 13) de las muestras soldadas revelaron una pequeña cantidad de austenita, que probablemente sea aportada por las islas M-A que se ven en la Figura 11. La austenita retenida desaparece después de tratamiento térmico de soldadura.

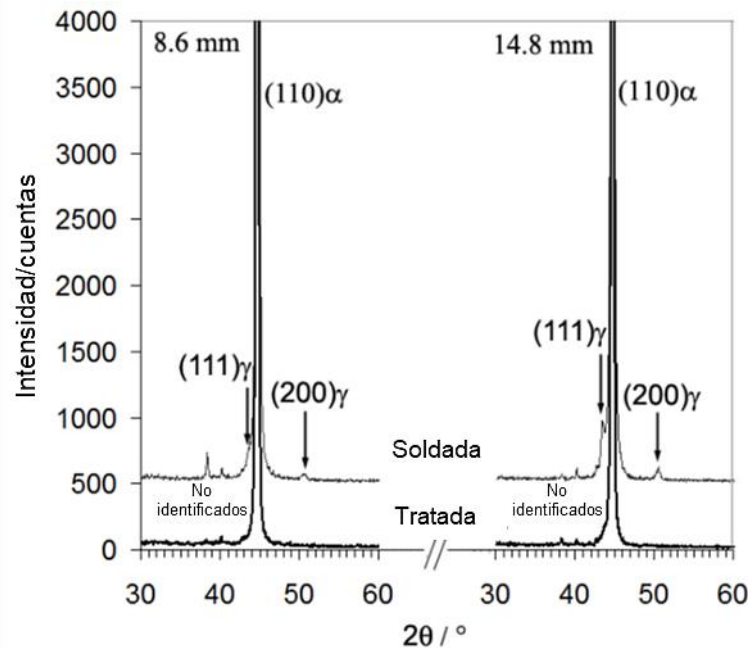


Figura 13. Patrones de difracción de rayos X (las escalas horizontal y vertical están truncadas para mayor claridad) [13].

El tratamiento térmico posterior a la soldadura uniformizó significativamente la microestructura de la región afectada. En la ubicación de la unión de soldadura original y en sus inmediaciones, la muestra

mostró una microestructura de ferrita y perlita (ver Figura 14, a y b). En la micrografía b se muestra claramente que las cadenas de islas M-A en la unión soldada se convirtieron en perlita. Además, se observan rastros de flujo de metal que persisten en la ZAC deformada a ambos lados de la unión soldada (Figura 14, c y d).

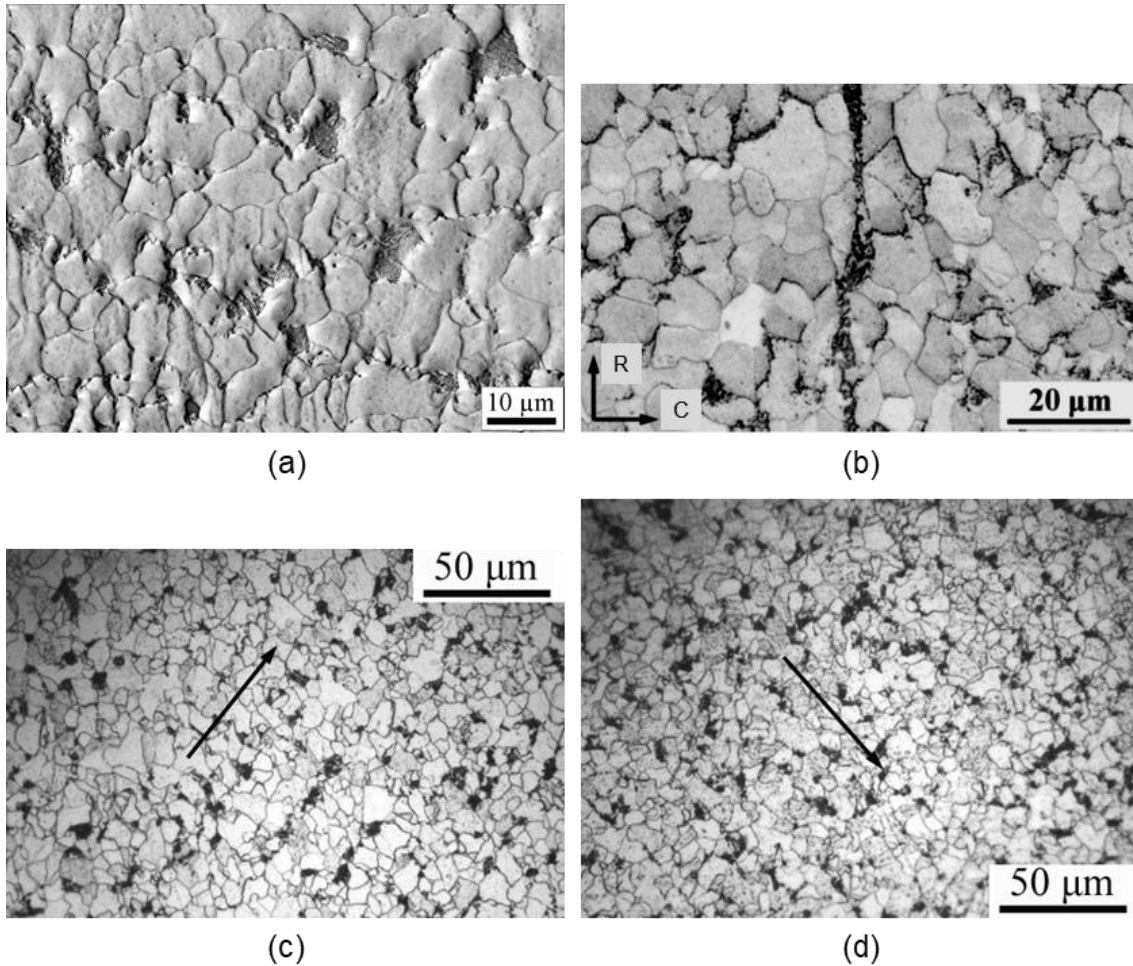


Figura 14. Micrografías del tubo de 8,6 mm de espesor tratado. (a) En la ZAC próxima a línea de soldadura, (b) sobre la soldadura, (c) cerca de la superficie exterior a un lado de la unión, y (d) cerca de la superficie interior del tubo a un lado de la unión [13].

2.3.2.2. *Propiedades mecánicas*

Los perfiles de microdureza obtenidos por Yan *et. al* de las muestras de estado soldado y tratadas térmicamente se muestran en la Figura 15 [13]. El origen del eje x corresponde al centro de la unión. El tratamiento térmico posterior a la soldadura, como se esperaba, condujo a una disminución general de la dureza y suavizó la caída de dureza en la línea de soldadura, lo que respalda que la microestructura se volvió más uniforme y posiblemente se redujo el grado de descarbonación por difusión.

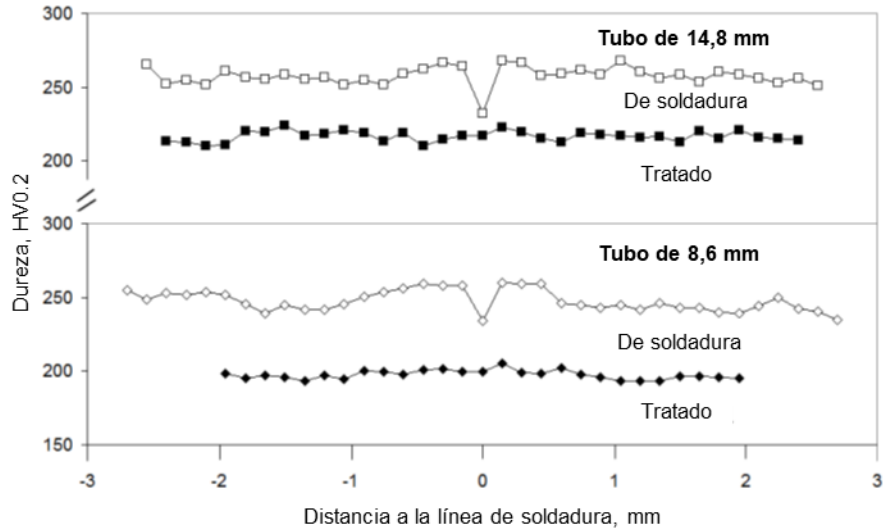


Figura 15. Mediciones de dureza a través de la soldadura, antes y después del tratamiento térmico de costura [13].

En esos trabajos, también realizaron ensayos de impacto de Charpy a diferentes temperaturas entre -60 y 0 °C, utilizando probetas en la dirección transversal a la soldadura con la entalla en V sobre la línea de la soldadura (LS), y desplazada a 1, 2 y 3 mm de esta (LS+1, LS+2 y LS+3, respectivamente) [10].

En ambos espesores obtuvieron resultados semejantes. Los correspondientes al tubo de 8,6 mm se muestran en la Figura 16. Puede verse que, en el estado soldado (sin tratamiento térmico), la línea de unión es completamente frágil a todas las temperaturas de ensayo. El tratamiento postsoldadura mejoró significativamente la tenacidad de la junta a un nivel superior a 170 J/cm² a -5 °C. Sin embargo, a temperaturas por debajo de -20 °C, la tenacidad de la línea de unión es menor que la del material base y la fractura resulta frágil.

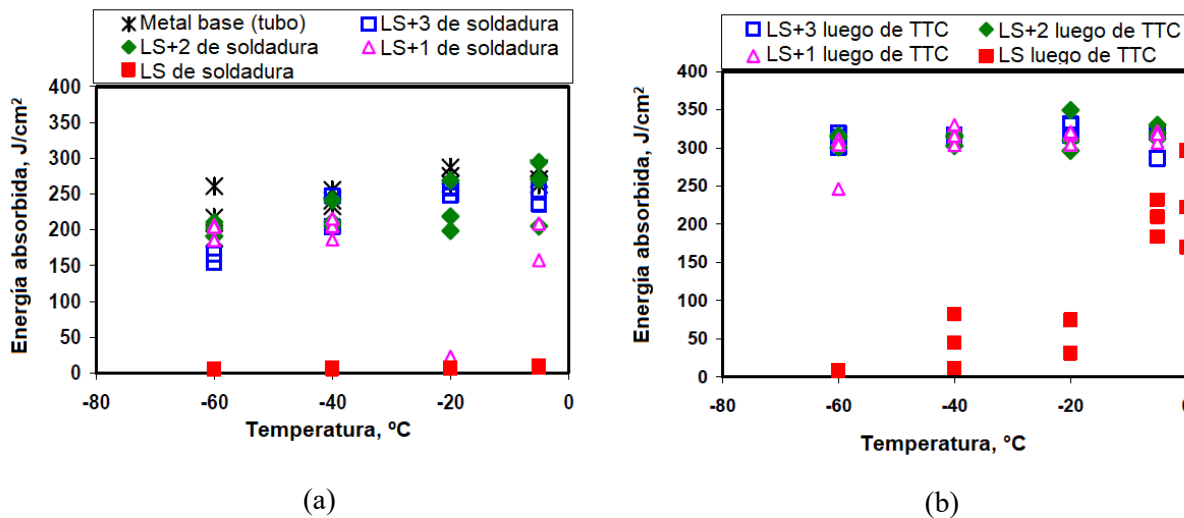


Figura 16. Resultados de ensayos de Charpy en un tubo grado X65 de 8,6 mm de espesor de pared (probeta reducida a 2/3), (a) en la condición de soldadura, y (b) luego del tratamiento térmico [10].

Estos resultados muestran que el TTC genera un aumento en la tenacidad y la ductilidad de la soldadura, pero a costa de ablandar el material. Esta dificultad para mejorar simultáneamente la tenacidad y la resistencia de la soldadura mediante el tratamiento térmico convencional ha sido reportada en otros trabajos y en la experiencia industrial [2].

2.3.2.3. *Efecto en la textura cristalográfica*

Yan *et al.* [13, 19, 20] realizaron escaneos continuos con la técnica difracción de electrones retrodispersados (*EBSD*, por sus siglas en inglés) en la superficie paralela a las direcciones radial y circunferencial (R-C), desde el metal base hasta la unión soldada a lo largo de la dirección circunferencial, cerca de las superficies exterior e interior y en el espesor medio de ambos tubos.

La Figura 17.a muestra imágenes de orientación de ferrita del metal base, que se encuentra a 4 mm de la unión, en la muestra en condición soldada. Las orientaciones de los cristales no están distribuidas uniformemente, como se ilustra en la figura de polos $\{100\}$ (Figura 17.c), sino que los granos de ferrita tienen una amplia gama de orientaciones. Lo más importante es que no se observa acumulación de polos $\{100\}$ alrededor de la dirección circunferencial. Esto significa que hay pocos planos $\{100\}$ paralelos o casi paralelos a las direcciones radial y longitudinal (R-L), que es la superficie de fractura de las probetas de Charpy. El plano $\{100\}$ es el plano de clivaje del cristal de hierro BCC, por lo que una baja densidad de planos $\{100\}$ paralelos a la superficie R-L debería conducir a una mayor energía de fractura. La Figura 17.b muestra granos dispersos con sus planos $\{100\}$ orientados dentro de los 10° de la superficie de fractura, que representan solo el 3% del área. Los resultados fueron consistentes con los datos de tenacidad del metal base ilustrados en la Figura 16. Por el contrario, una alta densidad de $\{100\}$ planos paralelos a la superficie de fractura hubiese conducido a una menor tenacidad.

Como se muestra en la Figura 17.f, la unión soldada sin tratamiento térmico tiene una fuerte textura con una sola orientación principal y hay una alta concentración de polos $\{100\}$ alrededor de la dirección circunferencial. Alrededor del 19% del área está ocupada por grupos de granos orientados favorablemente a la fractura, lo que explica, según esos autores, la baja tenacidad de esta región.

La intensidad de la textura de la unión soldada disminuye después del tratamiento térmico posterior, como se ilustra en la Figura 17.i, pero la acumulación de planos $\{100\}$ alrededor de la dirección circunferencial aún permanece elevada. La Figura 17.h muestra que los granos que poseen planos de clivaje dentro de 10° con respecto a la superficie de fractura todavía ocupan el 10% del área. Según esos autores, esto explicaría que la tenacidad en la unión soldada mediante el tratamiento térmico posterior a la soldadura no alcanzara a los valores del metal base (ver Figura 16).

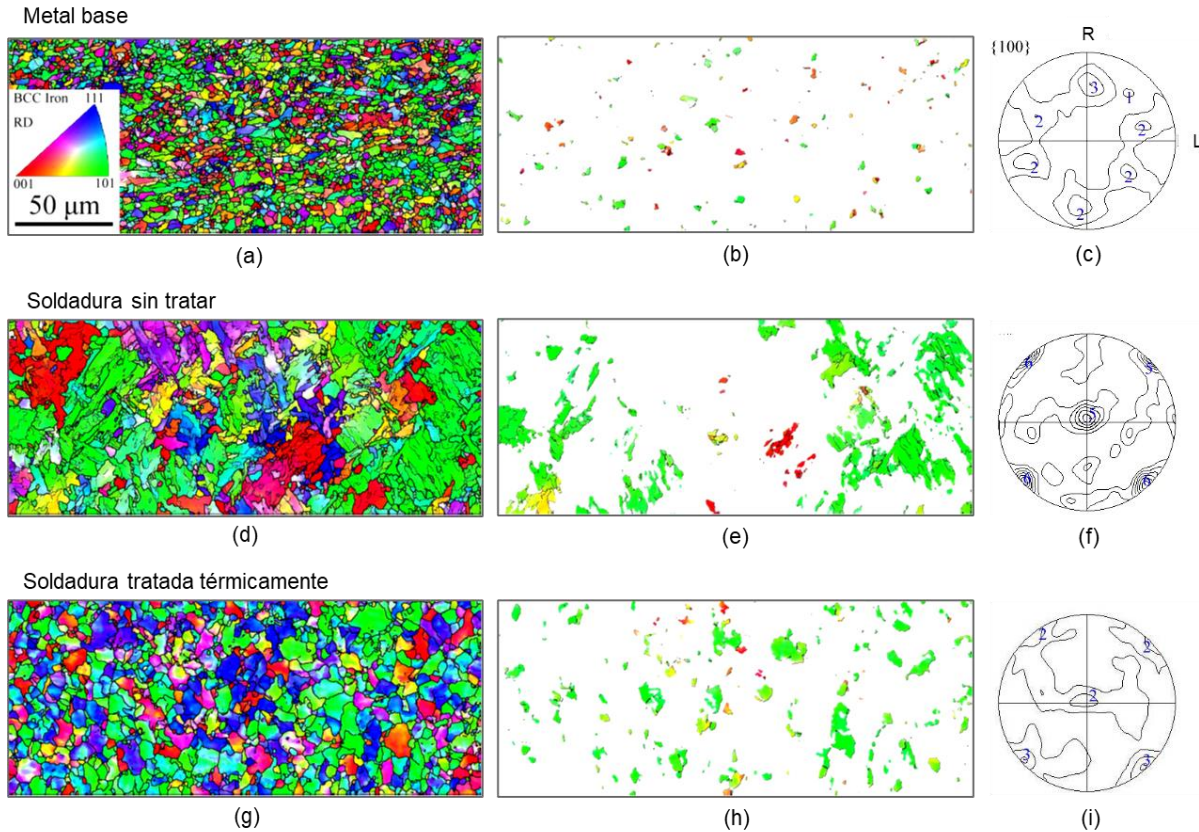


Figura 17. Análisis de textura cristalográfica por EBSD de un tubo grado X65 de 14,8 mm de espesor. Las imágenes de la izquierda son los mapas de orientación de los granos. Al centro, la imagen de los granos en la misma área cuyos planos $\{100\}$ están a menos de 10° de ser paralelos a las direcciones longitudinal y radial (R-L). A la derecha, la figura polar del área. Las imágenes corresponden: (a, b, c) al metal base cerca de la superficie exterior, (d, e, f) a la línea de soldadura sin tratar, y (g, h, i) a la soldadura tratada térmicamente [13].

En la Tabla 2 se resumen las fracciones de área de planos $\{100\}$ orientados de manera similar a la superficie de fractura en la probeta de Charpy (L-C). Para ambos tubos, el metal base tiene la densidad más baja de planos de clivaje orientados para facilitar la fractura, mientras que la unión soldada tiene la más alta. Después del tratamiento térmico postsoldadura la densidad disminuye, pero no baja al nivel del metal base.

Tabla 2. Porcentaje de área de granos que contienen planos $\{100\}$ a menos de 10° de desorientación respecto de la superficie L-R [13].

Zona	Tubo de 8.6 mm			Tubo de 14.8 mm		
	Metal base	Sol. sin TTC	Sol. con TTC	Metal base	Sol. sin TTC	Sol. con TTC
Cerca sup. externa	2	12	9	3	19	10
A mitad de espesor	2	24	10	3	12	10
Cerca sup. interna	2	12	7	4	14	7
<i>Promedio</i>	<i>2.0</i>	<i>16.0</i>	<i>8.7</i>	<i>3.3</i>	<i>15.0</i>	<i>9.0</i>

La ineficacia del tratamiento térmico convencional para eliminar completamente la textura cristalográfica generada durante el proceso de soldadura puede explicarse teniendo en cuenta que la unión soldada estaba constituida tanto por productos de transformación por desplazamiento (ferrita de Widmanstätten e islas M-A) como por productos de difusión (ferrita alotriomorfa). Debido al efecto de memoria, parte de la estructura previa de granos de austenita, que se formó durante el proceso de soldadura, se reprodujo durante el calentamiento rápido del tratamiento térmico por inducción.

El efecto de memoria de la austenita ocurre en aceros bainíticos y martensíticos (productos de transformación por desplazamiento), donde se observan dos formas de nucleación y crecimiento de austenita durante el calentamiento. Por un lado, la nucleación y el crecimiento globular, que puede describirse en términos clásicos, lo que conduce al refinamiento del grano cuando es el modo dominante. Por otro, la nucleación acicular que ocurre en austenita retenida estabilizada en los límites del listón bainítico o martensítico, lo que lleva a una morfología acicular. En este caso, los granos aciculares dentro de un grano de austenita previo determinado tienen una orientación común debido a su crecimiento a partir de austenita retenida y se fusionan al encontrarse. Esto conduce a una reconstitución del crecimiento del grano austenítico anterior original, lo que se llama efecto de memoria de la austenita. Para que ocurra el efecto memoria, se necesita la presencia de austenita retenida y un medio para estabilizar los límites del listón. Así, el grado de refinamiento que se obtiene al reaustenizar está determinado por las cantidades relativas de crecimiento globular y acicular [21].

3. ANTECEDENTES DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS ALTERNATIVOS AL PROCESO CONVENCIONAL

En el capítulo anterior se describió el proceso de tratamiento térmico de costura convencional que consiste en un calentamiento localizado por inducción seguido de un enfriamiento al aire del tubo. También se discutieron los efectos en la microestructura y las propiedades mecánicas. Los resultados de Güngör, Yan *et al.* [10, 13] muestran las dificultades para alcanzar en la soldadura los mismos valores de tenacidad que se obtienen en cuerpo de tubo grado API 5L X65 mediante este tratamiento térmico. También mostraron que la soldadura sufre un ablandamiento significativo en el proceso.

En la literatura aparecen distintos trabajos donde se describen procesos de tratamiento térmico de cordón más complejos que involucran dos etapas de calentamiento con enfriamiento acelerado intermedio. Según sus autores, estos procesos permitirían lograr mejores combinaciones de resistencia y tenacidad en la unión soldada. Las distintas alternativas descritas en la bibliografía sirvieron de referencia para definir los ciclos térmicos que se estudiaron en el presente trabajo mediante simulaciones físicas del proceso. A continuación, se enumeran los antecedentes más relevantes de este tipo de tratamientos.

3.1. Proceso desarrollado por Mannesmann (Alemania, 1981)

En 1981, Erich Treiss de la firma Mannesmann publicó un artículo donde se describen tratamientos de costura con dos etapas de calentamiento en rango austenítico, con y sin enfriamiento acelerado intermedio (ver Figura 18) [2]. En ese artículo menciona que los tubos fabricados con aceros de alta resistencia de laminación convencional, es decir, no procesados termomecánicamente, hasta ese momento eran sometidos primero a un austenizado por inducción de una sola etapa en el área del cordón de soldadura, y luego, a un normalizado de cuerpo completo en horno continuo para igualar las propiedades mecánicas en el área del cordón con las del cuerpo del tubo.

Para eliminar las desventajas del tratamiento térmico en horno, desarrollaron un proceso TTC de dos etapas de calentamiento en la línea de producción que reemplazó el normalizado adicional en horno y además permitió el uso de aceros tratados termomecánicamente hasta el grado St E 480.7 TM (según DIN 17172), equivalente a un grado API 5L X70.

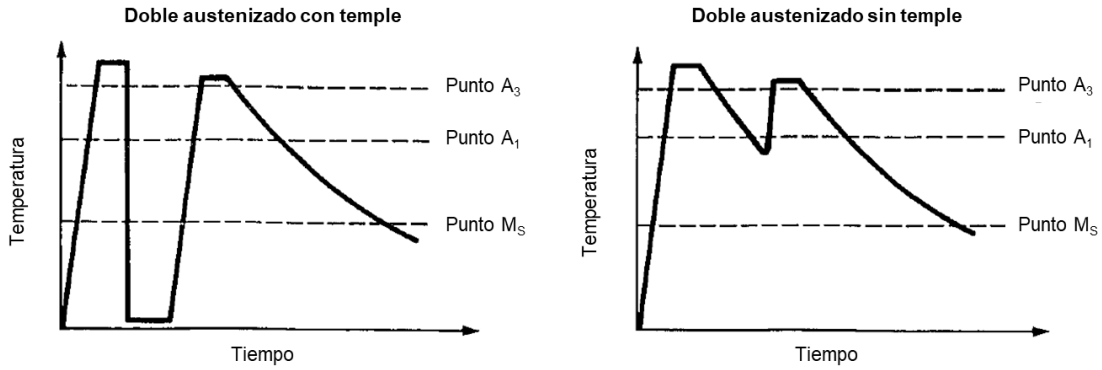


Figura 18. Gráficos temperatura-tiempo (esquemáticos) de los tratamientos inductivos de doble austenizado descritos por Treiss [2].

La Figura 19 muestra los valores de tenacidad al impacto obtenidos después de diferentes tratamientos térmicos, medidos en probetas tipo ISO-V a 0 °C para el material base y el área de costura calentado por inducción, para material St E 415.7 TM (equivalente al grado API 5L X60) en tubos de 508,0 mm de diámetro y 6,35 mm de espesor. En estado de soldadura (variante 1), los valores estuvieron en un rango bajo, en torno a 10 J/cm². Con un austenizado simple de normalización (variante 2) o seguido de enfriamiento en agua (variante 3), los valores de tenacidad aumentan ligeramente, con un pequeño aumento en la dispersión. Mediante el austenizado doble, es decir, pasando dos veces por la transformación α - γ (variante 4), lograron una mejora adicional. Pero, finalmente, los niveles de tenacidad del material base sólo se lograron en la soldadura de costura enfriando el área calentada en agua después del primer austenizado y luego se calentando nuevamente por encima de A₃ (variante 5).

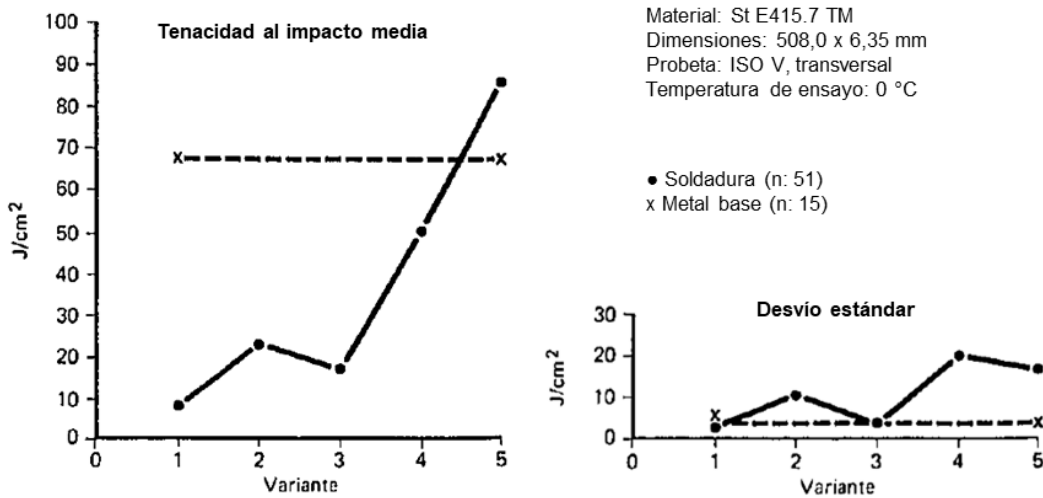


Figura 19. Tenacidad al impacto de metal base y soldadura después de distintas variantes de tratamiento térmico de costura: (1) estado soldado, (2) austenizado simple, (3) austenizado simple con enfriamiento en agua, (4) austenizado doble, y (5), austenizado doble con enfriamiento intermedio en agua [2].

En la Figura 20 se muestran los perfiles de dureza en el área de soldadura en diferentes etapas del tratamiento de costura de doble austenizado con enfriamiento intermedio en agua (variante 5). Los ensayos se realizaron en tubos de 7,1 mm de espesor fabricados con material St E 415.7 TM. En estado soldado, los valores de dureza estuvieron entre 190 y 220 HV, y las diferencias entre las superficies interior y exterior no eran notables. Después del primer calentamiento y enfriamiento con agua, los valores de dureza aumentaron a 320-330 HV en la superficie exterior y a 230-240 HV en la superficie interior, como resultado de las diferentes velocidades de enfriamiento alcanzadas en el espesor. El segundo austenizado eliminó las diferencias de dureza entre las superficies interna y externa, y la dureza obtenida de entre 185 y 200 HV corresponde a la del material base.

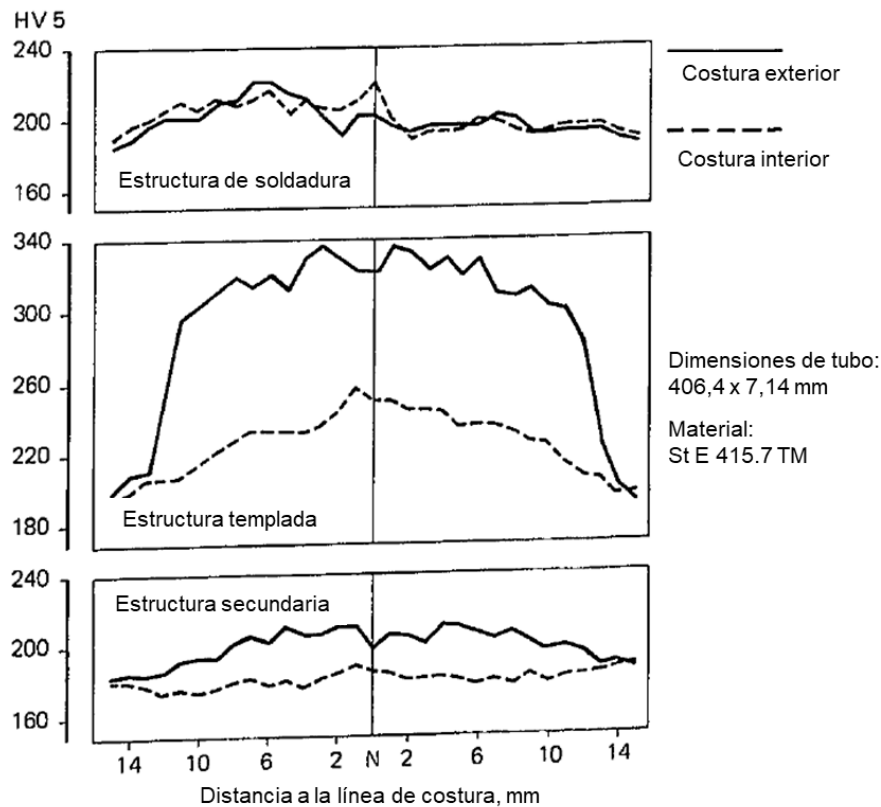


Figura 20. Perfiles de dureza en soldadura de alta frecuencia en distintas etapas del tratamiento de costura de doble austenizado con enfriamiento intermedio en agua [2].

El estudio concluye que un TTC de normalización simple mostró limitaciones para hacer coincidir las propiedades mecánicas en el área de la costura de soldadura con las del material base en los aceros para tubos de conducción tratados termomecánicamente. Los resultados de los ensayos muestran que solo se pudieron lograr los mismos valores de resistencia al impacto y dureza en el material de base y en la soldadura mediante un ciclo de doble austenizado con enfriamiento intermedio con agua.

3.2. Proceso patentado por Sumitomo (Japón, 1985)

En 1985, el fabricante de tubos japonés Sumitomo Metal Industries obtuvo la patente estadounidense N° 4.523.072 en la que se describe un tratamiento térmico de costura de dos etapas (ver Figura 21) [3]. El proceso patentado consiste en calentar las soldaduras a una temperatura no inferior al punto A_{C3} , enfriarlas a una velocidad de enfriamiento de entre 15 y 30 °C/s al menos dentro del rango entre 800 °C y el punto A_{R1} , y revenir las soldaduras enfriadas a una temperatura de entre 450 y 800 °C, preferiblemente entre 500 °C y el punto A_{C1} . El revenido se puede realizar solo en las soldaduras o en la totalidad del tubo. Esto último es conveniente cuando la relación espesor-diámetro es relativamente grande, ya que permite recuperar la degradación en la tenacidad del metal base causada por el endurecimiento por trabajado en frío durante el conformado del cuerpo.

Según el método patentado, las soldaduras calentadas se enfrían a una velocidad especificada con el objetivo generar una microestructura compuesta por ferrita fina parcialmente mezclada con bainita. Tal estructura mixta aseguraría que la dureza de las soldaduras no sea menor que la de las áreas circundantes. Así, no solo se puede obtener una tenacidad mejorada de las soldaduras, sino también una matriz muy resistente debido a la formación de una estructura ferrítica fina.

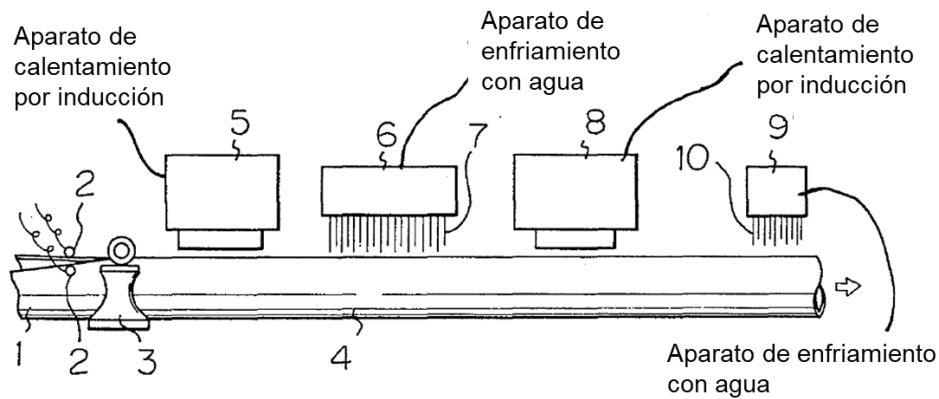


Figura 21. Esquema de una línea de fabricación donde se puede aplicar el tratamiento patentado por Sumitomo [3].

Para respaldar la invención, como ejemplos en la patente se incluyen datos obtenidos de ensayos de Charpy en tubos de conducción de 406,4 mm de diámetro y 12,7 mm de espesor, fabricados con 4 aceros de bajo carbono distintos, cuya composición se detalla en la Tabla 3.

Tabla 3. Composición química de los aceros utilizados en los ejemplos de la patente de Sumitomo, en porcentaje de concentración en peso [3].

Acero	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	V	Al en sol.	Fe + impurezas
A	0.10	0.10	0.97	0.014	0.005	-	-	-	0.038	Balance
B	0.08	0.12	1.01	0.016	0.006	-	0.047	-	0.035	Balance
C	0.08	0.20	1.08	0.017	0.004	0.028	0.032	-	0.042	Balance
D	0.07	0.18	1.33	0.014	0.002	0.044	0.040	0.020	0.040	Balance

En los ejemplos citados, se comparan resultados de Charpy sobre muestras de tubos a los que se aplicaron tratamientos térmicos cuyos parámetros se listan en la Tabla 4. Los valores tenacidad obtenidos luego de aplicar distintas variantes del tratamiento patentado son consistentemente mayores que los obtenidos con un proceso convencional de una etapa con enfriamiento al aire (ver Figura 22).

Tabla 4. Parámetros de los tratamientos térmicos realizados en los ejemplos de la patente de Sumitomo [3].

Tratamiento térmico N°		Temp. en primera etapa de cal. (°C)	Temp. inicial del enf. en agua (°C)	Vel. de enf. (°C/s)	Temp. final del enf. en agua (°C)	Temp. en segunda etapa de cal. (°C)	Temp. inicial del enf. en agua (°C)
La invención presente	1	950	850	15	500	650	550
	2	950	850	30	250	650	550
	3	950	850	20	400	750	640
	4	950	850	20	400	550	470
Condiciones comparativas	5	950	Enfriamiento al aire				550
	6	De soldadura					550

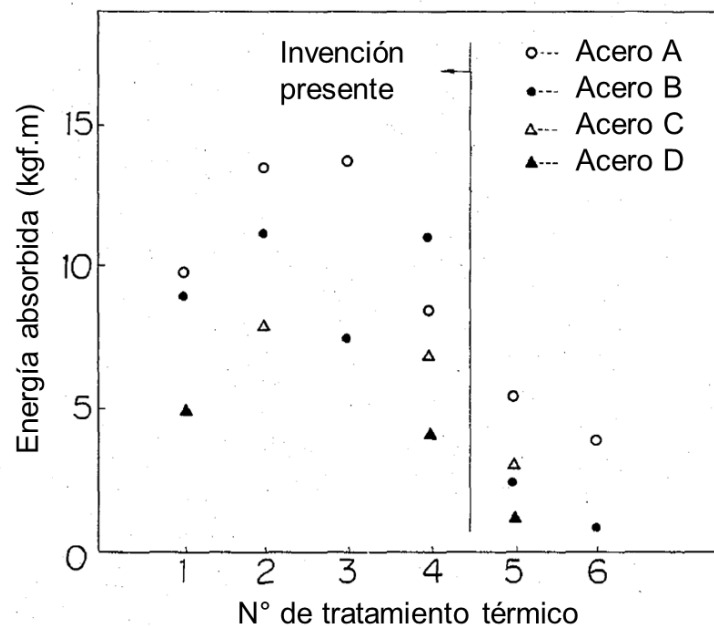


Figura 22. Resultados de los ensayos de Charpy en soldadura a -20 °C (probetas de 10 x 10 mm con entalla en V) presentados en la patente de Sumitomo [3].

3.3. Proceso desarrollado por JFE Steel (Japón, 2003)

En 2003, Koide *et al.* de la empresa JFE Steel de Japón publicaron un artículo donde describen las mejoras realizadas en el proceso de fabricación por SAF de tubos de 26 pulgadas (660,4 mm) de diámetro

en la planta de Chita (Prefectura de Aichi, Japón), en el que el espesor máximo de pared para grado API 5L X56 se incrementó de 20,6 mm a 25,4 mm [4]. Cabe destacar que estas dimensiones, tanto en diámetro como en espesor, son las mayores alcanzadas a nivel mundial para el proceso de fabricación por SAF.

La Figura 23 muestra un esquema del proceso de fabricación. El tratamiento térmico de la costura se describe brevemente y consiste en un calentamiento por inducción desde el exterior del tubo, seguido de revenido (*tempering*) y “otros procedimientos” de tratamiento térmico. De la figura se deduce que el proceso presumiblemente sea similar al de Sumitomo, cuya patente ya había vencido para ese momento. Sin embargo, también mencionan que obtuvieron con éxito una microestructura de soldadura de costura satisfactoria por tratamiento térmico de normalizado, por lo que no queda claro en qué consistió realmente el tratamiento aplicado.

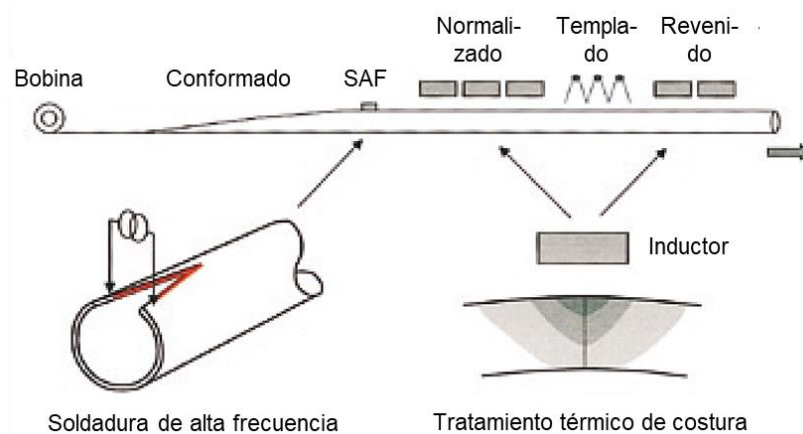


Figura 23. Esquema del proceso de fabricación, incluidos los procesos de tratamiento térmico, del trabajo de Koide *et al.* [4].

Los autores realizaron mediciones de tenacidad en la soldadura mediante ensayos de CTOD (del inglés, *crack tip opening displacement*), con un requerimiento mínimo de 0,2 mm [4]. En la mecánica de fractura en régimen elastoplástico, esta variable representa la separación o apertura de las superficies de una fisura en su extremo inicial, justo antes del inicio de una extensión significativa de la fisura por desgarro en condiciones de fractura inestable inducida por una fuerza externa. Este valor caracteriza la tenacidad a la fractura de los materiales dúctiles y se determina mediante ensayos fractomecánicos con probetas prefisuradas por fatiga [22]. Los ensayos están definidos por la norma ASTM E1820, entre otras [23].

Encontraron que la microestructura de la capa superficial exterior se engrosa cuando el calentamiento del tubo es excesivo, lo que resulta en un notable deterioro de la tenacidad de la soldadura. Esto se pone en evidencia en los valores de CTOD obtenidos en la soldadura (ver Figura 24).

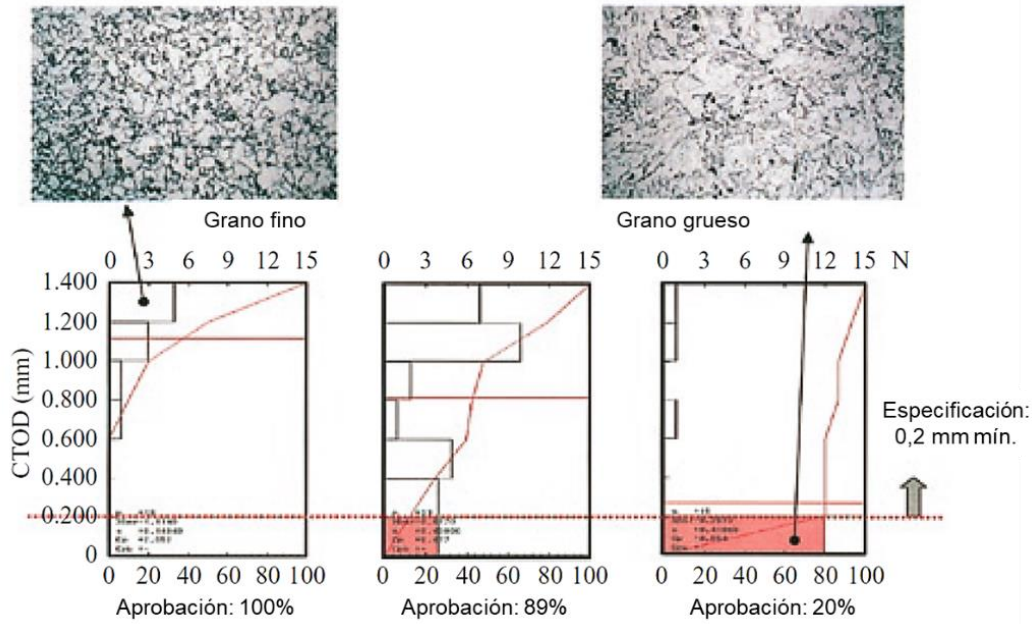


Figura 24. Resultados de CTOD en soldadura y su relación con la microestructura, del trabajo de Koide *et al.* [4].

Para evitar el sobrecalentamiento, desarrollaron un método de control de temperatura por pirometría de barrido, que mostró una buena correlación entre la temperatura pico en la superficie exterior y los valores CTOD (ver Figura 25). Este método, les permitió definir un rango de temperaturas pico objetivo acotado entre 1040 y 1080 °C en la superficie exterior.

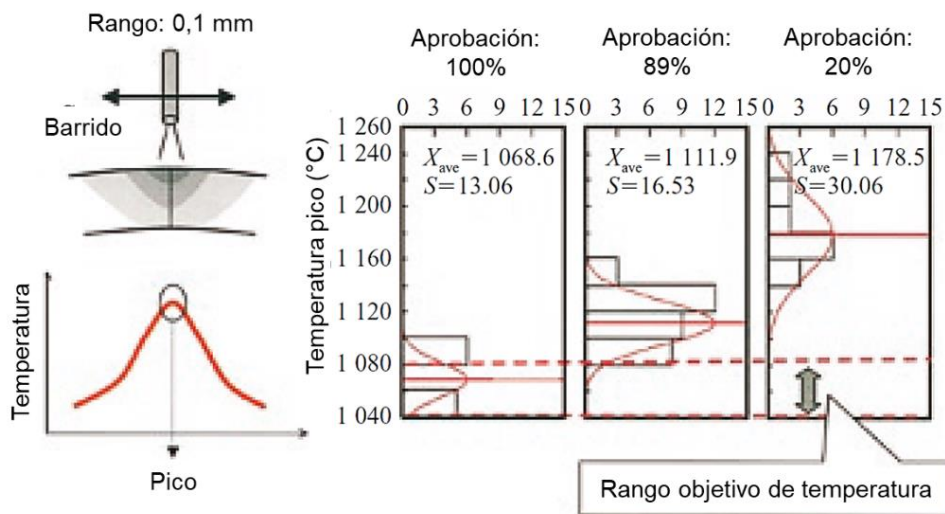


Figura 25. Mediciones de temperatura pico mediante pirometría de barrido y su relación con los resultados de CTOD (ver figura anterior), del trabajo de Koide *et al.* [4].

En otros trabajos de los investigadores Goto, Nakata *et al.* de la misma compañía, se describe el desarrollo integral de un tubo grado API 5L X80, desde el diseño de la chapa hasta la fabricación del tubo por SAF [5, 24]. Para el desarrollo del acero adoptaron dos estrategias:

1. Minimizar el contenido de carbono utilizado para mantener la resistencia de grado X80 para eliminar la microestructura de perlita.
2. Aplicación de enfriamiento acelerado después del paso final en el proceso de laminado en caliente para obtener una microestructura fina de bainita-ferrita.

El carbono equivalente (P_{cm}) del metal base se menciona como el principal determinante de la tenacidad del cordón de soldadura y la zona afectada por el calor (ZAC). Cuando el valor de P_{cm} aumenta, la tenacidad del metal base se degrada por la generación de perlita gruesa en el proceso de laminación en caliente y, por otra parte, se promueve la formación de martensita-austenita (M-A) en la vecindad de la costura por SAF. Para compensar la disminución de la resistencia debido al bajo contenido de carbono, se utilizaron Mn, Ni y Mo mediante el endurecimiento por transformación. Estos elementos, que mejoran la templeabilidad del acero, también ayudan a suprimir la formación de perlita al mismo tiempo que mejoran el refinamiento microestructural.

Las composiciones químicas de los aceros investigados se enumeran en la Tabla 5. El acero A es para tubos SAF convencionales de grado API 5L X80, mientras que el B está diseñado para servicio a baja temperatura y espesores de pared más gruesos.

Tabla 5. Composición química de los aceros estudiados en el trabajo de Goto *et al.*, porcentaje de concentración en peso [5].

Acero	C	Si	Mn	P	S	Otros	Nb + V + Ti	P _{cm}
A	0.06	0.25	1.5	0.01	0.003	Mo	< 0.145	0.16
B	0.03	0.23	1.62	0.014	0.002	Cu, Ni, Mo	< 0.145	0.15

En lo que se refiere al proceso de SAF, describen genéricamente que después de formar el tubo, la soldadura de costura se trata térmicamente a una temperatura en el rango de entre A_{C3} y 1100 °C, luego se enfría con agua hasta menos de 300 °C y se recalienta inmediatamente a más de 400 °C. Este tratamiento térmico de dos etapas es similar al descrito anteriormente. Se busca de esta manera obtener la microestructura fina de ferrita bainítica que es la más preferible para la tenacidad a baja temperatura.

Estudiaron el efecto de la temperatura de austenización en el tamaño de grano en el acero B, calentando el cordón de soldadura a diferentes temperaturas en el rango de 900 °C a 1100 °C y aplicando una velocidad de enfriamiento en agua de 30 °C/s. La microestructura fue analizada por microscopio electrónico de barrido con EBSD y los resultados se muestran en la Figura 26. Cuando la temperatura de calentamiento fue de 1100 °C, se formó una microestructura martensítica con dureza de 275 HV (sin revenir). A medida que la temperatura de calentamiento disminuye, el tamaño de grano se hace más fino. A 900 °C (50 °C por encima de A_{C3}), la microestructura del cordón de soldadura exhibió la microestructura fina buscada de ferrita bainítica.

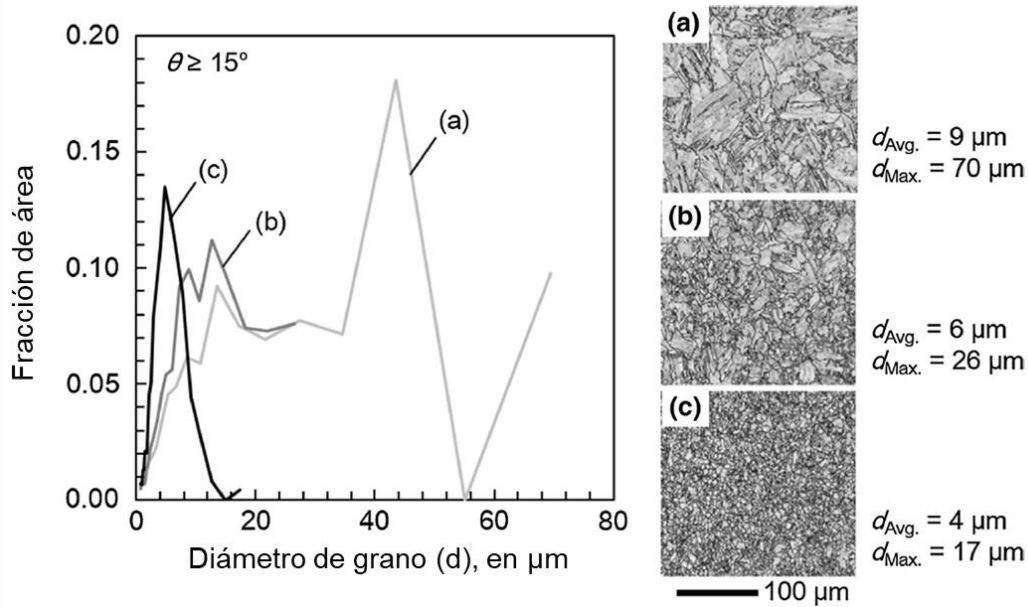


Figura 26. Distribución de tamaños de grano y microestructuras obtenidas a distintas temperaturas de calentamiento: (a) 1100, (b) 1030, y (c) 900 °C [5].

Basados en el diseño metalúrgico descrito anteriormente, fabricaron tubos SAF de grado API 5L X80 con un diámetro exterior de 508 mm y espesores de pared de 15,9, 19,1 y 20,6 mm, de composición química similar a la del acero B. En la Tabla 6 se muestran los resultados de propiedades mecánicas de tracción y energía absorbida por Charpy de 13 tubos de 20,6 mm de espesor de pared.

Tabla 6. Propiedades mecánicas de 13 tubos API 5L X80 fabricados con acero tipo B (508 x 20,6 mm), según el trabajo de Goto *et al.* [5]

Material	Propiedad (transversal)	Media	Máx.	Mín.
Metal base	Re (MPa)	641	664	620
	Rm (MPa)	786	811	774
	Re/Rm	0.82	0.85	0.79
	A (%)	34.2	36.7	31.8
	KV a 0 °C (J)	231	315	183
Soldadura	Rm (MPa)	725	738	716
	KV a 0 °C (J)	234	315	160

3.4. Simulaciones térmicas realizadas por Hyundai (Corea del Sur, 2012)

Los investigadores Chung *et al.* de la firma coreana Hyundai Steel realizaron una serie de tratamientos térmicos de costura mediante un simulador termomecánico (Gleeble® 1500) sobre muestras de soldadura de SAF de dos aceros distintos, uno utilizado regularmente para producir tubos grado API 5L X65 y otro llamado de “grano fino” [25]. Las composiciones químicas se detallan en la Tabla 7.

Tabla 7. Composición química de los aceros estudiados en el trabajo de Chung *et al.*, porcentaje de concentración en peso [25].

Acero	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti
API X65	0.073	0.208	1.366	0.014	0.001	0.041	0.002
Grano fino	0.086	0.241	1.950	0.011	0.003	0.060	0.022

Los ciclos térmicos simulados incluyeron normalizado, temple en agua, y temple y revenido. Los tratamientos de normalización y temple se realizaron a 950 °C, y el revenido se realizó por debajo de A_{e1} a tres temperaturas con intervalos de 50 °C. Como la temperatura A_{e1} del acero de grado X65 era de 678 °C, se revino a 650, 600 y 550 °C, mientras que como la temperatura A_{e1} del acero de “grano fino” era de 656 °C, se revino a 600, 550 y 500 °C. Los ciclos térmicos se calcularon considerando las velocidades y longitudes de una línea de proceso típico de SAF, y se representan en la Figura 27.

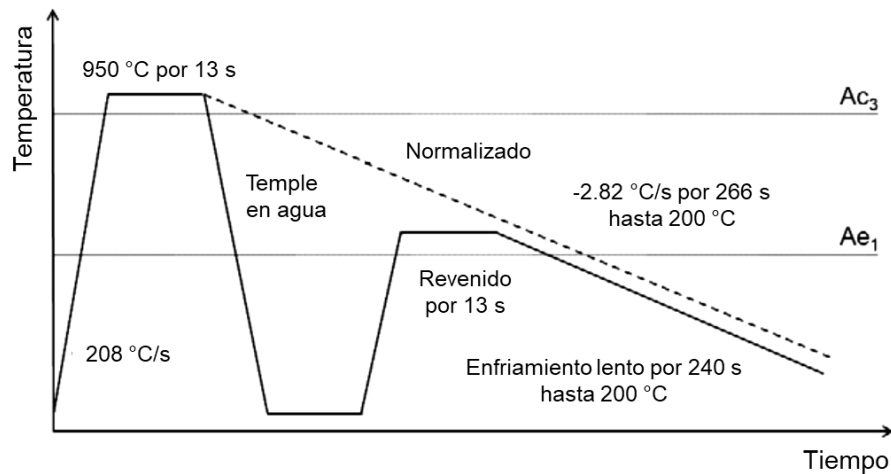


Figura 27. Gráfico esquemático de los ciclos térmicos simulados en el trabajo de Chung *et al.* [25].

Ambos aceros eran de bajo contenido de carbono y laminados mediante proceso controlado termomecánicamente (PCTM). Las micrografías ópticas de los metales base se muestran en la Figura 28. La microestructura del acero de grado X65 consistía predominantemente en ferrita poligonal y perlita, mientras que el acero de grano fino mostraba un alto grado de deformación obtenido durante el laminado. Los tamaños medio de grano de los aceros grado X65 y de grano fino eran de 4,9 y 1,5 μm , respectivamente.

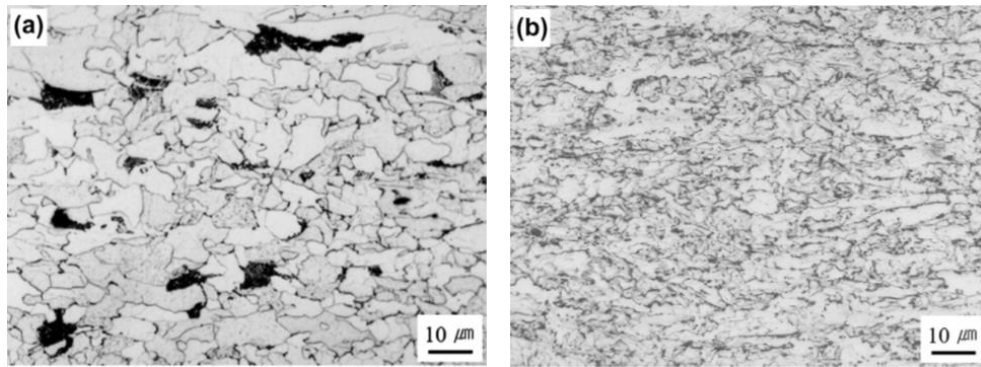


Figura 28. Micrografías ópticas del acero grado API X65 (a) y del acero de grano fino (b) [25].

Realizaron observaciones de microestructura por microscopio electrónico de transmisión (MET) en la soldadura en diferentes etapas. La microestructura formada por enfriamiento rápido después del proceso SAF consistió principalmente en martensita tipo listón con una pequeña cantidad de ferrita a lo largo del borde de grano austenítico previo y casi nada de bainita. La densidad de dislocaciones en la línea de unión del acero de grano fino fue mayor que en el acero de grado X65 (ver Figura 29, a y d).

Durante el normalizado, la martensita en ambas muestras se transformó en granos de ferrita poligonales con una pequeña cantidad de perlita alargada y dispersa. El tamaño medio de grano del acero grado API X65 fue de 6,5 µm y del de grano fino, de 3,4 µm. En las imágenes MET puede verse que la densidad de dislocaciones se redujo significativamente (ver Figura 29, b y e).

Las microestructuras de las muestras templadas se muestran en Figura 29, c y f. De manera similar a las muestras soldadas, la microestructura también tuvo martensita en listón, aunque en mayor fracción y con mayor densidad de dislocaciones. Esto podría explicarse por la velocidad de enfriamiento más rápida del enfriamiento con agua.

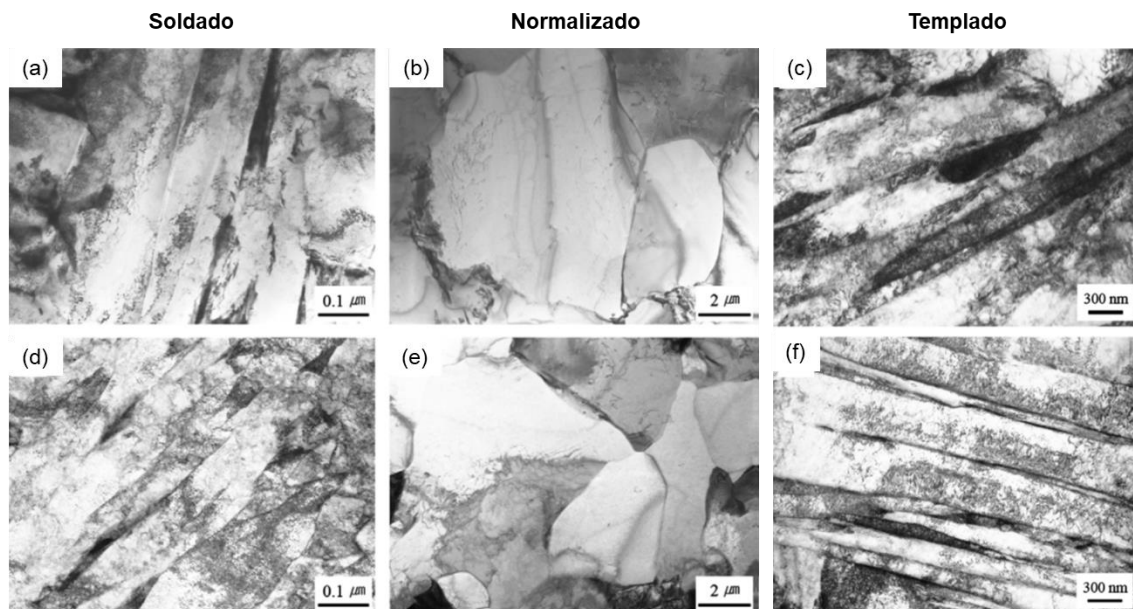


Figura 29. Micrografías MET de la línea de unión en distintas condiciones del acero grado API X65 (a), (b) y (c), y del acero de grano fino (d), (e) y (f) [25].

En la segunda etapa, a pesar de las diferentes temperaturas de revenido, no observaron diferencias significativas en las imágenes MET de sus microestructuras. Se observó martensita tipo listón con precipitados de (Nb,Ti)C y todavía una alta densidad de dislocaciones. Sin embargo, las partículas de carburo que normalmente se forman en el revenido no se observaron claramente. Los autores consideraron que el tiempo de revenido de 13 s habría sido demasiado corto para mostrar una evolución microestructural.

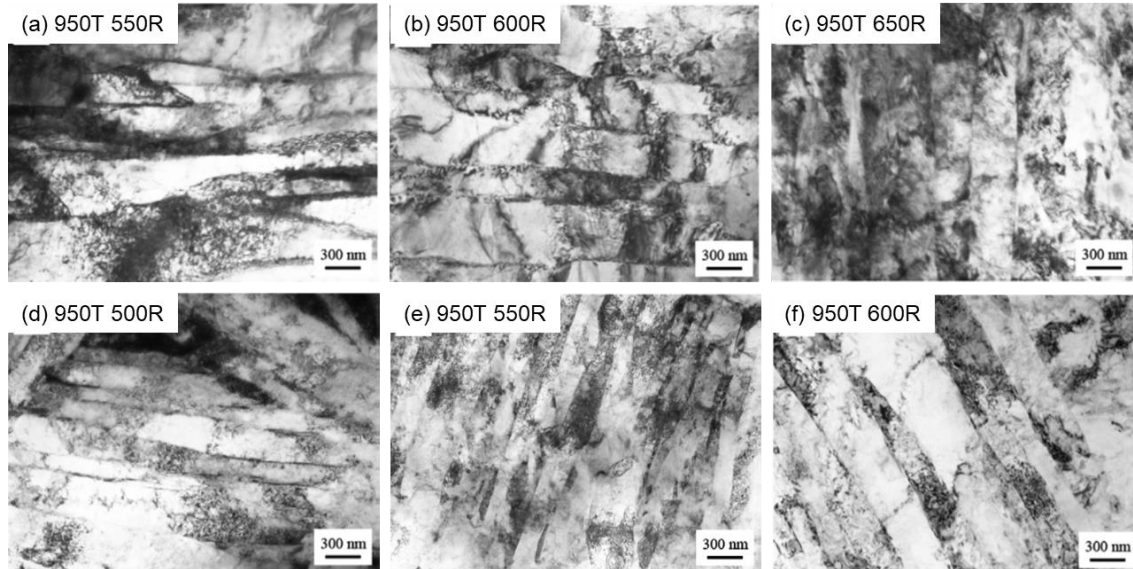


Figura 30. Micrografías MET de las líneas de unión templadas y revenidas a diferentes temperaturas, (a), (b) y (c), del acero grado API X65, y (d), (e) y (f), del acero de grano fino [25].

Los resultados de dureza Vickers se muestran en la Figura 31. La dureza del metal base en el acero de grano fino fue aproximadamente 40 HV mayor que la del acero de grado X65. Esta diferencia se puede explicar por el menor tamaño de grano y los precipitados finos de (Nb,Ti)C. En la condición de soldadura, ambos aceros muestran mayor dureza que el metal base, debido a la formación de martensita durante el enfriamiento.

Como resultado del normalizado, se observa una caída de dureza a valores por debajo del nivel del metal base. Este resultado muestra la dificultad para recuperar la dureza en la soldadura con un TTC convencional, en aceros cuyas propiedades se obtuvieron por laminación mediante PCTM. El mismo resultado también es mencionado por Treiss [2].

Los valores de dureza de ambas muestras templadas en agua aumentaron significativamente en ambos aceros debido a la microestructura martensítica con una alta densidad de dislocaciones. Después del revenido, los valores se redujeron en aproximadamente 80 HV. Aunque los revenidos se realizaron a tres temperaturas diferentes, no se observó una diferencia significativa entre las muestras revenidas, lo que es consistente con las microestructuras similares observadas en MET.

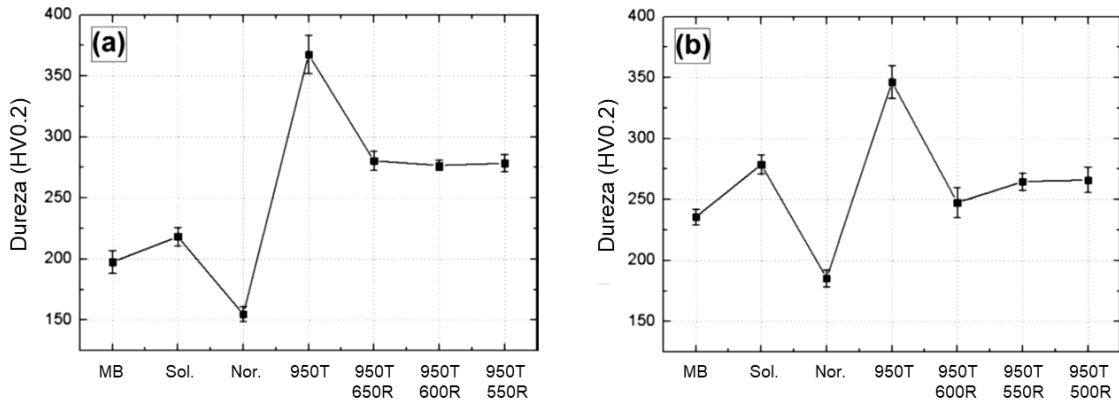


Figura 31. Dureza Vickers en la línea de unión del acero grado API X65 (a) y del acero de grano fino (b), según el trabajo de Chung *et al.* [25].

Los resultados de los ensayos de impacto Charpy se muestran en la Figura 32. Los tubos utilizados tenían diferentes espesores y, por lo tanto, las probetas de impacto se mecanizaron en diferentes dimensiones, lo que hace imposible hacer una comparación directa. De todos modos, aun considerando las diferencias en tamaño de probeta, para el caso del acero de grano fino la tenacidad del metal base a 20 °C fue de 451 J/cm² (en probeta normal), siendo mucho mayor que la del metal base grado API X65, que fue de 154 J/cm² (en probeta reducida). Esto podría atribuirse a la diferencia de tamaños de grano de los aceros.

Para el acero de grado API X65, todos los tratamientos térmicos cumplieron el requerimiento energía absorbida promedio mínima de 47 J a -20 C, y los valores de tenacidad mejoraron en comparación con el metal base y la condición de soldadura. Sin embargo, la tenacidad del acero de grano fino no se restableció mediante los tratamientos térmicos y sólo las muestras normalizada y templada y revenida a 600 °C cumplieron con el requerimiento de tenacidad. Es decir, que la respuesta de ambos aceros a los tratamientos térmicos fue dispar. Por otra parte, para las condiciones del ciclo térmico dadas en este estudio, se encontró que el tratamiento térmico de normalización de una etapa (convencional) dio, en general, mejores resultados de tenacidad que el tratamiento térmico de templado y revenido para ambos aceros estudiados.

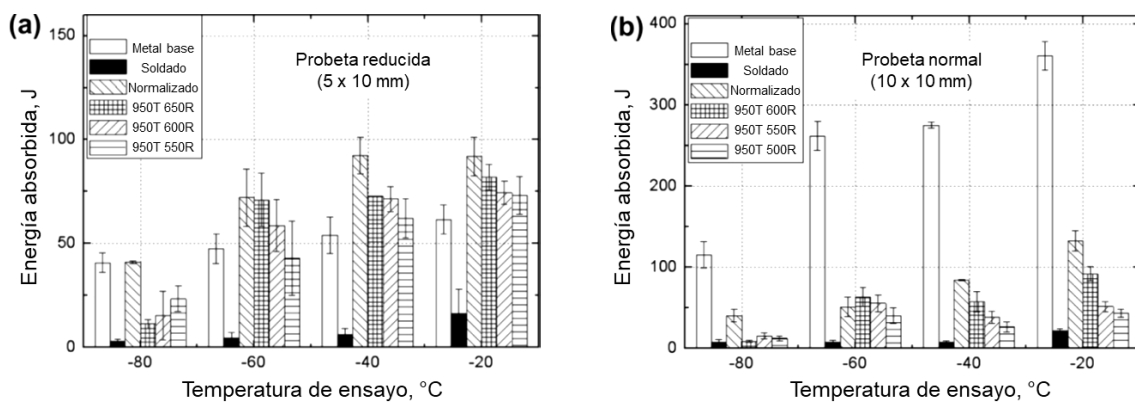


Figura 32. Energía absorbida en ensayo de Charpy a diferentes temperaturas del acero grado API X65 (a) y del acero de grano fino (b), según el trabajo de Chung *et al.* [25].

Estos resultados obtenidos por Chung *et al.* difieren de los presentados en la patente de Sumitomo, donde la tenacidad obtenida con el nuevo proceso superaba claramente a la del proceso convencional [3].

Las discrepancias en los resultados publicados en la literatura refuerzan la necesidad de estudiar en profundidad los cambios microestructurales generados con las diferentes estrategias de tratamiento térmico y su efecto en las propiedades mecánicas de la costura.

3.5. Pruebas industriales de doble austenizado realizadas en Tenaris (Argentina, 2015)

En 2015, Nicolás Romualdi presentó la tesis para optar al título de Magister en Ciencia y Tecnología de Materiales en el Instituto de Tecnología Jorge A. Sábato titulada “Influencia de Parámetros de Proceso en la Microestructura y Propiedades Mecánicas de Uniones Soldadas ERW” [26]. En ese trabajo, estudió el efecto de las principales variables del proceso SAF en la tenacidad de la soldadura e incluyó, entre otras, dos pruebas industriales (I y II) donde aplicó un tratamiento térmico de austenización y enfriamiento al aire calmo posterior al TTC convencional. Los resultados de estas pruebas de doble tratamiento se resumen a continuación por ser un antecedente relevante para el presente estudio.

En base a los trabajos realizados por Yan *et al.* [13, 19, 20] (ver 2.3.2.3), planteó como hipótesis que valores de tenacidad anormalmente bajos observados ocasionalmente en ensayos de impacto Charpy en línea de soldadura podrían deberse a un tamaño de dominio cristalográfico mayor al tamaño de grano, producto de granos adyacentes con similar orientación cristalográfica. En base a esta hipótesis, propuso un tratamiento térmico de doble austenizado, de modo de generar una estructura cristalográfica sin textura fuerte en la soldadura, que se esperaba que otorgue propiedades de impacto superiores que el tratamiento térmico de costura convencional. Las pruebas se realizaron sobre tubos de grado API 5L X42, de 273,1 mm de diámetro y 9,5 mm de espesor, fabricados en la planta de Tenaris Siat (Valentín Alsina, Argentina). La composición química de los aceros utilizados fue del tipo C-Mn (ver Tabla 8).

Tabla 8. Composición química de los aceros utilizados por Romualdi [26], en porcentajes de concentración en peso. No había contenidos significativos de otros elementos.

Prueba	C	Si	Mn	P	S
I	0.15	0.16	1.06	0.015	0.005
II	0.14	0.15	1.21	0.013	0.005

En las pruebas se analizaron muestras en condición de TTC convencional y luego de un segundo tratamiento térmico realizado en horno mufla fuera de línea, sobre tramos de tubo de 1 m. Para el segundo tratamiento, aplicó un ciclo térmico que consistió en calentamiento continuo hasta los 880 °C (por encima de A_{c3}), un tiempo de mantenimiento de 1 minuto y un enfriamiento al aire calmo. En la Figura 33 se muestra el ciclo térmico aplicado sobre la muestra de soldadura correspondiente a la prueba I, relevado mediante una termocupla soldada a la misma. El tratamiento térmico realizado en horno presentó menores velocidades de calentamiento y enfriamiento respecto al tratamiento de costura por inducción en línea. Esto último es debido a que, además del enfriamiento por radiación y convección natural al aire, durante el tratamiento en línea existe un enfriamiento por conducción hacia el cuerpo del tubo más frío.

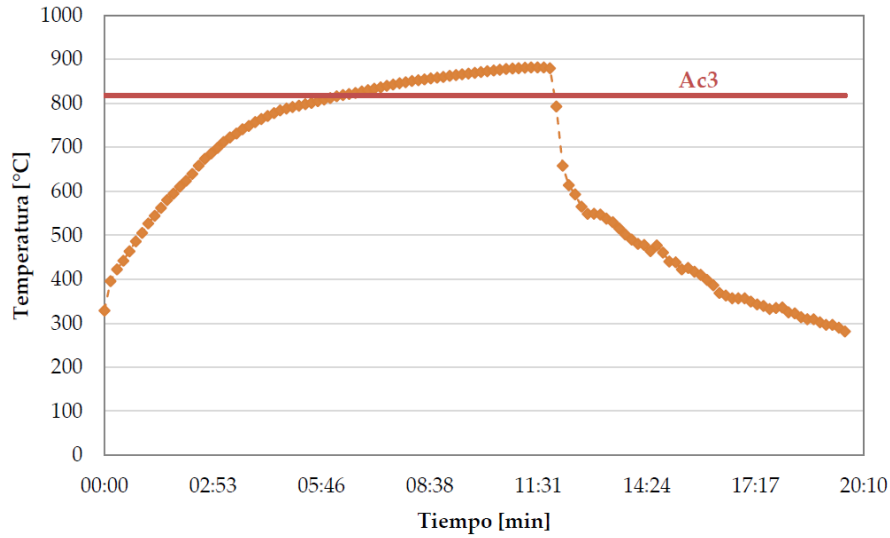
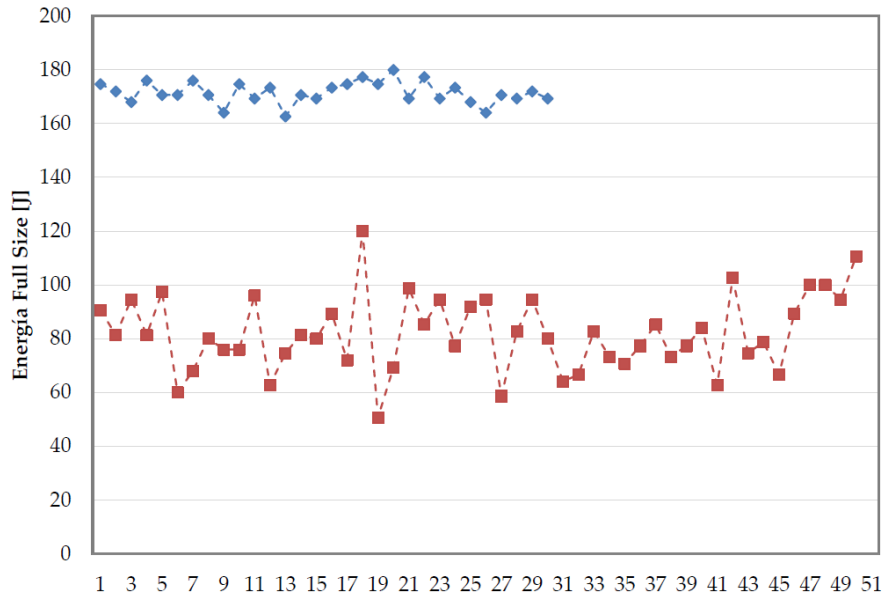


Figura 33. Ciclo térmico aplicado en horno sobre una muestra de soldadura la prueba I de la tesis de Romualdi [26].

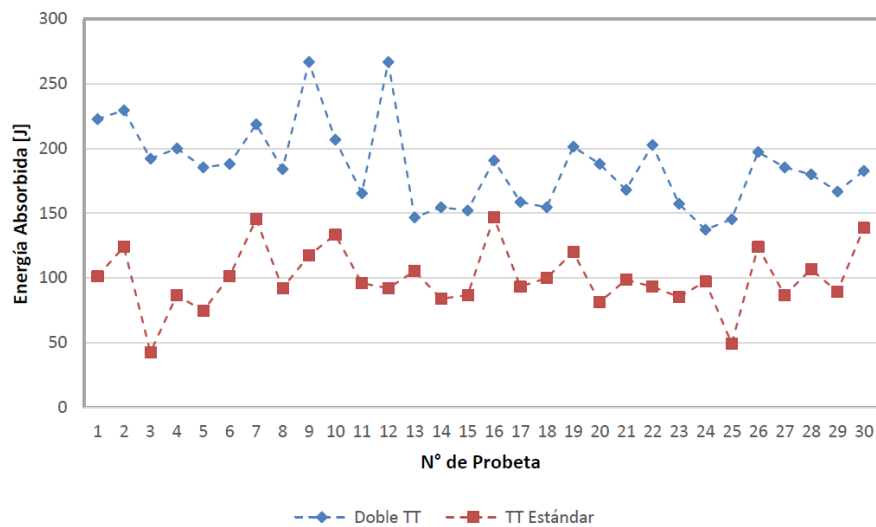
Sobre las muestras en condición de TTC convencional y de doble tratamiento realizó una cantidad significativa de ensayos de Charpy a 0 °C (30 o 50) en probetas con entalla centrada en la línea de soldadura, con el fin de obtener resultados con relevancia estadística. Los resultados se muestran en la Tabla 9 y en los gráficos de la Figura 34. Los valores de energía absorbida están expresados para probeta de tamaño completo equivalente (10 x 10 mm), aunque por el espesor de las muestras, se infiere que utilizó probetas de tamaño reducido.

Tabla 9. Resultados de los ensayos de Charpy en soldadura a 0 °C de la tesis de Romualdi [26]. Valores de energía absorbida en probetas de tamaño completo equivalente.

Prueba	Valor	TTC convencional		Doble tratamiento	
		KV, J	AD, %	KV, J	AD, %
I	Ensayos	50		30	
	Promedio	82	50	171	100
	Desvío std.	14.2	6	4	0
	Máximo	120	65	180	100
	Mínimo	51	40	163	100
II	Ensayos	30		30	
	Promedio	100	55	186	94
	Desvío std.	24	14	32	9
	Máximo	147	100	267	100
	Mínimo	43	35	137	80



(a)



(b)

Figura 34. Resultados de los ensayos de Charpy obtenidos por Romualdi [26]. El gráfico (a) corresponde a la prueba I, y el (b), a la prueba II.

De los resultados puede verse que, en ambas pruebas, obtuvo un incremento muy importante de la tenacidad luego del segundo tratamiento térmico. En la prueba I, el promedio de la energía absorbida pasó de 82 J en la muestra en condición estándar a 171 J en la muestra con doble tratamiento, mientras que en la prueba II, pasó de 100 J en la condición estándar a 186 J en luego del doble tratamiento térmico. Por su parte, la superficie fractura pasó tener un área dúctil de alrededor del 50 % en las probetas en condición estándar, a un área dúctil del 100 % en las probetas con doble tratamiento.

En las muestras en condición estándar, observó una dispersión importante en los resultados con la aparición de valores bajos en forma aleatoria, que es consistente con la hipótesis de partida. La dispersión

de los resultados de energía absorbida se redujo marcadamente en la prueba I. Sin embargo, esto no se replicó en la prueba II. Con los ensayos realizados, no fue posible determinar claramente el origen de esta diferencia.

La dureza en la zona de la soldadura (afectada por los tratamientos térmicos) fue determinada a partir de un patrón de 15 puntos mediante ensayo Vickers con carga de 98,1 N (escala HV10). En la muestra en la condición de TTC convencional utilizada para la prueba I, la dureza promedio fue de 209 HV mientras que no se informan los valores luego del doble tratamiento. Por otra parte, en las muestras de la prueba II, los resultados de dureza con TTC convencional dieron un promedio de 193 HV, mientras que el promedio fue de 151 HV en la condición con doble tratamiento térmico. Es decir, que la dureza se redujo 42 HV en promedio. Estos resultados sugieren que el aumento de la tenacidad estaría asociado con un ablandamiento del material.

Las microestructuras se observaron a través del microscopio electrónico de barrido y, tanto en la condición de tratamiento térmico convencional como con tratamiento térmico doble, consisten en ferrita y perlita. Se informó que las microestructuras eran equivalentes en términos de tamaño de grano, fracción en volumen y morfología de los constituyentes. Por otra parte, debido a que el acero utilizado para las pruebas es aleado al C-Mn sin otros elementos formadores de carburos y nitruros como el Mo o el V, se descartó la presencia de precipitados no detectables por MEB que pudieran influenciar a las propiedades mecánicas. Habiendo descartado otras causas aparentes, postuló que las diferencias de dureza podrían deberse a diferentes densidades y estructuras de dislocaciones, aunque su caracterización estuvo fuera del alcance del trabajo.

El estudio se complementó con mediciones de textura efectuadas por EBSD a través del espesor en probetas seleccionadas de la prueba I. En esas mediciones se verificó que el doble tratamiento térmico fue efectivo para reducir la textura y la conectividad en las áreas con igual orientación cristalográfica. Si bien observó grupos de granos adyacentes con igual orientación para ambas condiciones, en el caso del tratamiento térmico doble la conectividad a través del espesor fue menor. Esto podría explicar la mejora en los resultados del ensayo de impacto. También observó diferencias en la densidad de bordes de grano de bajo ángulo entre distintas condiciones que podría ser indicador de cambios en la densidad y estructura de dislocaciones.

El trabajo de Romualdi mostró la potencialidad para mejorar la tenacidad en la soldadura mediante tratamientos de doble austenizado, en particular, en aceros al C-Mn de bajo grado. Sin embargo, también muestra el riesgo de sufrir un ablandamiento excesivo, aunque en este caso, podría relacionarse con las limitaciones de la simulación en horno para reproducir las condiciones de calentamiento y enfriamiento del tratamiento de costura por inducción en línea.

3.6. Simulaciones de enfriamientos continuos realizadas por Tenaris (Argentina, 2018)

En un artículo publicado en 2018, los investigadores M. Coloschi (autor de la presente tesis), G. Gómez, M. Valdez y otros del Centro de Investigación y Desarrollo de Tenaris (Campana, Argentina) [26], estudiaron la respuesta en términos de microestructura, dureza y tenacidad a diferentes velocidades de enfriamiento de varios aceros para tubos soldados de alta resistencia, después de una condición de austenización rápida, similar a la aplicada en un tratamiento térmico de costura por inducción típico. La motivación para ese trabajo era evaluar la posible ventaja de instalar un sistema de enfriamiento acelerado luego del austenizado en una línea de TTC convencional (de una etapa de calentamiento), con el objetivo de refinar la microestructura de la zona tratada.

El estudio incluyó cinco aceros de bajo carbono diseñados para producir tubos de grado API 5L X65 con variaciones en los contenidos de C, Mn, Si, Ti y Nb (ver Tabla 10). Los aceros provenían de diferentes fabricantes, por lo que sus composiciones estaban adaptadas a las distintas tecnologías disponibles de acería y laminación por PCTM.

Tabla 10. Composición química de los aceros estudiados en el trabajo de Coloschi *et al.*, porcentajes de concentración en peso [26].

Acero	A	B	C	D	E
C	0.07	0.06	0.07	0.08	0.07
Mn	1.40	1.51	1.56	1.51	1.47
Si	0.24	0.21	0.30	0.26	0.33
P	0.010	0.010	0.011	0.013	0.010
S	0.002	0.001	0.001	0.003	0.002
Ni	0.01	0.01	0.04	0.01	0.06
Cr	0.02	0.17	0.04	0.14	0.05
Mo	0.01	0.01	0.01	0.01	0.23
Nb	0.045	0.063	0.069	0.052	0.053
V	0.003	0.059	0.006	0.048	0.074
Ti	0.016	0.012	0.017	0.028	0.018
Al	0.03	0.045	0.032	0.042	0.035
Cu	0.01	0.02	0.03	0.02	0.17
P _{CM}	0.151	0.159	0.163	0.178	0.189

En ese trabajo se realizaron ensayos térmicos para simular el tratamiento térmico de la costura sobre probetas de cuerpo de tubo, es decir, fuera de la soldadura (metal base). De esta manera, se evaluó la respuesta de los aceros a los ciclos térmicos, independientemente de las condiciones de soldadura. Por lo tanto, los resultados obtenidos fueron con fines comparativos, pero no pueden asumirse como equivalentes a ensayos en probetas de soldadura. Estas pruebas consistieron en un calentamiento rápido en la región austenítica hasta 970 °C, seguido de un enfriamiento continuo a velocidades constantes de entre 1 y 100 °C/s. Los ciclos térmicos se representan en la Figura 35.

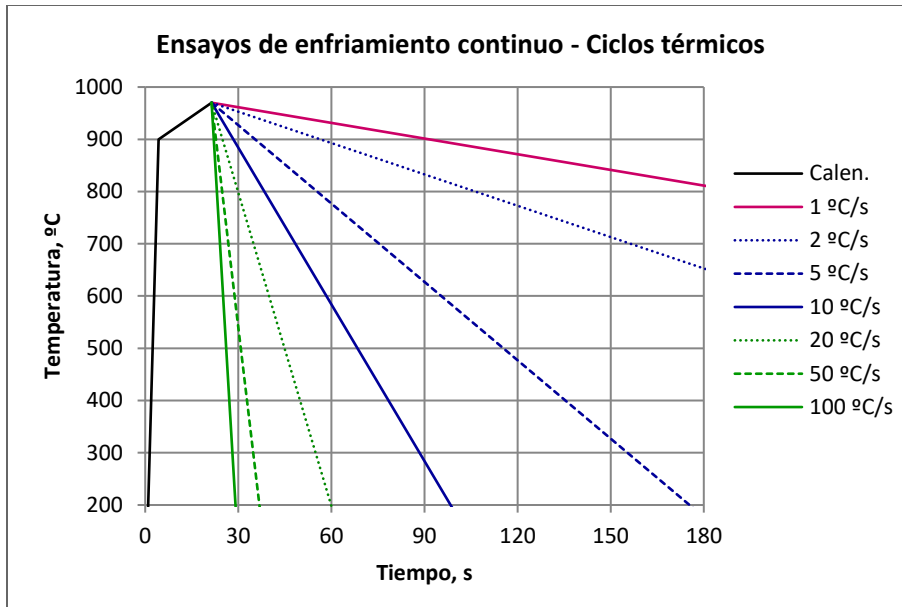
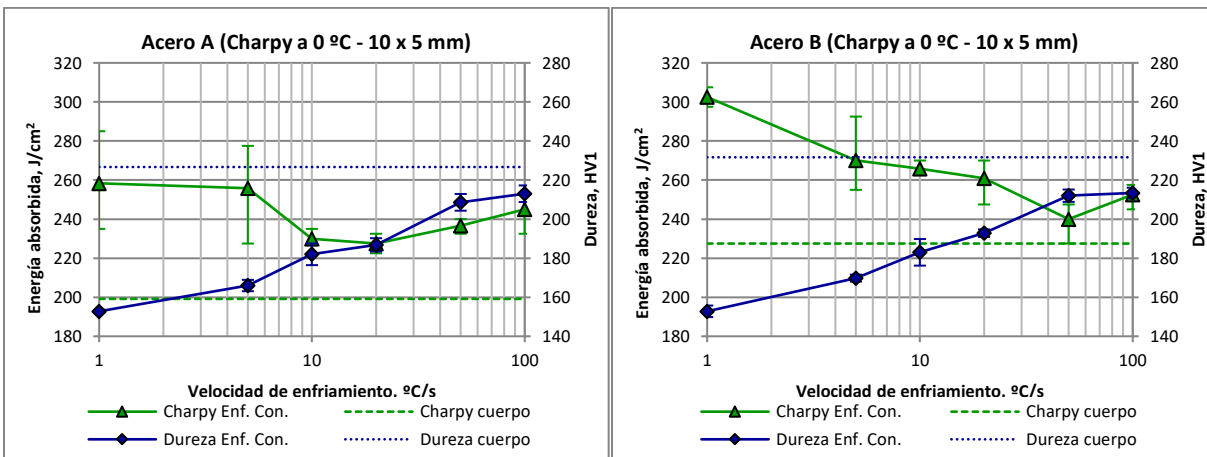


Figura 35. Ciclos térmicos aplicados durante las pruebas de enfriamiento continuo en el trabajo de Coloschi *et al.* [26].

Los resultados correspondientes a los ensayos de impacto de Charpy con entalla en V a 0 °C y de dureza en función de la velocidad de enfriamiento (VE) se muestran en la Figura 36 para cada acero. Como puede verse, si bien todos los materiales de partida (en cuerpo de tubo) presentaron una dureza similar, los valores de tenacidad al impacto mostraron diferencias significativas.



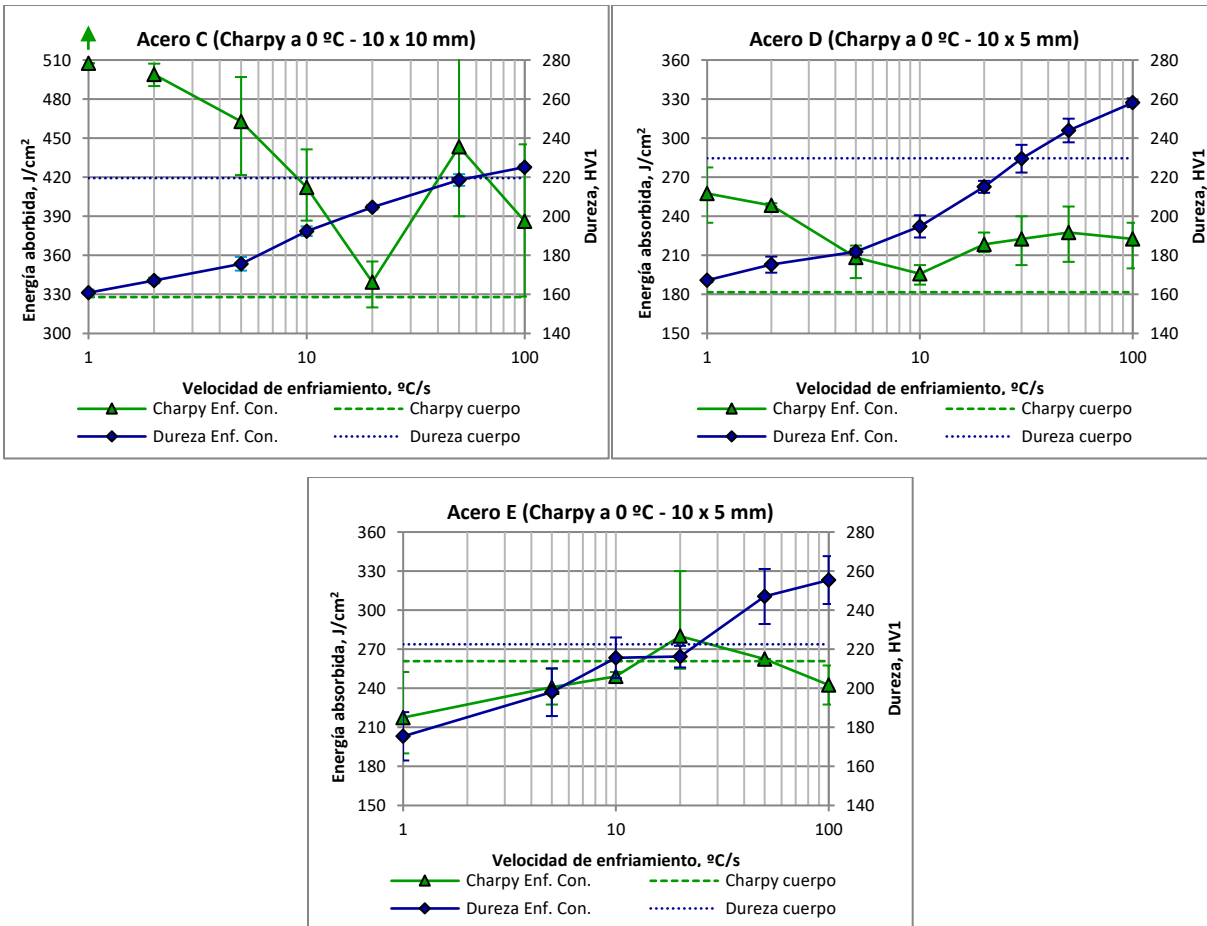


Figura 36. Dureza y energía absorbida en ensayos Charpy con entalla en V a 0 °C, en función de la velocidad de enfriamiento en simulaciones de enfriamiento continuo [26].

En términos de dureza, en general se observó un aumento monótono con la velocidad de enfriamiento, como se esperaba. En términos de tenacidad, en general la energía Charpy tiende a disminuir con la velocidad de enfriamiento en la mayor parte del rango explorado. Sin embargo, también se observó, especialmente en los aceros A, C y D, que en un rango de velocidades de enfriamiento intermedias la energía absorbida disminuye notablemente hasta un valor mínimo. Posteriormente, a VE más altas, la tenacidad se recupera hasta alcanzar la tendencia general. Esta caída en la energía absorbida, denominada "pozo de tenacidad" en ese trabajo, ocurre en diferentes rangos de VE para cada acero, lo que puede relacionarse con la composición química.

En un análisis cualitativo, observaron que la microestructura tiende a estar compuesta de ferrita poligonal dúctil y perlita a enfriamientos relativamente lentos, lo que resulta en los valores de tenacidad altos y durezas bajas. A medida que aumenta la VE, en los aceros que presentaron pozo de tenacidad, este se asocia con la aparición de islas de M-A relativamente gruesas rodeadas de ferrita poligonal (ver Figura 37). La recuperación de la tenacidad ocurre a un VE más altas, donde el constituyente M-A aparece formando partículas más pequeñas y dispersas en una estructura bainítica, aunque no necesariamente en una fracción volumétrica menor. Finalmente, para enfriamientos aún más rápidos, los valores de tenacidad se reducen significativamente debido a la formación de fracciones significativas de martensita.

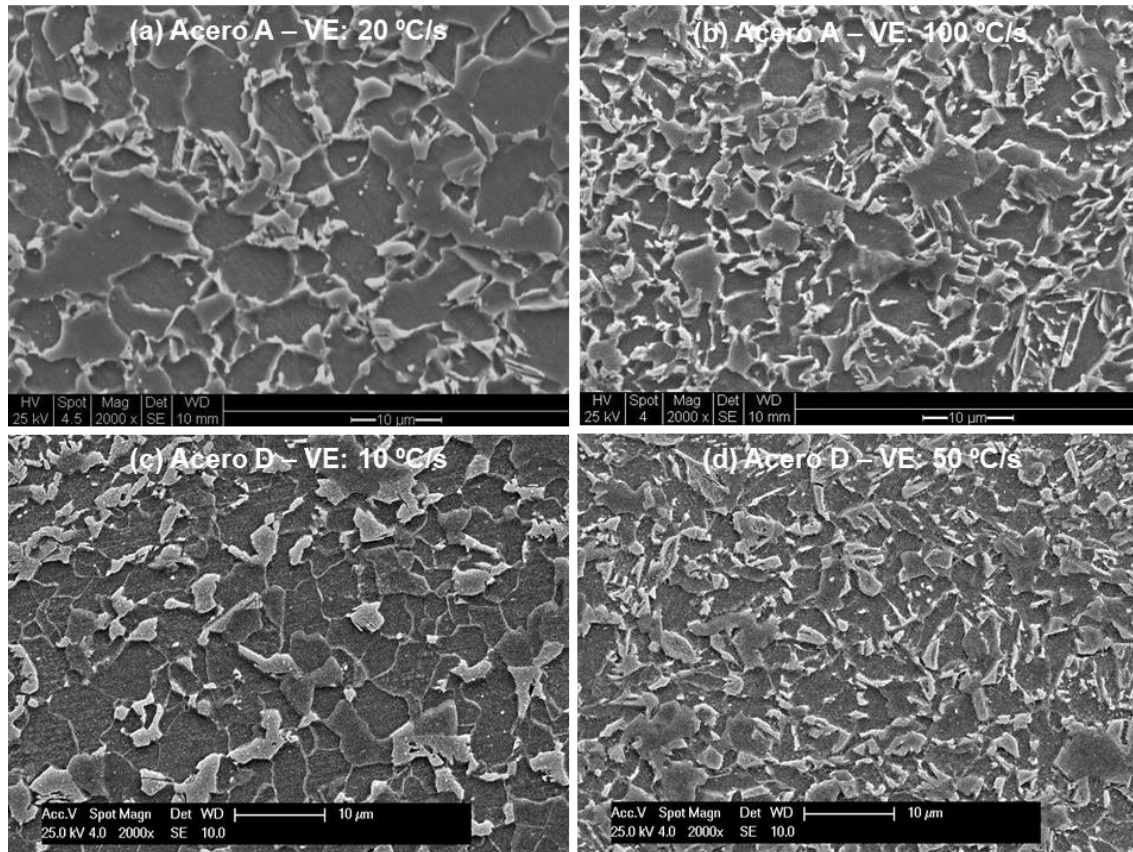


Figura 37. Micrografías MEB correspondientes al pozo de tenacidad (izquierda; a y c) y su recuperación (derecha; b y d) para los aceros A y D del trabajo de Coloschi *et al.* (ataque: Nital 3%) [26].

Aunque no se evaluaron tratamientos térmicos de dos etapas, la conclusión más relevante de ese trabajo es el hecho de que los enfriamientos acelerados en aceros de alta resistencia y baja aleación promueven la formación de islas de M-A en la microestructura. Este constituyente tiene un efecto perjudicial en la tenacidad, no solo por cantidad (fracción volumétrica), sino también por distribución y tamaño de las islas.

4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1. Material

Para este trabajo se utilizaron muestras de un tubo de acero para conducción (*line pipe*) de 355,6 mm de diámetro y 15,88 mm espesor (dimensiones nominales), de grado X65M según norma API 5L [16], fabricados mediante conformado en frío con costura longitudinal por SAF, a partir de flejes de acero laminado termomecánicamente. Las simulaciones físicas de las variantes del proceso se realizaron sobre probetas que contenían la línea de soldadura sin ningún tratamiento térmico posterior (en condición soldada). Adicionalmente, también se obtuvieron muestras de otro tramo del mismo tubo sobre el que se aplicó el tratamiento térmico de costura convencional en condiciones industriales, para ser analizadas con fines comparativos.

Según la norma, el grado del tubo consta de una designación alfanumérica que identifica la resistencia a la fluencia mínima especificada, expresada en *ksi* (mil libras/pulgada²). En los tubos con nivel de especificación (*PSL*) 2, el nombre que designa un grado de acero incluye además un sufijo que consta de una letra (R, N, Q o M) que identifica la condición de entrega [16]. En este caso, el grado X65M indica que tiene una resistencia a la fluencia mínima especificada de 65 *ksi* (450 MPa) con una condición de entrega laminado o conformado termomecánicamente (M).

La norma define al “laminado termomecánico” como la condición de entrega del tubo resultante del proceso de laminación en caliente de una bobina o placa, en la que la deformación final se lleva a cabo en un rango de temperaturas determinado, dando lugar a un estado del material con unas propiedades determinadas que no se pueden conseguir ni repetir mediante un solo tratamiento térmico, y dicha deformación es seguida por un enfriamiento, posiblemente con velocidades de enfriamiento incrementadas, con o sin revenido, incluido el autorevenido [16].

La composición química del acero se determinó mediante análisis de espectrometría de emisión óptica para la mayoría de los elementos (según ASTM E415 [28]), excepto para el C y S que se determinaron mediante método de combustión (según ASTM E1019 [29]). El resultado se indica en la Tabla 11.

Tabla 11. Composición química de las muestras utilizadas, concentración en peso (%).

C	Mn	S	P	Si	Cr	Cu	Mo	Ni
0.10	1.55	0.001	0.006	0.22	0.01	0.01	0.00	0.02
Al	Nb	V	Ti	B	N	Ca	CE_{IW}	P_{CM}
0.041	0.050	0.054	0.018	0.0003	0.0041	0.0016	0.37	0.19

Los valores de carbono equivalente (CE_{IW} y P_{cm}) se calcularon con las fórmulas siguientes [16]:

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$$

$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

La primera expresión (CE_{IIW}) es la fórmula adoptada por el Instituto Internacional de Soldadura, mientras que la segunda (P_{CM}) fue desarrollada por los investigadores Ito y Bessyo para aceros de bajo carbono [30]. Según la norma API 5L [16], esta última expresión es la indicada para aceros con contenido de carbono menor o igual a 0,12% (en peso).

4.2. Simulación física del tratamiento térmico de costura

La simulación física es la reproducción a escala de laboratorio de procesos térmicos y mecánicos a los que se somete un material durante el proceso de fabricación o uso final. Se utiliza en general para estudiar los procesos metalúrgicos, desarrollar nuevos materiales o replicar en el laboratorio las condiciones industriales reales. Las muestras de material se calientan y trabajan mecánicamente mientras se miden y registran varios parámetros de interés para su análisis. Una vez realizada la simulación o el ensayo, en general se puede analizar la microestructura del material y realizar otros ensayos de caracterización [6].

En el presente trabajo se realizaron de simulaciones físicas térmicas de distintas alternativas para el tratamiento térmico del cordón SAF en muestras de tubos de acero de conducción, para estudiar su efecto sobre la microestructura y las propiedades mecánicas del material. Las condiciones simuladas incluyen esquemas con uno y dos ciclos de calentamiento, con y sin enfriamiento acelerado intermedio. Estas condiciones están basadas en los antecedentes analizados de la literatura.

4.2.1. El simulador termomecánico Gleeble® 3500

La firma Dynamic Systems Inc. (Poestenkill, Nueva York, Estados Unidos) diseña y fabrica simuladores termomecánicos en varios tamaños y configuraciones diferentes bajo la marca Gleeble® [6]. Estas máquinas se caracterizan por tener un sistema de calentamiento de alta velocidad, un sistema servohidráulico para aplicar cargas mecánicas, y un sistema digital de control y adquisición de datos. Este último proporciona las señales necesarias para controlar las variables del ensayo térmicas y mecánicas simultáneamente, a través de servosistemas con control digital a lazo cerrado, lo que permite realizar los ensayos de manera dinámica.

Para este trabajo se utilizó un simulador modelo Gleeble 3500® perteneciente al Centro de Investigación y Desarrollo de Tenaris, ubicado en la planta de Siderca (Campana, provincia de Buenos Aires). En esta máquina (ver Figura 38), el sistema de calentamiento es por resistencia directa (efecto Joule) mediante el pasaje de corriente eléctrica a través de la muestra. Este método permite calentar a altas velocidades y mantener temperaturas en estado estacionario.



Figura 38. Vista general del simulador termomecánico Gleeble® 3500 utilizado, del Centro de Investigación y Desarrollo de Tenaris (Campana, Buenos Aires).

La muestra se sujeta mediante mordazas de alta conductividad térmica refrigeradas internamente por agua, que permiten también alcanzar altas velocidades de enfriamiento (ver Figura 39). Tanto las velocidades de calentamiento como de enfriamiento que pueden alcanzarse dependen fuertemente del material, la geometría de la probeta y la configuración de las mordazas. Las señales para el control retroalimentado de temperatura de las muestras se obtienen con termocuplas soldadas a la probeta. Debido al método de calentamiento de alta velocidad, se pueden ejecutar pruebas térmicas de 3 a 10 veces más rápido que en otras máquinas de ensayos convencionales equipadas con hornos [6]. Aunque no fue utilizado para los ensayos de esta tesis, la máquina también cuenta con un sistema mecánico servohidráulico capaz de ejercer hasta 10 toneladas de fuerza en tracción o compresión.

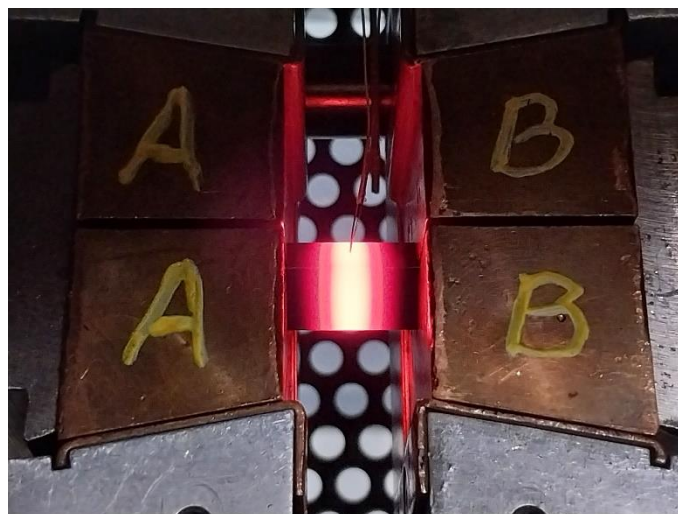


Figura 39. Vista de la probeta durante un ensayo térmico (a 950 °C), sujeta por mordazas de cobre. Pueden verse los alambres de la termocupla de control de temperatura.

4.2.2. Probetas

Para los ensayos de simulación física se utilizaron probetas prismáticas de 10,5 x 10,5 x 80 mm, obtenidas a partir de muestras de tubo con costura SAF en condición de soldadura, es decir, sin tratamiento térmico. Las probetas se obtuvieron con orientación circunferencial (o tangencial), centradas en el plano de la soldadura, como se muestra en la Figura 40.

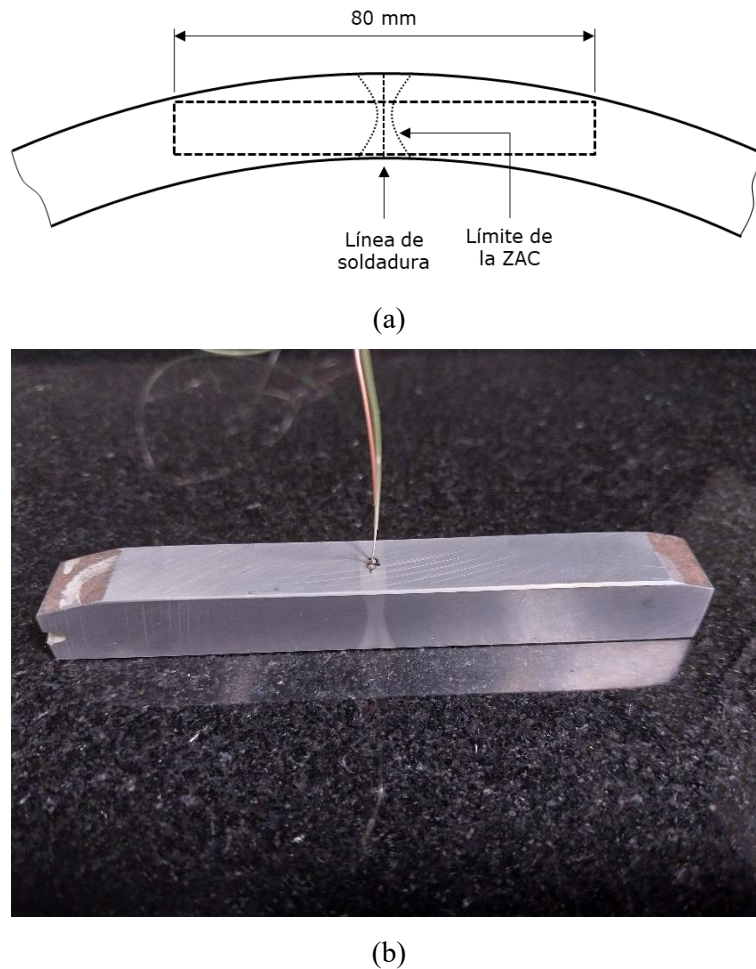


Figura 40. (a) Esquema de la posición de la probeta prismática respecto de la soldadura. (b) Vista de la probeta con la termocupla soldada (atacada con Nital para revelar la posición de la soldadura).

Cada ciclo térmico se replicó al menos sobre siete probetas, de las cuales seis se utilizaron para ensayos de Charpy a dos temperaturas distintas (dos juegos de tres probetas cada uno), y una para análisis metalográfico y mediciones de microdureza. Para los análisis por MET se generaron probetas adicionales en las mismas condiciones.

Durante los ensayos de simulación térmica se realizaron mediciones de temperatura y dilatación térmica en el centro de las probetas. La medición de temperaturas se realizó mediante termocuplas tipo K (cromel-alumel) unidas a la superficie de la probeta por soldadura de descarga capacitiva sobre la línea de soldadura. La posición se reveló mediante ataque metalográfico con Nital al 3 % (ácido nítrico en alcohol etílico), como se muestra en la Figura 40 b.

Para la caracterización de las muestras con tratamiento térmico industrial, se obtuvieron probetas de la misma geometría y orientación, sobre las que no se realizó ningún tratamiento posterior.

4.2.3. Mediciones dilatométricas

Las mediciones dilatométricas se realizaron sobre el ancho de la probeta en la posición central, es decir, coincidente con el plano de soldadura. Para ello se utilizó un dilatómetro tipo LVDT con patas de cuarzo que es parte del equipamiento estándar del simulador Gleeble® 3500 (ver Figura 41). A partir de estas mediciones, se estimaron las fracciones de fase transformada en función de la temperatura y se determinaron las temperaturas de inicio y fin de las transformaciones de fase, tanto en calentamiento como en enfriamiento.

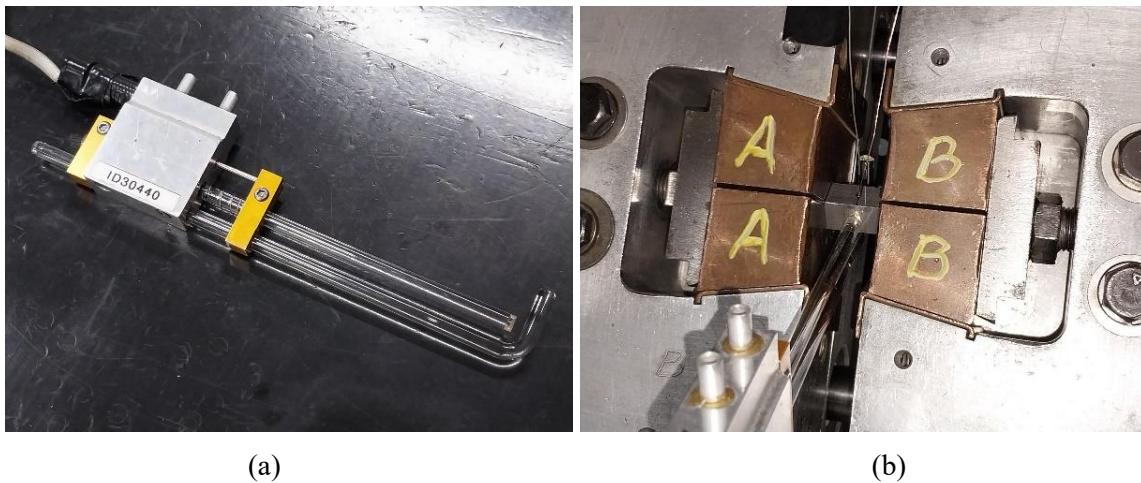


Figura 41. (a) Vista del dilatómetro LVDT utilizado. (b) Dilatómetro montado en la probeta.

La estimación de fracción de fase transformada a partir del registro de distancias del dilatómetro se basa en el supuesto de que los incrementos en el ancho de la probeta son directamente proporcionales a la fracción volumétrica transformada. La construcción para obtener estas estimaciones en enfriamiento se muestra esquemáticamente en la Figura 42. Las curvas de dilatación (contracción) tanto para la austenita sin transformar como para la microestructura completamente transformada se extrapolan en el intervalo de temperaturas donde ocurre la transformación. De esta forma, la distancia entre las curvas sin transformar y completamente transformada representa a la transformación en curso completa, mientras que una fracción de esa distancia representa a la fracción de austenita que ha transformado a una temperatura dada [33]. Un procedimiento análogo se utilizó para las transformaciones en calentamiento.

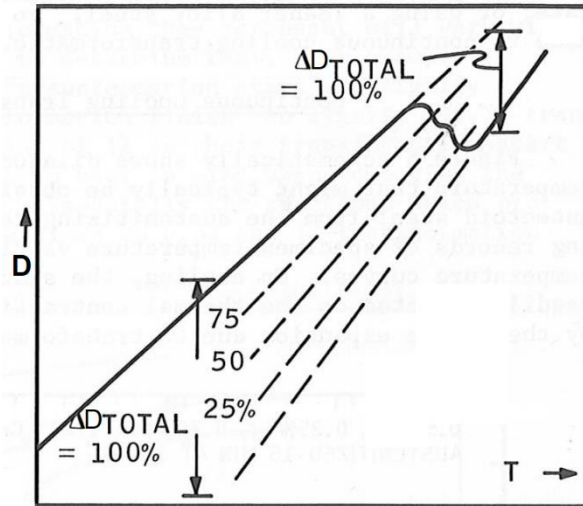


Figura 42. Ilustración esquemática de un registro típico de dilatómetro en enfriamiento continuo, mostrando la construcción para obtener la fracción transformada. D: ancho, T: temperatura [33].

4.3. Caracterización mecánica y metalográfica

4.3.1. Análisis metalográfico

Para el análisis microestructural de las diferentes muestras se preparó una sección longitudinal de las probetas, paralela a la direcciones radial y circunferencial (R-C), aproximadamente en el centro del espesor, de modo que el plano de soldadura sea cortado perpendicularmente por el plano de análisis (ver Figura 43).

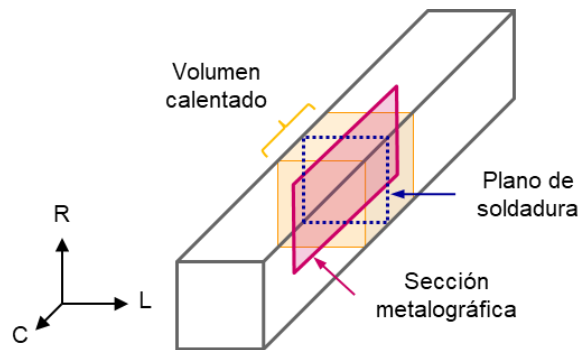


Figura 43. Esquema de la ubicación de la sección para análisis metalográfico.

Los cortes se realizaron con sierra sensitiva de disco bajo refrigeración con agua, luego se desbastaron con papeles de lija de carburo de silicio de granulometría decreciente (#120, 320, 600 y 1200, sucesivamente) y finalmente se pulieron en paño con pasta de diamante de 20 μm .

El análisis metalográfico de estas probetas, así como el fractográfico de las probetas de Charpy ensayadas, se realizó mediante un microscopio electrónico de barrido (MEB) Carl Zeiss® EVO 10 VP con

filamento de tungsteno, utilizando el detector de electrones secundarios. Las probetas metalográficas se atacaron con solución de ácido nítrico en alcohol etílico al 3% (Nital) para revelar la microestructura general.

También se realizó una cuantificación de la fase M-A a partir de micrografías obtenidas mediante un microscopio óptico digital Hirox® KH-7700. Para ello, las probetas se repulieron y atacaron con reactivo de Lepera durante 15 s, que consiste en una mezcla en partes iguales de solución acuosa de metabisulfito de sodio al 1% y de ácido pícrico en alcohol etílico al 4%. Este reactivo fue desarrollado para revelar martensita y estructuras asociadas en metalografía cuantitativa de aceros de fase dual de alta resistencia [32]. Permite generar contraste entre los granos de martensita-austenita, que permanecen blancos, y la ferrita, que se tiñe de una tonalidad ocre sin atacar los bordes de grano. El análisis de las imágenes se realizó con el software ImageJ 1.53t (de dominio público) [34], mediante la función de análisis de partículas.

4.3.2. Mediciones de dureza

Sobre las probetas metalográficas atacadas, se realizaron mediciones de dureza Vickers con carga de 9,81 N (escala HV1) en un durómetro LECO® LM 247-AT. En cada probeta se realizaron 3 series de mediciones a $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$ y $\frac{3}{4}$ del ancho de la probeta en la dirección radial, cada serie con una impronta sobre la línea de soldadura, y dos o cuatro sobre la ZAC, desplazadas a $\pm 0,5$ y $\pm 1,0$ mm de la línea de soldadura en sentido circunferencial, respectivamente. La disposición de las improntas se muestra en la Figura 44.

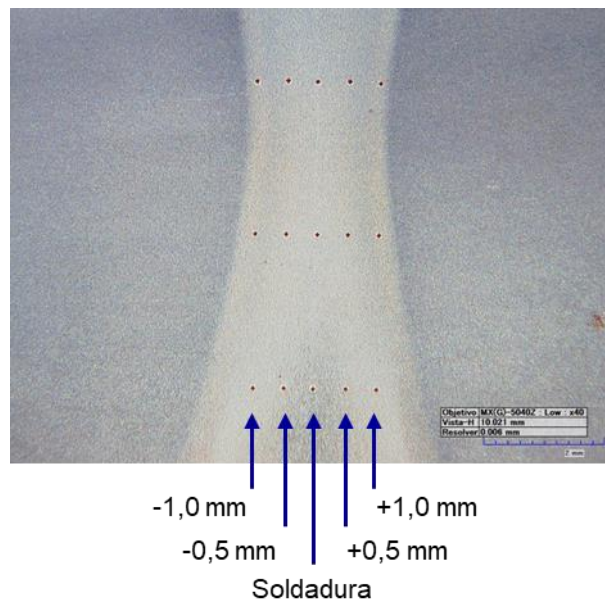


Figura 44. Micrografía óptica mostrando la ubicación de las improntas de dureza en una probeta en estado de soldadura, sin tratamiento térmico. Ataque: Nital 3%.

4.3.3. Ensayos de impacto de Charpy

Luego de la simulación térmica, a partir de los prismas se mecanizaron probetas de ensayo de Charpy de tamaño completo (10 x 10 x 55 mm), con orientación transversal C-L (ver Figura 45) y entalla en V centrada en la soldadura. La posición de la línea de soldadura (línea blanca) se determinó mediante ataque

metalográfico con Nital al 3%. Los ensayos se realizaron en el laboratorio de calidad de Tenaris Siderca (Campana, Buenos Aires), incluida la medición de fracción de área dúctil en la fractura, de acuerdo con la norma ASTM E23 [31].

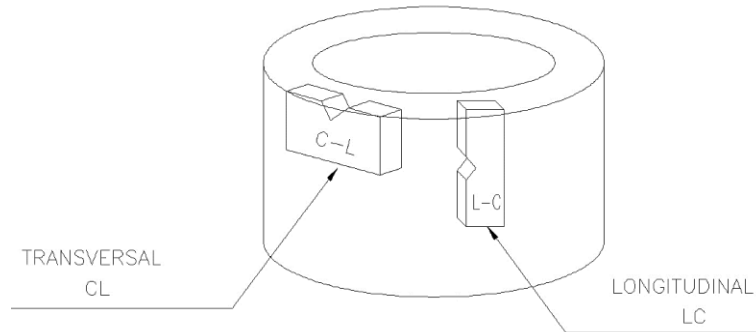


Figura 45. Dibujo esquemático de las dos orientaciones posibles de probetas de Charpy obtenidas de muestra tubular. En este trabajo se utilizaron probetas transversales (C-L).

De este modo, de cada condición simulada se obtuvieron dos juegos de tres probetas cada uno, que fueron ensayados a 0 y -40 °C para evaluar el efecto de los ciclos térmicos en la tenacidad al impacto. La mayor de estas temperaturas está de acuerdo con el requerimiento de la norma API 5L [16], mientras que la menor, se seleccionó para evaluar la potencial aplicabilidad de los procesos simulados a proyectos de ductos en ambientes polares y submarinos (*offshore*).

4.4. Análisis por microscopía electrónica de transmisión (MET)

Algunas condiciones de tratamiento determinadas se replicaron sobre probetas adicionales para su análisis por microscopía electrónica de transmisión. De estas probetas se obtuvieron réplicas de carbono y muestras de láminas delgadas. El análisis se realizó en el Laboratorio de Microscopía Electrónica de la Comisión Nacional de Energía Atómica, Centro Atómico Constituyentes (CNEA-CAC), en un microscopio electrónico de transmisión (MET) analítico Philips® CM200, equipado con sistema de espectroscopía de rayos X por dispersión de energía (EDS) marca EDAX® DX-4.

4.4.1. Réplicas de carbono

Las réplicas fueron obtenidas de secciones transversales a la soldadura, de manera análoga a las probetas metalográficas descritas anteriormente. Para ello, se atacó las probetas para revelar la microestructura, luego se enmascaró una franja de 2 mm de ancho aproximadamente en torno a la línea de soldadura con cinta autoadhesiva y se procedió a depositar una película de carbono en una metalizadora Quorum® Q150T. Luego se seccionó la película con un elemento cortante de modo de obtener 5 réplicas por muestra y finalmente se disolvió la matriz metálica en Nital al 5%. Las diferentes etapas del proceso de preparación de las réplicas se ilustran en la Figura 46.

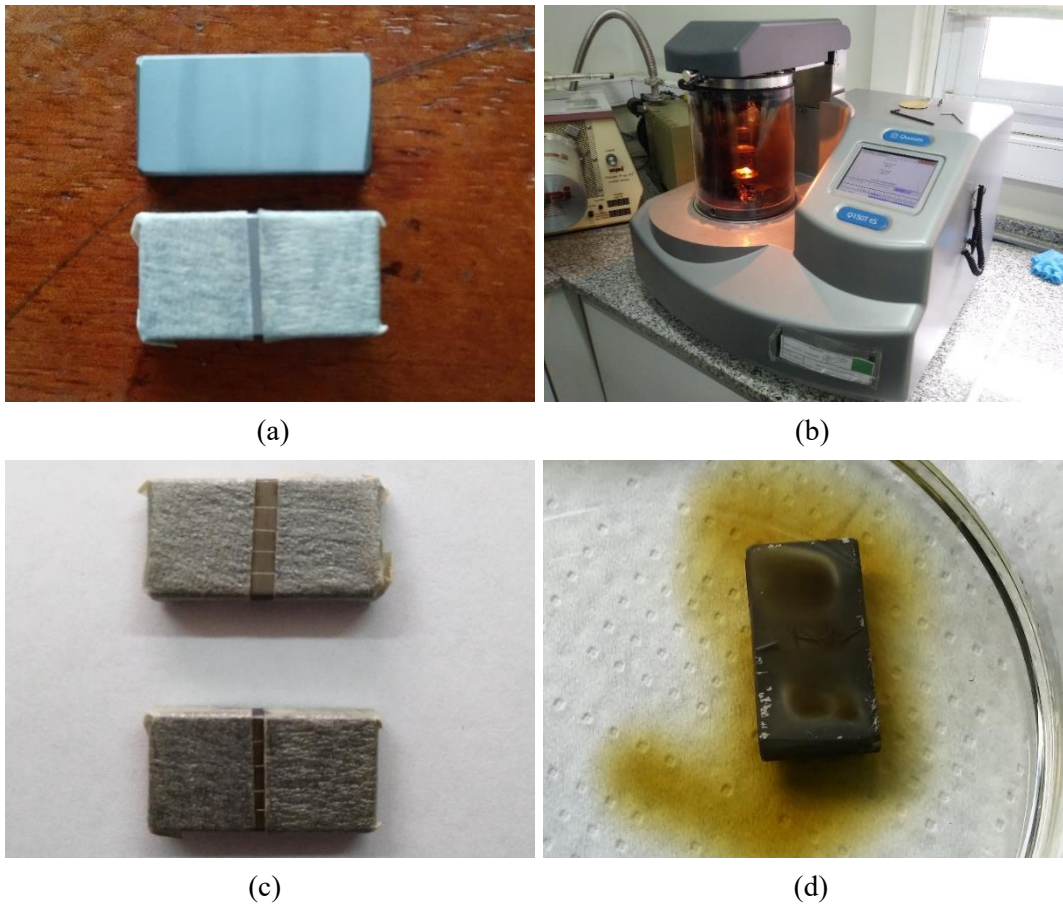


Figura 46. Distintas etapas en la preparación de las réplicas de carbono. (a) Enmascaramiento de la línea de soldadura, (b) deposición de la película de carbono, (c) seccionamiento de la película depositada, y (d) disolución de la matriz metálica.

4.4.2. Láminas delgadas

Por otra parte, las muestras de láminas delgadas fueron tomadas del plano de soldadura, es decir, paralelas a las direcciones radial y longitudinal del tubo. Para ello se seccionaron las muestras en lonjas de 1 mm de espesor conteniendo el plano de soldadura en el centro y luego se adelgazaron por pulido mecánico hasta un espesor de 150 μm aproximadamente. A continuación, de cada muestra se obtuvieron 9 discos de 3 mm de diámetro mediante punzonado. Finalmente, se obtuvieron las láminas delgadas mediante electropulido por doble chorro utilizando una solución de 5 % de ácido perclórico y 95 % de metanol, a temperatura entre 27 y 33 $^{\circ}\text{C}$, con una tensión de 20,5 V y una corriente de entre 30 y 56 mA. Este procedimiento se realizó en un equipo marca Struers TenuPol-5[®]. Las distintas etapas del proceso se muestran en la Figura 47.

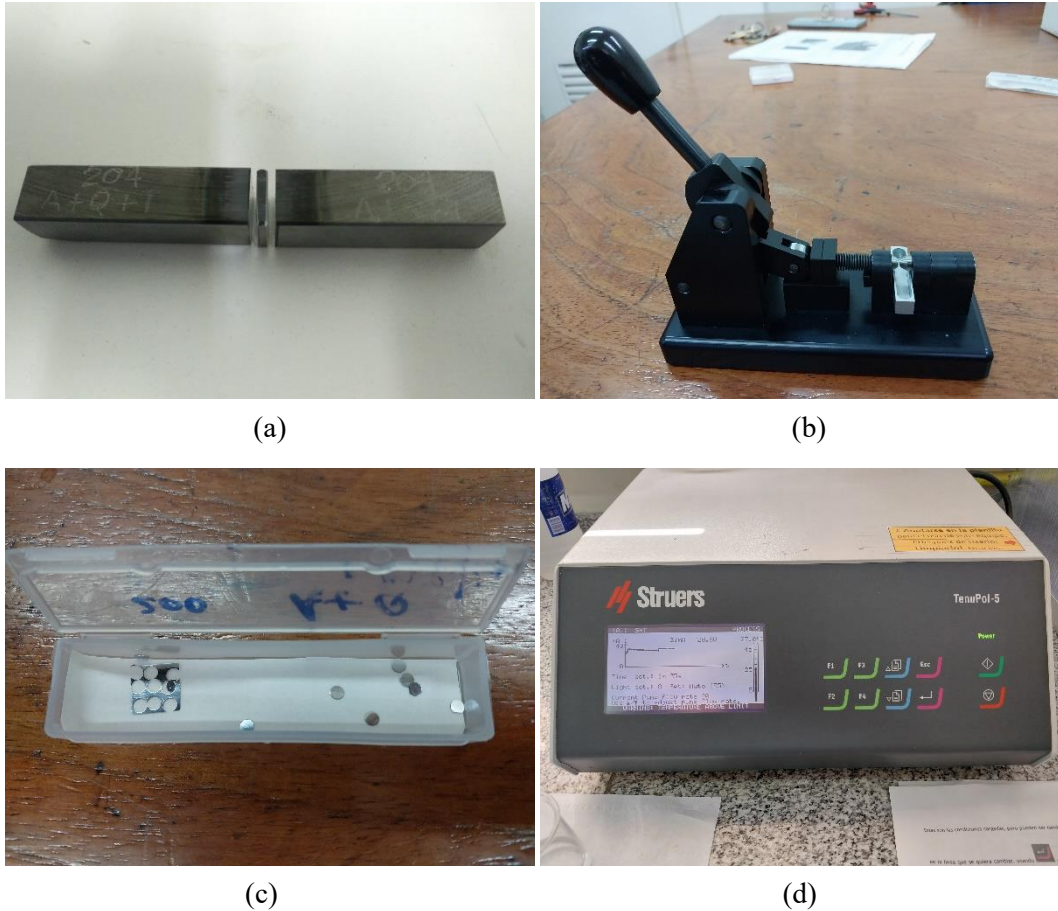


Figura 47. Distintas etapas en la preparación de las láminas delgadas. (a) Sección de la muestra conteniendo el plano de soldadura, (b) punzonadora, (c) discos obtenidos por punzonado, y (d) vista del equipo de electropulido.

4.5. Plan de ensayos

Se simularon seis condiciones de TTC, con ciclos térmicos que incluyeron una y dos etapas de calentamiento, con dos velocidades de enfriamiento intermedio para simular condiciones de enfriamiento natural y forzado. Cada ciclo se identifica con un código de 2 o 3 letras (por ejemplo, A-T o A-T-R), del siguiente modo:

1. La primera letra simboliza al primer ciclo de calentamiento. En todos los casos se aplicó un austenizado simbolizado con la letra A, que consiste en un calentamiento hasta una temperatura pico de 950 °C, es decir, mayor que A_{c3} .
2. La segunda letra simboliza al enfriamiento intermedio, o el enfriamiento final en el caso de los ciclos con calentamiento simple. Puede ser:
 - N (“natural”), que representa un enfriamiento al aire a una velocidad de enfriamiento promedio entre 800 y 500 °C (V_{EI}) de 3.5 °C/s, o bien,
 - T (“temple”), que significa un enfriamiento acelerado a una V_{EI} de 60 °C/s.
3. La tercera letra representa al segundo ciclo de calentamiento y se omite en los casos de calentamiento simple (A-N y A-T). En este caso, puede ser:

- A (“austenizado”), que significa un calentamiento supercrítico hasta 950 °C, o
- R (“revenido”), que representa a un calentamiento subcrítico hasta 700 °C, menor que Ac_1 .

Vale aclarar que aquí se utilizan las palabras “temple” y “revenido” en un sentido meramente descriptivo del ciclo térmico, pero no se buscó formar estructuras martensíticas con estos tratamientos.

En todos los casos se aplicó la misma curva de enfriamiento final, correspondiente a un enfriamiento al aire a una V_{E2} de 3.5 °C/s. Los ciclos aplicados se resumen en la Tabla 12 y los parámetros térmicos se representan esquemáticamente en la Figura 48.

Tabla 12. Condiciones de TTC simuladas y sus parámetros característicos.

Condición	T_{p1} (°C)	V_{E1} (°C/s)	T_{p2} (°C)	V_{E2} (°C/s)	Comentarios
A-N	950	3.5	-	-	Tratamiento térmico convencional.
A-N-A	950	3.5	950	3.5	Similar al proceso desarrollado por Mannesmann [2].
A-N-R	950	3.5	700	3.5	No descrita en la literatura consultada.
A-T	950	60	-	-	Tratamiento de una etapa con enfriamiento acelerado.
A-T-A	950	60	950	3.5	Similar al proceso desarrollado por Mannesmann [2].
A-T-R	950	60	700	3.5	Similar al proceso desarrollado por Sumitomo y JFE [3, 4].

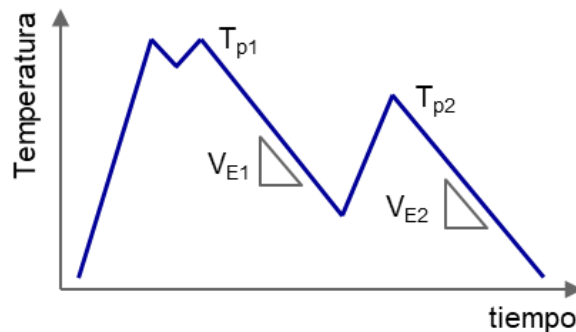


Figura 48. Gráfico esquemático con los parámetros que definen los ciclos térmicos simulados.

4.5.1. Definición de los ciclos térmicos

Las curvas térmicas se diseñaron con el objetivo de representar de manera realista las variaciones de temperaturas en el tiempo que ocurrirían en un proceso industrial de tratamiento térmico de una línea de fabricación por SAF. Para ello se tomaron como referencia los datos de la fabricación de un tubo de dimensiones típicas con una velocidad de avance de 14,2 m/min.

Es importante aclarar que las dimensiones del tubo “típico” de referencia, no coinciden exactamente con las del tubo del cual se tomaron las muestras para el presente trabajo, sino que fue elegido por ser más

representativo de la gama de productos que se fabrican en la línea. Por este motivo, el ciclo A-N que emula el tratamiento térmico convencional, aunque es conceptualmente análogo, puede diferir en términos de temperatura pico y velocidad de enfriamiento al aplicado efectivamente en las muestras con tratamiento térmico industrial que se analizan más adelante.

Basados en estos criterios, se definieron los parámetros de los ciclos térmicos a simular: primer calentamiento, enfriamiento intermedio, segundo calentamiento y enfriamiento final.

4.5.1.1. *Primer calentamiento*

En esta etapa se aplicó el mismo ciclo térmico para todas las muestras, en el que simula un calentamiento industrial típico con 3 inductores hasta alcanzar una temperatura máxima de 950 °C en 42,4 s. La línea de ajuste de temperaturas (*setpoint*) alcanza los puntos indicados en la Tabla 13, con interpolación lineal entre ellos.

Tabla 13. Puntos interpolados linealmente que definen la línea de temperaturas en las simulaciones para la primera etapa de calentamiento.

Punto	Distancia, m	Tiempo, s	Temp., °C
Inicio inductor 1	0,00	0,0	0
Fin inductor 1	2,40	10,1	650
Fin inductor 2	5,36	22,6	950
Inicio inductor 3	7,64	32,3	800
Fin inductor 3	10,04	42,4	950

El perfil de temperaturas en esta etapa inicial de calentamiento fue adaptado a partir de una simulación numérica del proceso de tratamiento térmico de costura, obtenida mediante un modelo desarrollado por C. Cincunegui y P. Marino de Tenaris [35], que utiliza el método de elementos finitos para resolver las ecuaciones de Maxwell y la ecuación de transferencia de calor. La simulación numérica fue realizada previamente por otros investigadores de Tenaris y no forma parte de este trabajo, sino que se la toma como referencia para definir los ciclos térmicos para la simulación física. En la Figura 49 se superpone la curva programada en las simulaciones físicas sobre las curvas obtenidas con el modelo numérico. En el gráfico se muestran las curvas de evolución térmica en las superficies interna y externa del tubo de referencia, así como en la mitad del espesor de pared, tanto en el plano central de los inductores como a 5 mm a cada lado. También se indican los aportes de potencia de los tres inductores (en eje secundario). Puede observarse que la curva simulada físicamente se corresponde aproximadamente con la evolución térmica a mitad del espesor de pared.

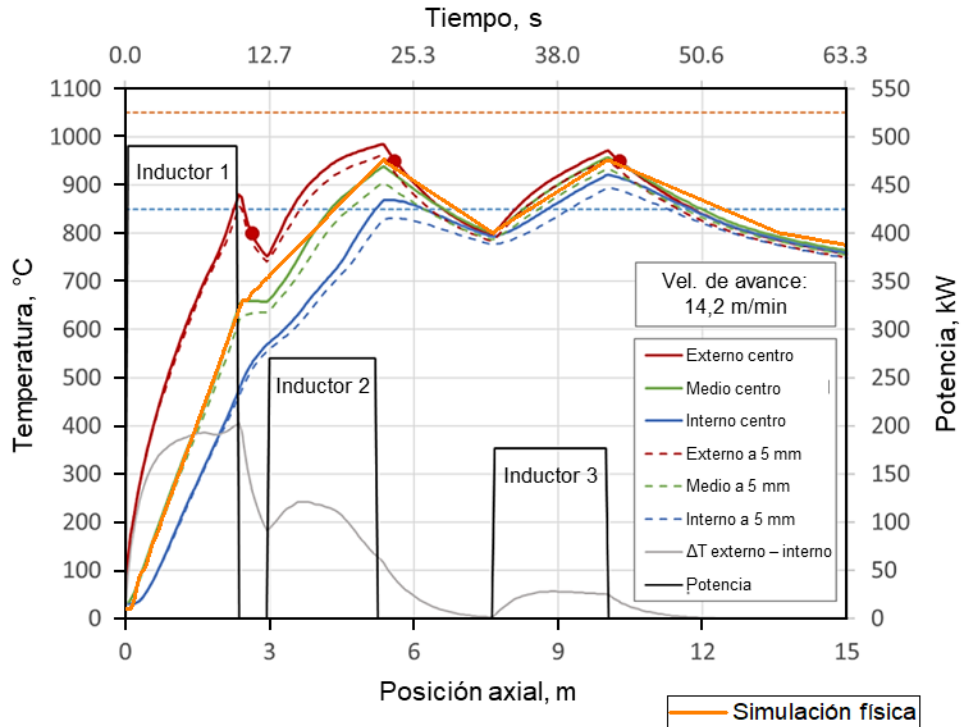


Figura 49. Superposición de la curva de temperatura programada en la simulación física sobre las obtenidas con el modelo numérico, en la primera etapa de calentamiento.

4.5.1.2. Enfriamiento intermedio

La etapa comienza a los 42,4 s del ensayo, inmediatamente después de alcanzar la temperatura de austenizado. Las curvas de enfriamiento se programaron mediante una curva de decaimiento exponencial según la ecuación (1), tomando como parámetro la velocidad de enfriamiento media entre 800 y 500 °C (V_{E1}).

$$T = T_0 + (T_A - T_0) e^{-\frac{t}{t_c}} \quad (1)$$

Siendo la constante t_c :

$$t_c = \frac{\Delta t_{8-5}}{\ln\left(\frac{800^\circ\text{C}-T_0}{500^\circ\text{C}-T_0}\right)} \quad (2)$$

Por otro lado, como:

$$V_E = \frac{(800-500)^\circ\text{C}}{\Delta t_{8-5}}$$

Despejando y reemplazando en (2), resulta:

$$t_c = \frac{300^\circ\text{C}}{V_E \cdot \ln\left(\frac{800^\circ\text{C}-T_0}{500^\circ\text{C}-T_0}\right)} \quad (3)$$

Donde:

- T_0 : asíntota de temperatura, igual a 30 °C.
- t_c : constante de tiempo, en segundos.
- T_A : temperatura de austenizado, igual a 950 °C.
- Δt_{8-5} : tiempo de enfriamiento entre 800 y 500 °C, en segundos.
- V_E : velocidad de enfriamiento media entre 800 y 500 °C, en °C/s.

La curva descrita por la ecuación (1) es una simplificación del enfriamiento real que permite programar los ciclos térmicos tomando como parámetro la variable V_E . Está basada en la solución del modelo de capacidad térmica global que asume que la temperatura del sistema durante el enfriamiento es prácticamente uniforme y que la velocidad de transferencia de calor es proporcional a la diferencia de temperatura con el ambiente (ley de enfriamiento de Newton) [36].

Se simularon dos condiciones de enfriamiento diferentes (T y N), cada una con valores característicos de V_{E1} y tiempos definidos para representar condiciones industriales realistas. Los valores de V_E se obtuvieron mediante las simulaciones numéricas mencionadas anteriormente, considerando coeficientes de convección que fueron determinados por Tenaris en dispositivos experimentales de temple. Los tiempos se definieron con los siguientes criterios:

- Enfriamiento acelerado (temple, T): con $V_{E1} = 60$ °C/s ($\Delta t_{8-5} = 5$ s) durante 10 s, hasta 373 °C. Esto representa una distancia de enfriamiento de 2,4 m funcionando a 14,2 m/min.
- Enfriamiento natural (N): con $V_{E1} = 3,5$ °C/s ($\Delta t_{8-5} = 85,7$ s) durante 100 s, hasta 547 °C. Esta condición requeriría 90 s de enfriamiento adicionales, lo que implica una línea de fabricación de mayor longitud.

4.5.1.3. *Segundo calentamiento*

Se simularon dos condiciones (A y R). En ambos casos, se programó una recta de calentamiento durante de 10 s hasta la temperatura objetivo, lo que representa un cuarto inductor lineal de 2,4 m de longitud con la línea de fabricación funcionando a 14,2 m/min.

- Austenizado (A): a 950 °C, misma temperatura pico que en la primera etapa.
- Revenido (R): a 700 °C, temperatura subcrítica (por debajo de A_{C1}).

4.5.1.4. *Enfriamiento final*

En todos los casos se consideraron condiciones naturales de enfriamiento (V_{E2} de 3,5 °C/s) después del segundo calentamiento. La curva de enfriamiento final se programó de manera análoga a la intermedio mediante la ecuación (1), hasta alcanzar los 200 °C. Luego se detiene el ensayo, lo que implica un enfriamiento rápido de la probeta por contacto con las mordazas hasta temperatura ambiente.

4.5.2. Ciclos térmicos completos

Finalmente, los ciclos térmicos programados en el simulador Gleeble® (*setpoints* o puntos de ajuste), siguiendo los criterios descriptos anteriormente para cada condición de tratamiento térmico, se muestran en el gráfico de la Figura 50.

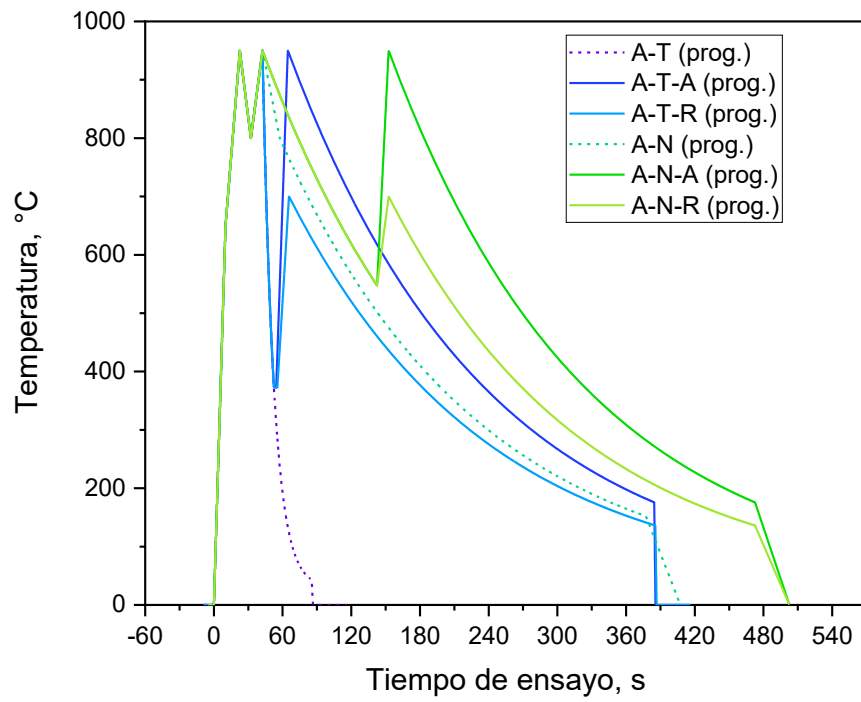


Figura 50. Ciclos térmicos completos programados (puntos de ajuste) para las diferentes condiciones de tratamiento térmico.

5. RESULTADOS

5.1. Mediciones de temperatura durante las simulaciones

Las mediciones de temperaturas realizadas durante las simulaciones térmicas en los distintos ciclos se muestran en el gráfico de la Figura 51. De la comparación con la Figura 50, puede apreciarse que las curvas medidas son muy similares a las programadas. De todas maneras, a continuación, se analizan los apartamientos medidos.

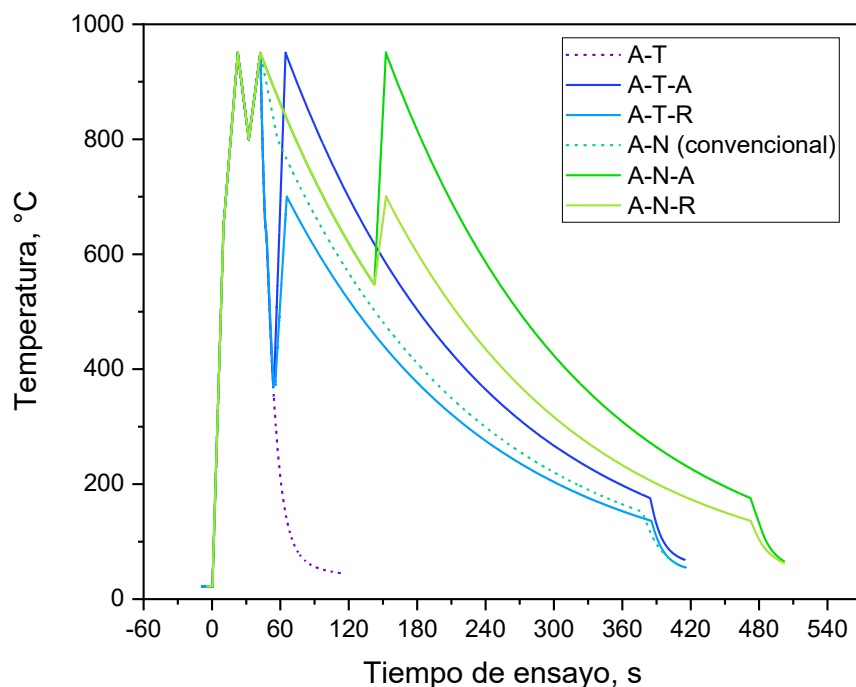


Figura 51. Mediciones de temperatura en las simulaciones térmicas de las distintas condiciones de tratamiento térmico.

En la Figura 52 se muestran las diferencias entre las temperaturas medidas y programadas. Descontando las diferencias registradas al comienzo y al final de cada ensayo donde los puntos de ajuste están en cero (0 °C), puede observarse que los mayores apartamientos ocurrieron durante las etapas de

enfriamiento intermedio de “temple” (T) de los ciclos A-T, A-T-A y A-T-R, donde la diferencia llegó hasta los 76 °C. Por fuera de estos, ningún otro apartamiento supera los 5,4 °C.

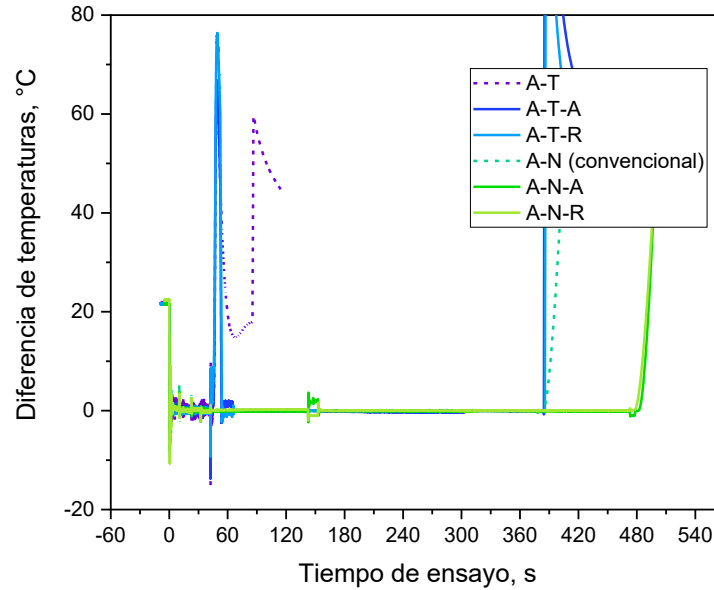


Figura 52. Diferencia entre las temperaturas medidas durante las simulaciones térmicas y las programadas (puntos de ajuste).

En la Figura 53, se muestra el detalle de las mediciones de temperaturas durante las etapas de enfriamiento intermedio de “temple” (T) donde se registraron los mayores desvíos. Se incluyen también las curvas de temperatura programada. Puede verse que las mediciones de temperatura se apartan del valor programado por debajo de los 700 °C. Esto es debido al calor latente liberado durante la transformación de la austenita, que supera momentáneamente la capacidad de enfriamiento del equipo.

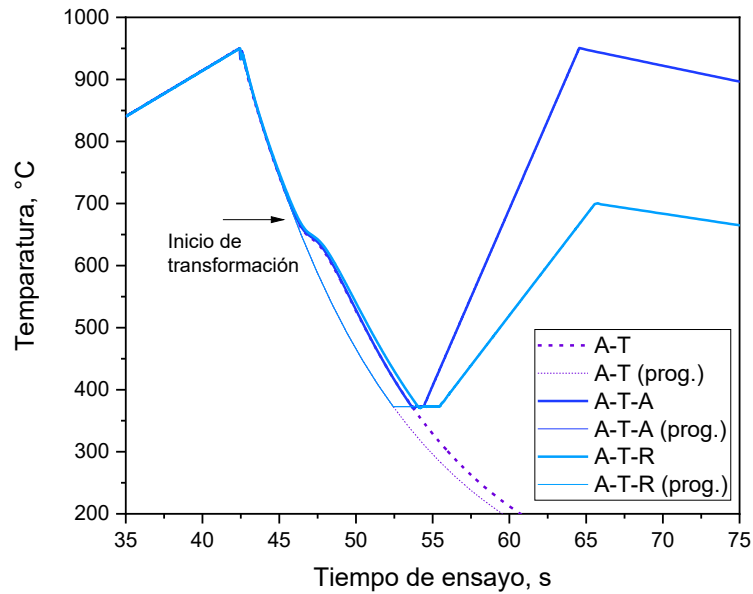


Figura 53. Detalle de las mediciones de temperatura durante los enfriamientos intermedios de temple (T) en comparación con las curvas programadas.

Según puede observarse en la Figura 54, la velocidad de enfriamiento durante el “temple” se reduce transitoriamente durante la transformación de fase, pero se reestablece a los valores programados a los 47 s de ensayo aproximadamente, es decir, por debajo de los 600 °C.

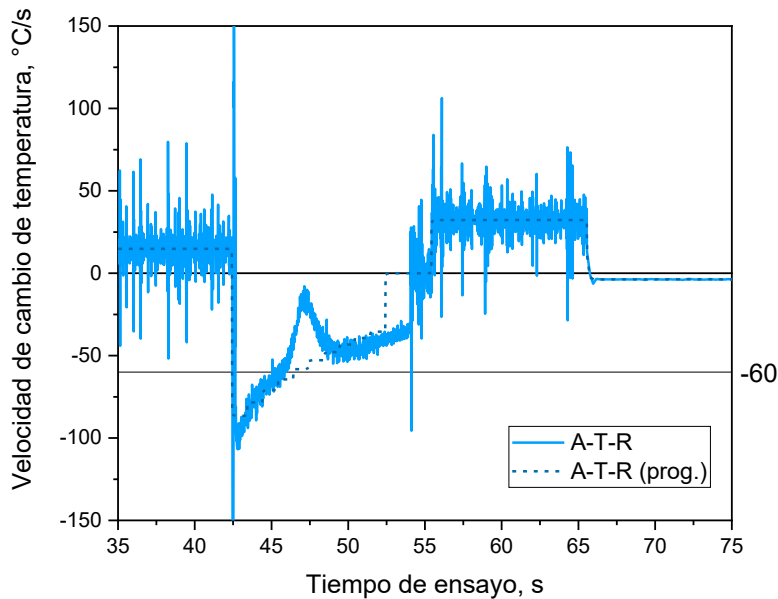


Figura 54. Velocidades de cambio de temperatura alrededor de la etapa de enfriamiento acelerado para el ciclo A-T-R.

Estos apartamientos durante la transformación de fase en enfriamientos rápidos son prácticamente inevitables en el simulador Gleeble® 3500 para la geometría de probeta utilizada. De todas maneras, esta condición no invalida las simulaciones dado que la disminución de velocidad de enfriamiento por liberación de calor latente también ocurre en los procesos industriales que se pretenden emular. Como se ha visto en la Figura 52, durante los enfriamientos “naturales” (N) no se registraron apartamientos significativos (diferencias menores a 1 °C).

5.2. Mediciones dilatométricas

Se realizaron mediciones dilatométricas en una probeta de cada ciclo térmico simulado. En la Figura 55 se muestran las mediciones correspondientes a los ciclos A-N y A-T, a partir de las cuales se determinaron las temperaturas de transformación. Las curvas obtenidas muestran diferencias en las pendientes, que pueden atribuirse a ligeras variaciones en los puntos de contacto de las patas del dilatómetro con las probetas de sección cuadrada utilizadas. De hecho, las probetas óptimas para este tipo de medición hubiesen sido cilíndricas [37]. Sin embargo, las temperaturas de inicio y fin de transformación obtenidas resultaron consistentes, por lo que las mediciones se consideran válidas.

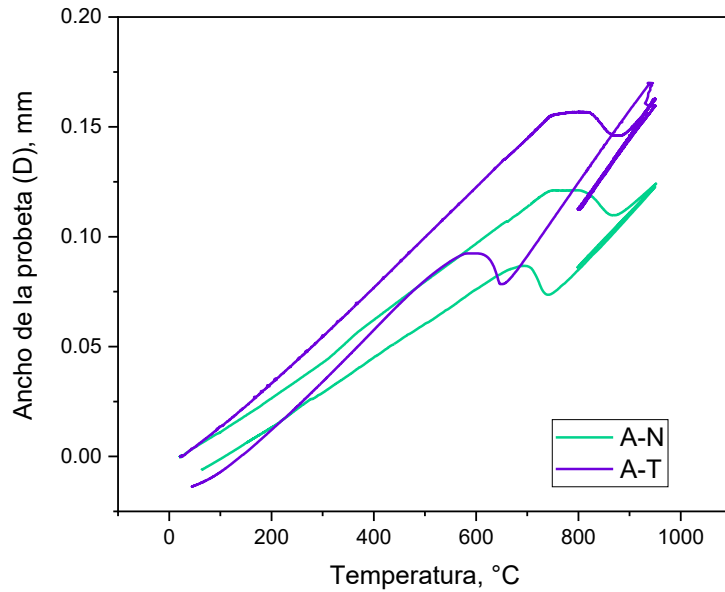


Figura 55. Curvas dilatométricas medidas durante los ensayos A-N y A-T.

A partir de las mediciones dilatométricas, se obtuvieron las curvas de transformación de fase del acero (ver Figura 56) y se determinaron las temperaturas críticas de enfriamiento (A_r) y calentamiento (A_c). Las curvas de transformación en calentamiento ($Fe-\alpha \rightarrow Fe-\gamma$) y en enfriamiento ($Fe-\gamma \rightarrow Fe-\alpha$) a V_E 3,5 °C/s se obtuvieron de las mediciones en el ensayo A-N, mientras que la curva en enfriamiento a V_E 60 °C/s, se obtuvo del ensayo A-T. Las temperaturas de transformación obtenidas se resumen en la Tabla 14.

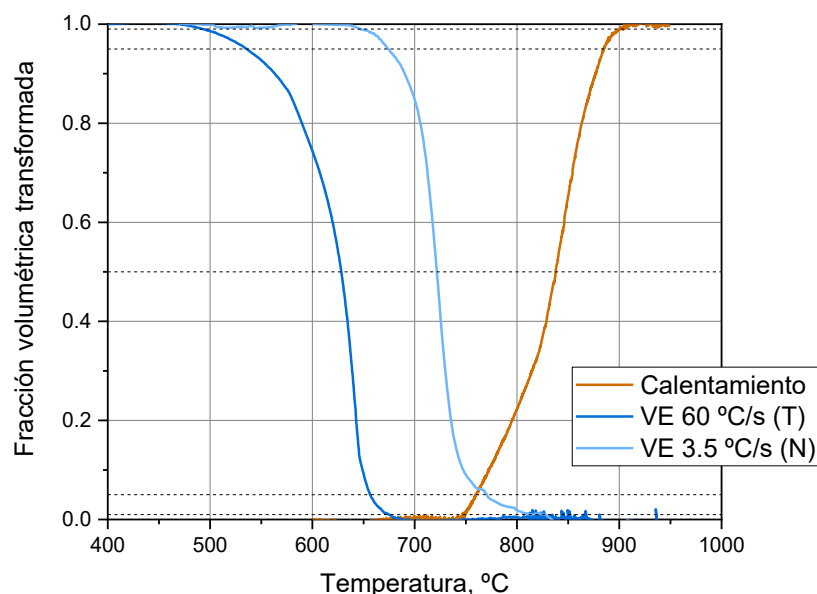


Figura 56. Curvas de transformación de fase obtenidas por dilatometría.

Tabla 14. Temperaturas de transformación de fase obtenidas mediante dilatometría.

Fracción transformada, % en vol.	Temperaturas, °C		
	Calentamiento	$V_E 3,5 \text{ °C/s}$ ("N")	$V_E 60 \text{ °C/s}$ ("T")
1	748 (A_{c1})	814 (A_{r3})	674 (A_{r3})
5	760	768	657
50	838	722	628
95	891	674	536
99	900 (A_{c3})	647 (A_{r1})	493 (A_{r1})

De la tabla, puede verificarse que la temperatura de 950 °C alcanzada durante las etapas de austenizado (A) superó A_{c3} (supercrítica), mientras que la alcanzada en las etapas de revenido (R) de 700 °C no superó A_{c1} (subcrítica). Así mismo, se verifica también que durante las etapas de enfriamiento intermedio (T y N) las temperaturas mínimas alcanzadas (373 y 547 °C, respectivamente) fueron más de 100 °C por debajo de los puntos A_{r1} respectivos, por lo que se completó la transformación en ambos casos.

5.3. Análisis metalográfico

En todas las micrografías presentadas en esta sección, la dirección horizontal en las imágenes coincide con la circunferencial del tubo y la vertical, con radial del tubo. Además, en las imágenes de soldadura, la línea de unión se encuentra aproximadamente en el centro de la imagen, en dirección vertical.

5.3.1. Análisis de las muestras industriales (material de partida)

En la figura se observa la microestructura del cuerpo de tubo, en una posición alejada de la soldadura, está compuesta por ferrita y perlita.

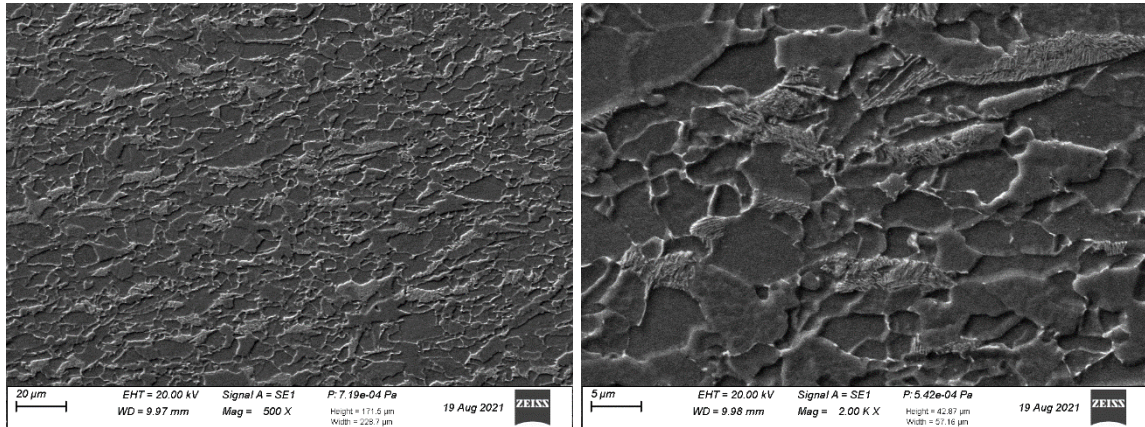
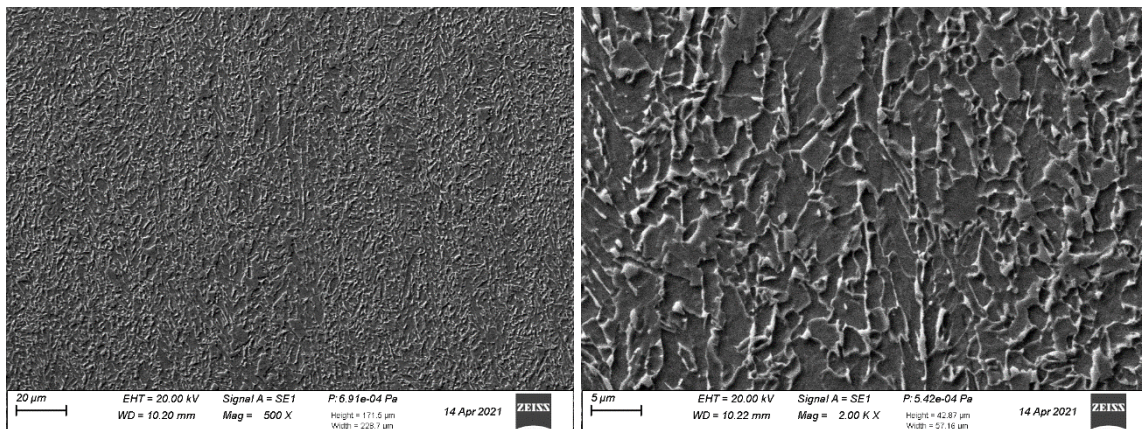
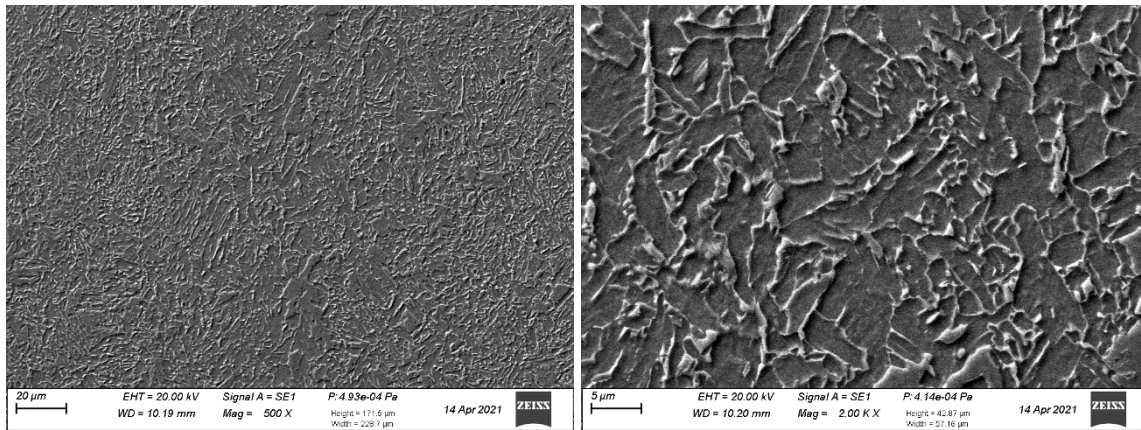


Figura 57. Microestructura del cuerpo de tubo.

En la Figura 58 puede observarse que la microestructura de soldadura está compuesta de bainita, con listones alargados en la dirección radial, especialmente en posiciones alejadas del centro del espesor (ver Figura 58.a).



(a)



(b)

Figura 58. Microestructura de soldadura, (a) cercana al radio interno, y (b) en el centro del espesor.

Luego del tratamiento térmico de costura industrial, la microestructura es de ferrita poligonal, perlita y, posiblemente, partículas de M-A (ver Figura 59). Estas últimas no son tan fácilmente distinguibles de la perlita con el ataque de Nital empleado en estas micrografías. Las colonias de perlita y M-A tienden a estar alargadas en la dirección radial, como consecuencia del recalado en la soldadura. El tratamiento térmico aplicado a esta muestra es conceptualmente similar a la condición simulada A-N, pero pudo diferir en términos de temperatura pico y velocidad de enfriamiento.

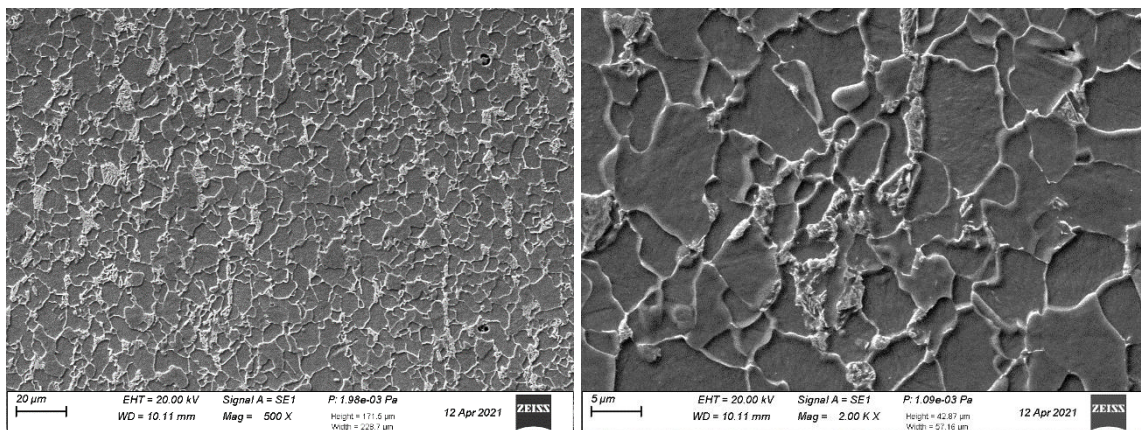
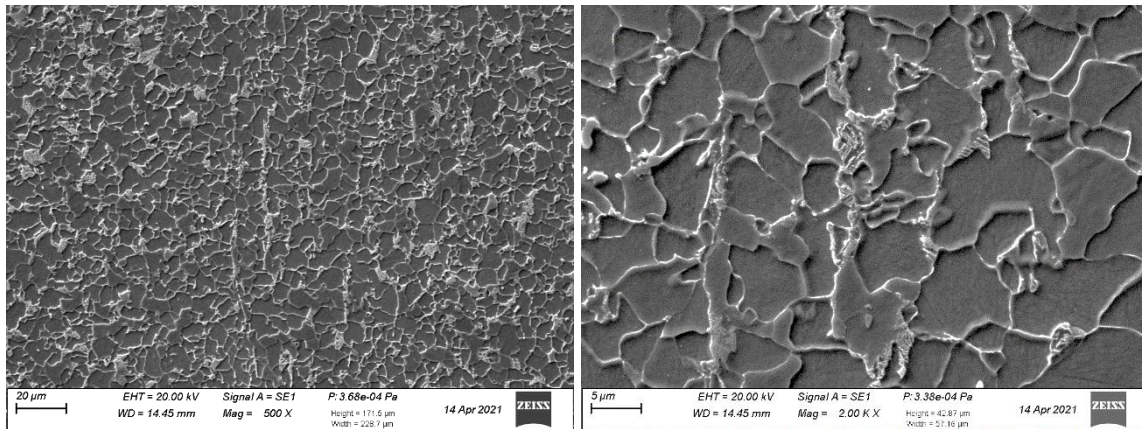


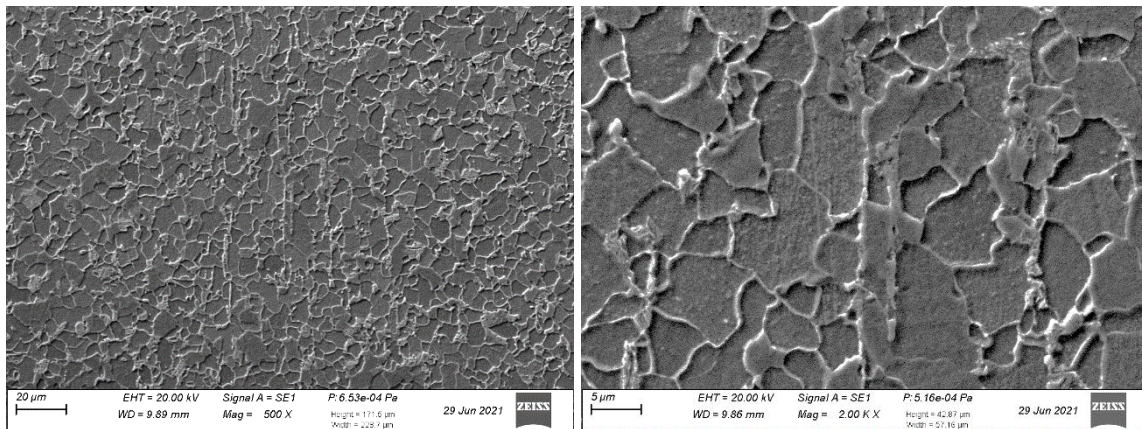
Figura 59. Microestructura obtenida luego tratamiento térmico de costura industrial.

5.3.2. Análisis de las simulaciones térmicas

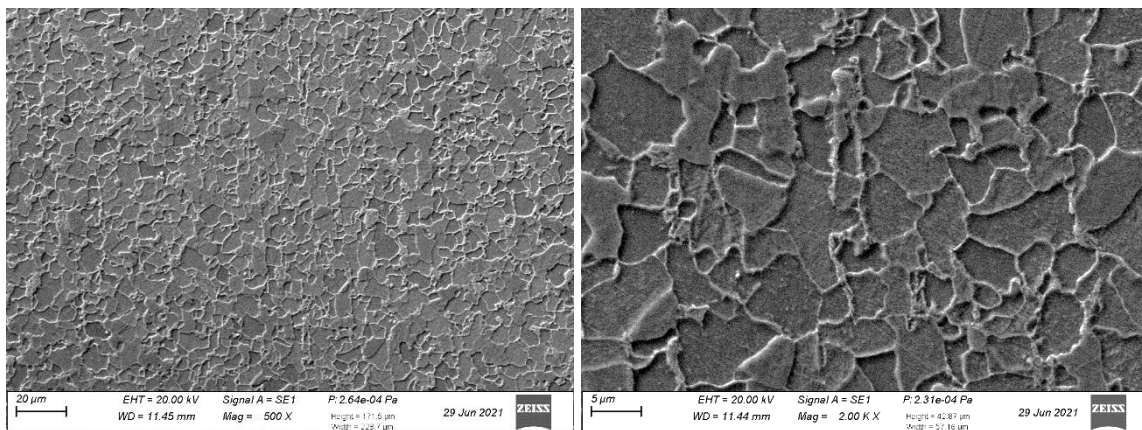
En la Figura 60 se muestran las micrografías obtenidas en las simulaciones térmicas con enfriamiento intermedio “natural” (A-N, A-N-R y A-N-A). Las microestructuras en los tres casos son muy similares y están compuestas de ferrita poligonal y colonias de perlita y de M-A alargadas en la dirección radial. La fracción de M-A en estas microestructuras fue cuantificada más adelante (ver 5.3.3) por microscopía óptica con reactivo de Lepera. Estas microestructuras son similares a la observada en la muestra con tratamiento térmico industrial.



(a)



(b)

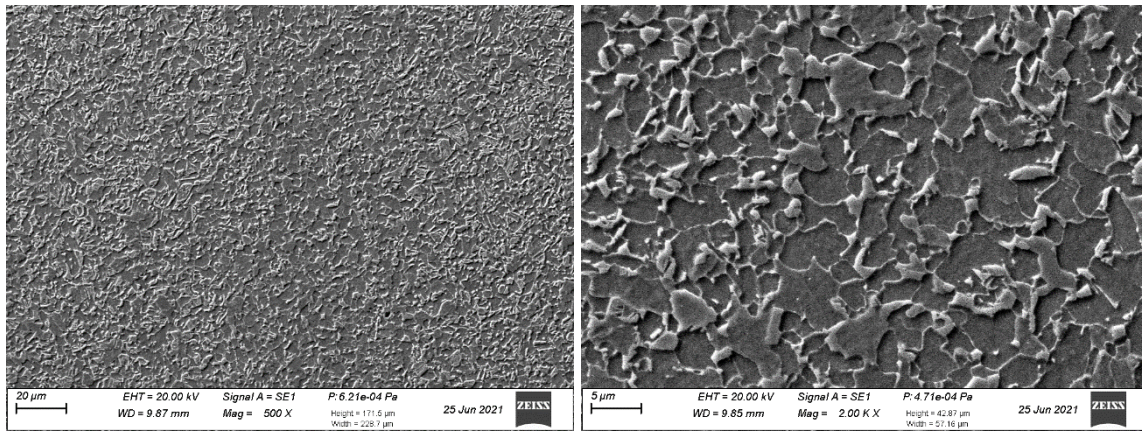


(c)

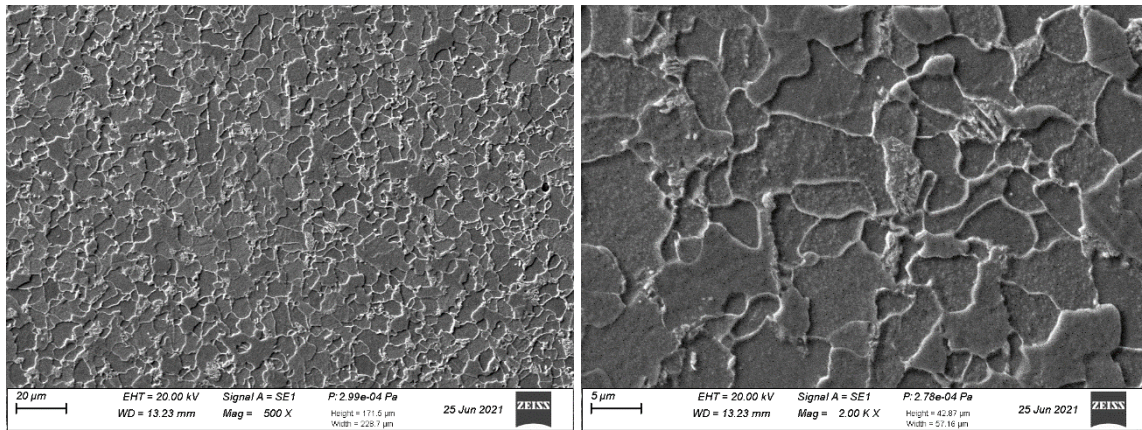
Figura 60. Micrografías alrededor de la soldadura a dos magnificaciones de cada muestra, obtenidas en las simulaciones térmicas con enfriamiento “natural” (ataque: Nital). (a) A-N, (b) A-N-A y (c) A-N-R.

En la Figura 61 se muestran las microestructuras obtenidas en las simulaciones térmicas con enfriamiento intermedio de “temple” (A-T, A-T-R y A-T-A). En el ciclo A-T se puede observar una

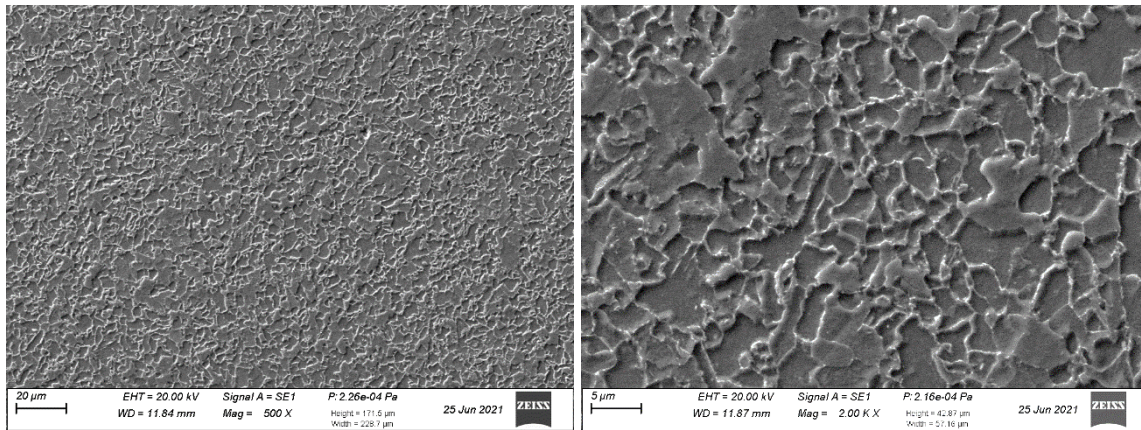
microestructura más fina que las obtenidas por enfriamiento natural, compuesta por granos de ferrita e islas de M-A. Se suele llamar “bainita granular” a este tipo de microestructuras que se obtienen en aceros microaleados de bajo carbono a altas velocidades de enfriamiento continuo [39, 40, 41]. En el ciclo A-T-R, en lugar de las islas de M-A se observan carburos precipitados. Esto indica que hubo una descomposición del constituyente M-A durante la etapa de revenido. Finalmente, en el ciclo A-T-A se observa una microestructura de ferrita poligonal y colonias de perlita alargadas en la dirección radial, similar a la obtenida en los ciclos de enfriamiento “natural”, donde la estructura refinada del temple se elimina luego del segundo austenizado.



(a)



(b)



(c)

Figura 61. Micrografías alrededor de la soldadura, obtenidas en las simulaciones térmicas con enfriamiento de “temple” (ataque: Nital). (a) A-T, (b) A-T-A y (c) A-T-R.

5.3.3. Cuantificación de partículas de M-A por microscopía óptica

Para analizar la presencia de constituyente M-A, se tomaron dos micrografías con microscopio óptico representativas de cada muestra (identificadas como “a” y “b”), con una resolución de 10,36 píxeles/ μm en todos los casos. El ataque con reactivo de Lepera utilizado permite distinguir las partículas de M-A como granos blancos que hacen contraste con la ferrita teñida de tonalidad ocre [32]. Sobre estas micrografías, luego se realizó la cuantificación de la fracción de M-A presente mediante análisis de imagen. Para ello fue necesario eliminar la barra de escala que alteraba la medición, por lo que se recortó el 1/6 inferior de las imágenes, que pasaron de 1600 x 1200 a 1600 x 1000 píxeles, cubriendo un área final de 154,4 x 96,5 μm . En la Figura 62 se muestran las dos micrografías de la junta en condición de soldadura y las partículas identificadas en el análisis posterior de las imágenes.

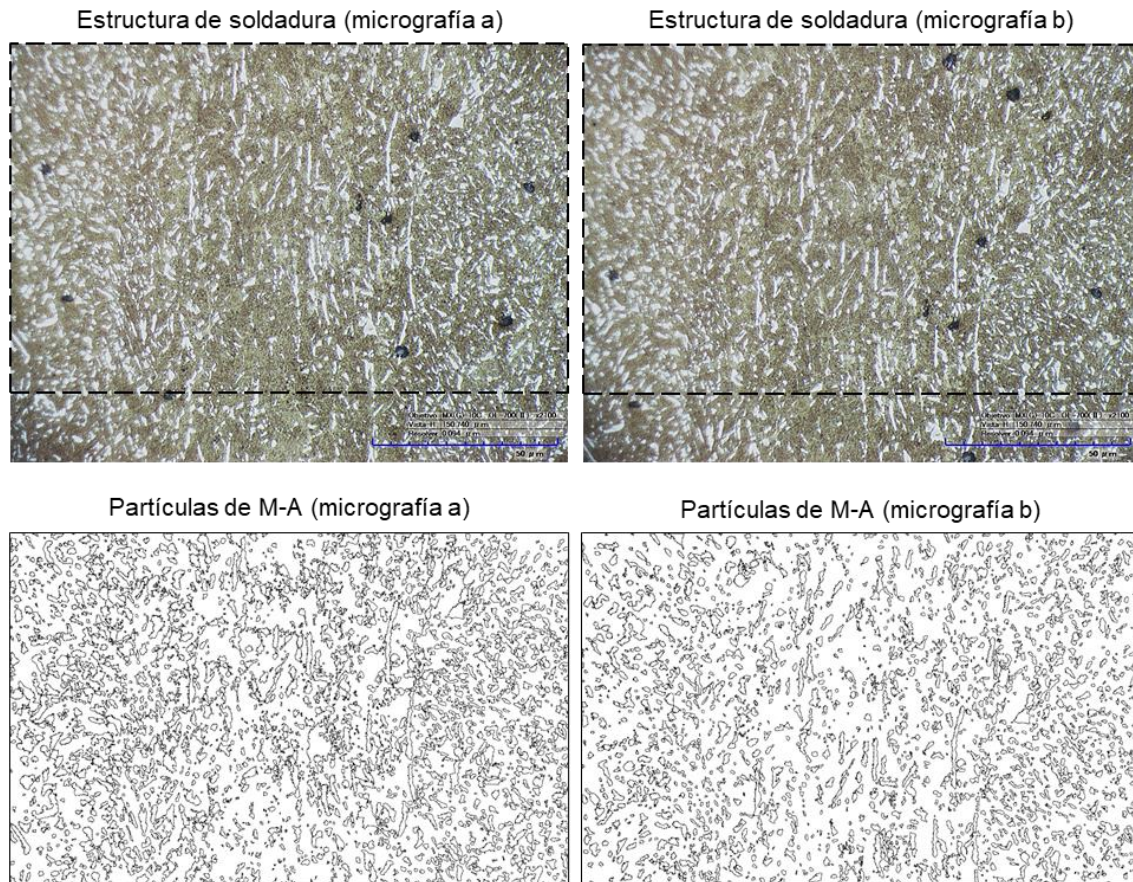


Figura 62. Fila superior: imágenes de la microestructura en la condición de soldadura revelada con ataque de Lepera. Fila inferior: identificación de las partículas de M-A de las mismas micrografías. Las líneas de trazos indican la zona analizada, omitiendo la barra de escala.

En la Figura 63 se muestran las micrografías de las probetas obtenidas en las simulaciones térmicas con enfriamiento intermedio “natural” (A-N, A-N-R y A-N-A), y en la Figura 64, las partículas de M-A identificadas por análisis de imagen.

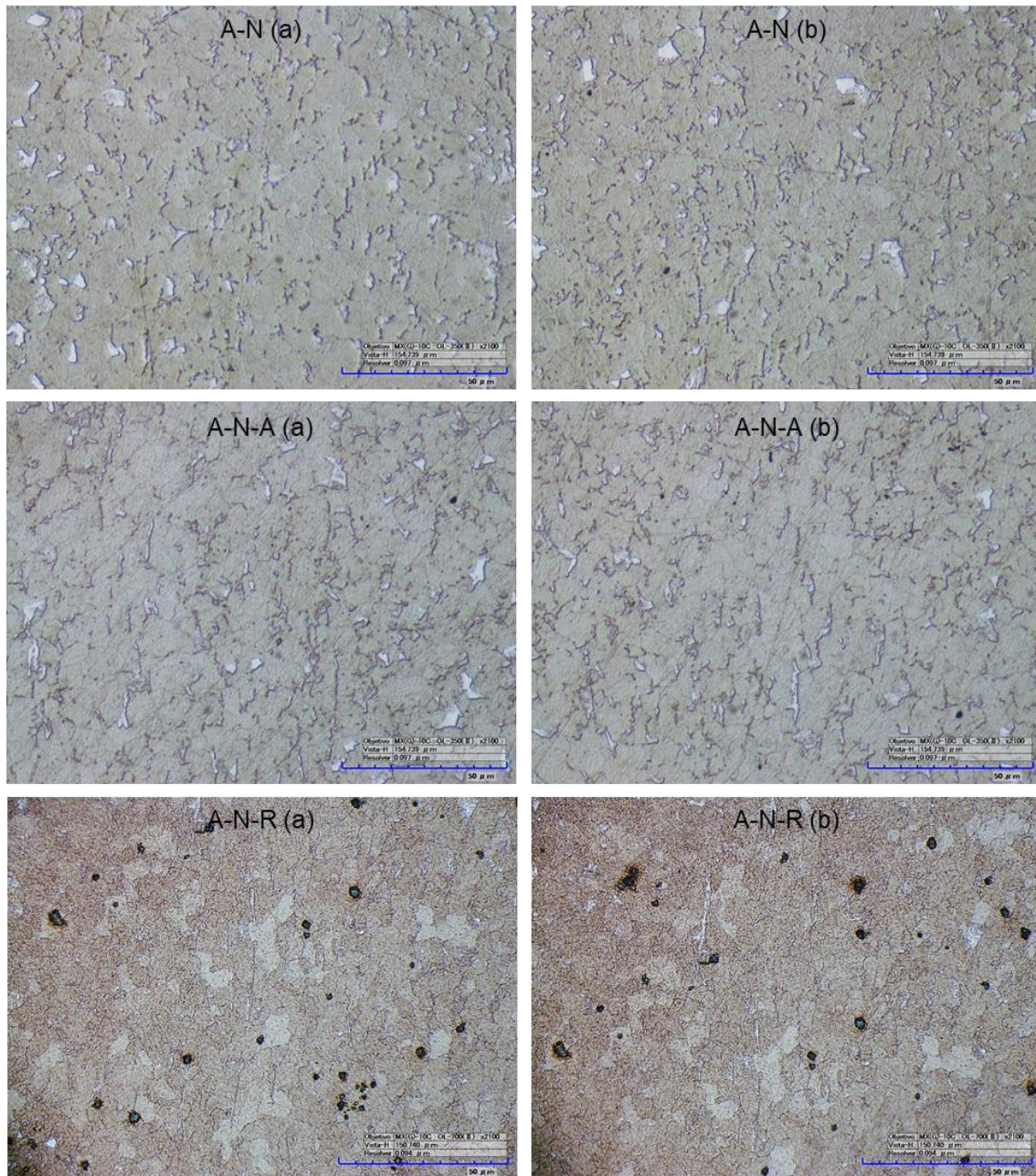


Figura 63. Micrografías de las muestras de simulaciones térmicas con enfriamiento “natural” alrededor de la soldadura (ataque: Lepera).

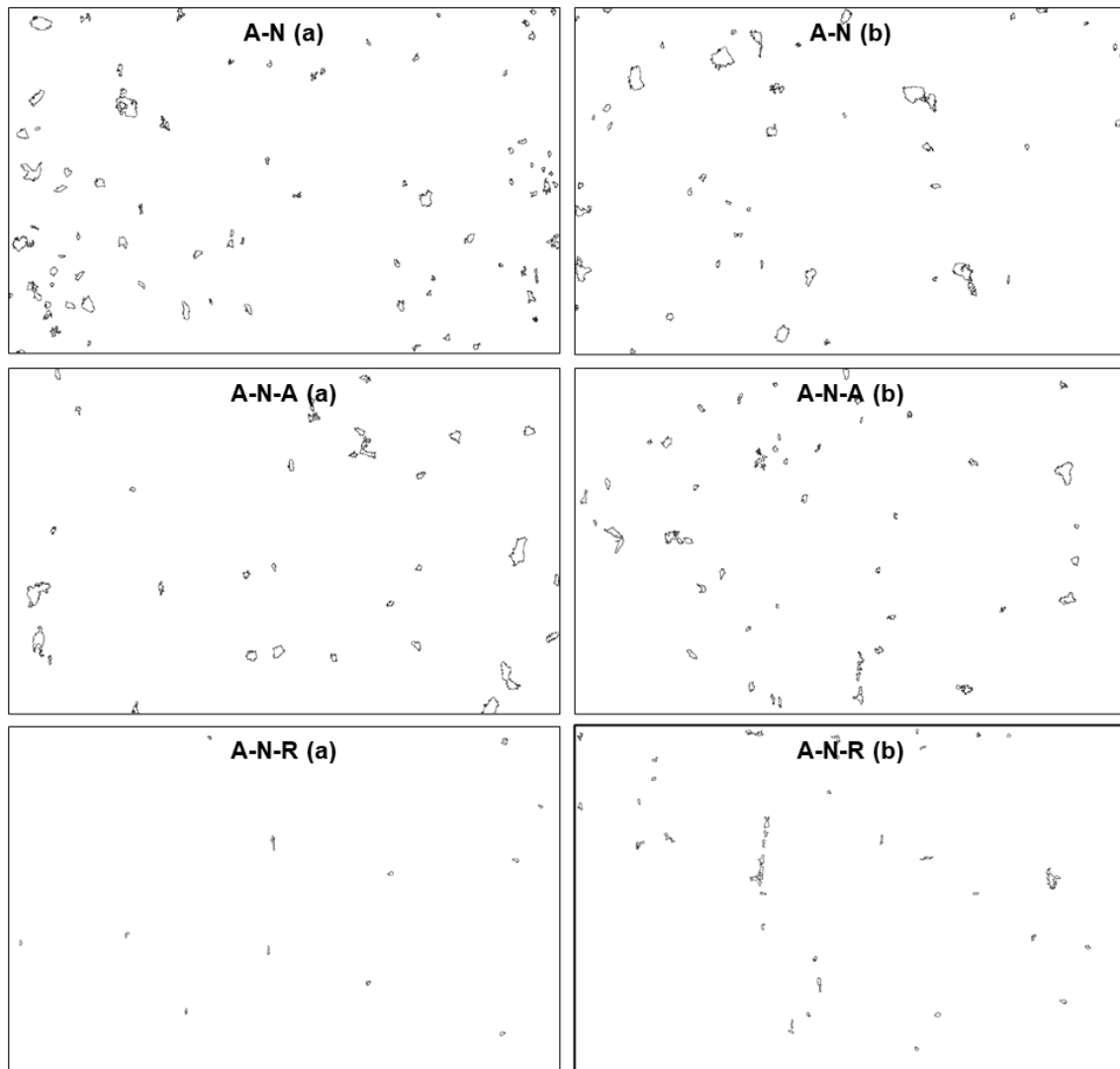


Figura 64. Partículas de M-A identificadas por análisis de imagen sobre las micrografías de las muestras de enfriamiento “natural”.

En la Figura 65 se muestran las micrografías de las simulaciones térmicas con enfriamiento intermedio de “temple” (A-T, A-T-R y A-T-A), y en la Figura 66, las partículas de M-A identificadas por análisis de imagen. En el ciclo A-T se puede observar claramente la presencia muy significativa de partículas de M-A formando parte de la estructura de bainita granular. En el ciclo A-T-R, en lugar de estas partículas se observan carburos precipitados, lo que confirma la descomposición del constituyente M-A durante la etapa de revenido.

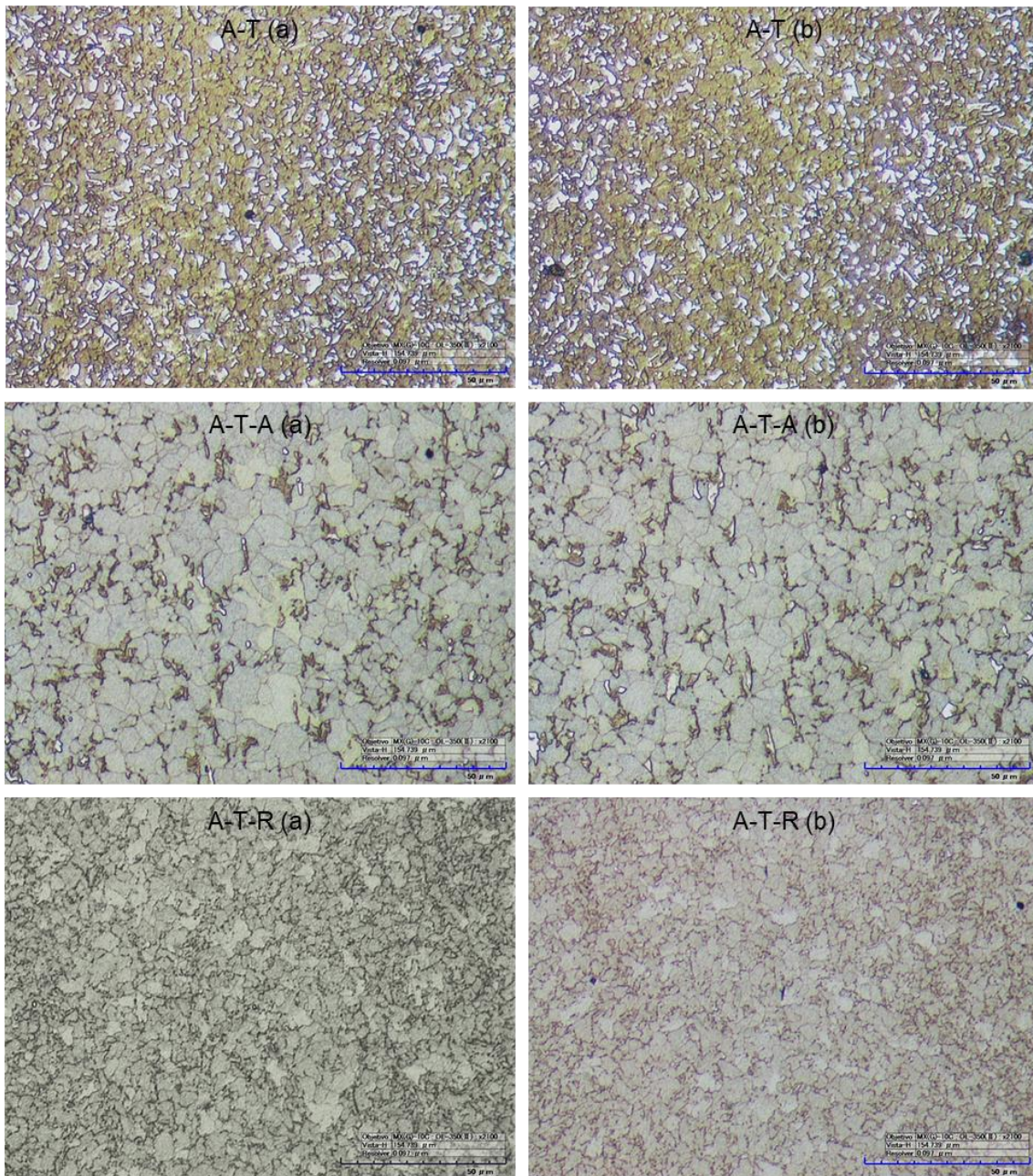


Figura 65. Micrografías de las muestras de simulaciones térmicas con enfriamiento de “temple” alrededor de la soldadura (ataque: Lepera).

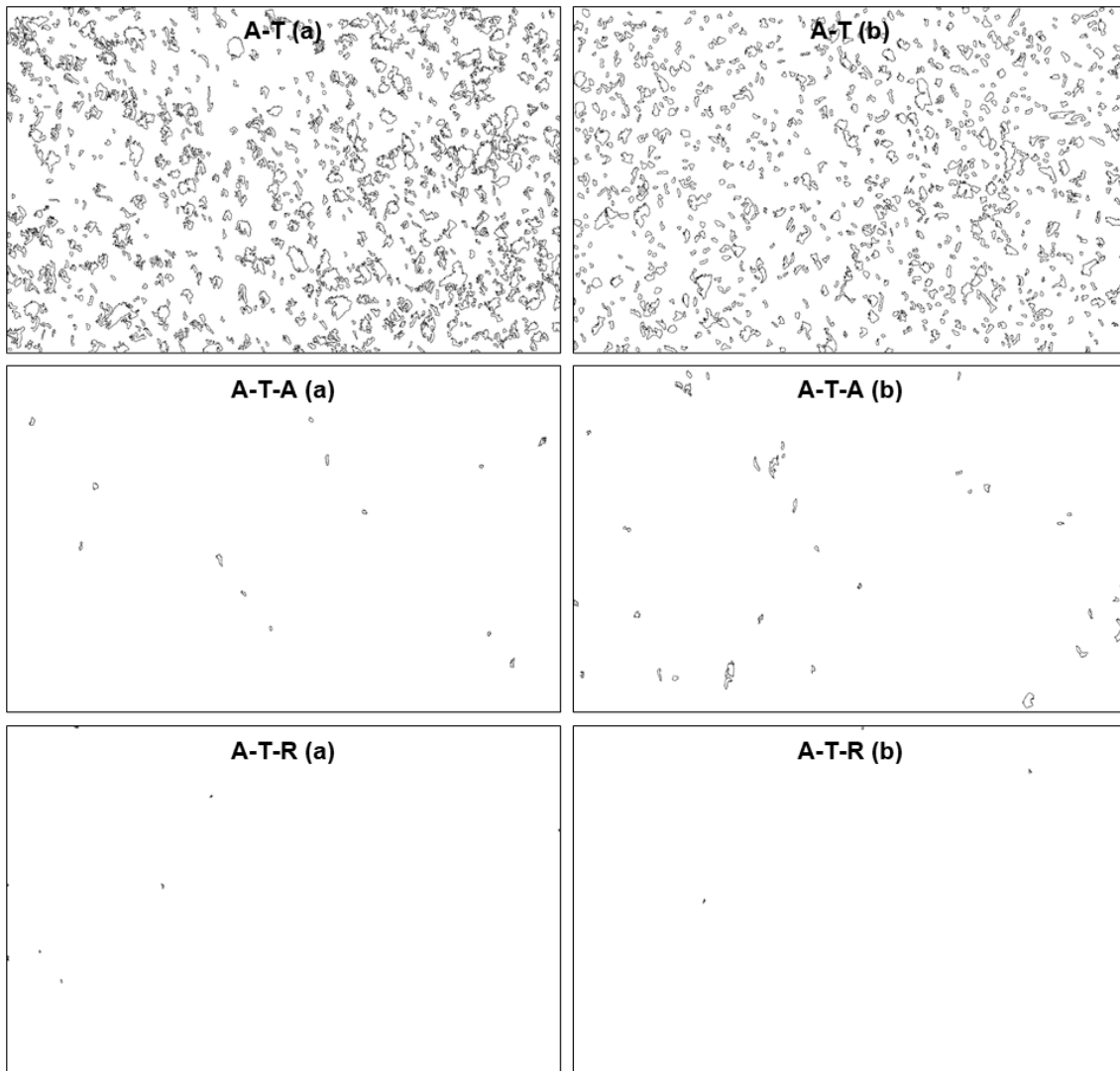


Figura 66. Partículas de M-A identificadas por análisis de imagen sobre las micrografías de las muestras de enfriamiento de “temple”.

Los resultados de la cuantificación de las áreas identificadas como partículas de M-A en las micrografías analizadas se presentan en la Tabla 15.

Tabla 15. Cuantificación metalográfica de partículas de M-A.

Muestra	Micro- grafía	Nro. de partículas	Área total, μm^2	Área media, μm^2	Fracción, %	
					Individual	Promedio
De soldadura	a	2191	3982	1.82	26.7	22.7
	b	2024	2791	1.38	18.7	
A-N	a	85	205.8	2.42	1.38	1.27
	b	52	173.3	3.33	1.16	
A-N-A	a	32	146.5	4.58	0.983	0.845
	b	50	105.3	2.11	0.707	
A-N-R	a	12	10.32	0.86	0.069	0.187
	b	42	45.28	1.08	0.304	
A-T	a	746	2192	2.94	14.7	13.0
	b	791	1683	2.13	11.3	
A-T-A	a	35	67.83	1.94	0.455	0.282
	b	13	16.14	1.24	0.108	
A-T-R	a	3	0.857	0.286	0.006	0.009
	b	8	1.584	0.198	0.011	

5.3.4. Imágenes de réplicas de carbono en MET

Se analizaron réplicas de carbono de muestras de los ciclos A-N, A-N-R, A-T y A-T-R en microscopio electrónico de transmisión con el fin de analizar el efecto de los ciclos de revenido en la precipitación de segundas fases.

En la Figura 67 pueden verse imágenes de las réplicas de la muestra A-N a distintas magnificaciones. Se distinguen dos tipos de partículas precipitadas. Unas mayores de forma cuboide, con un tamaño del orden de los 100 nm, y agrupamientos de partículas mucho más finas (menores a 10 nm).

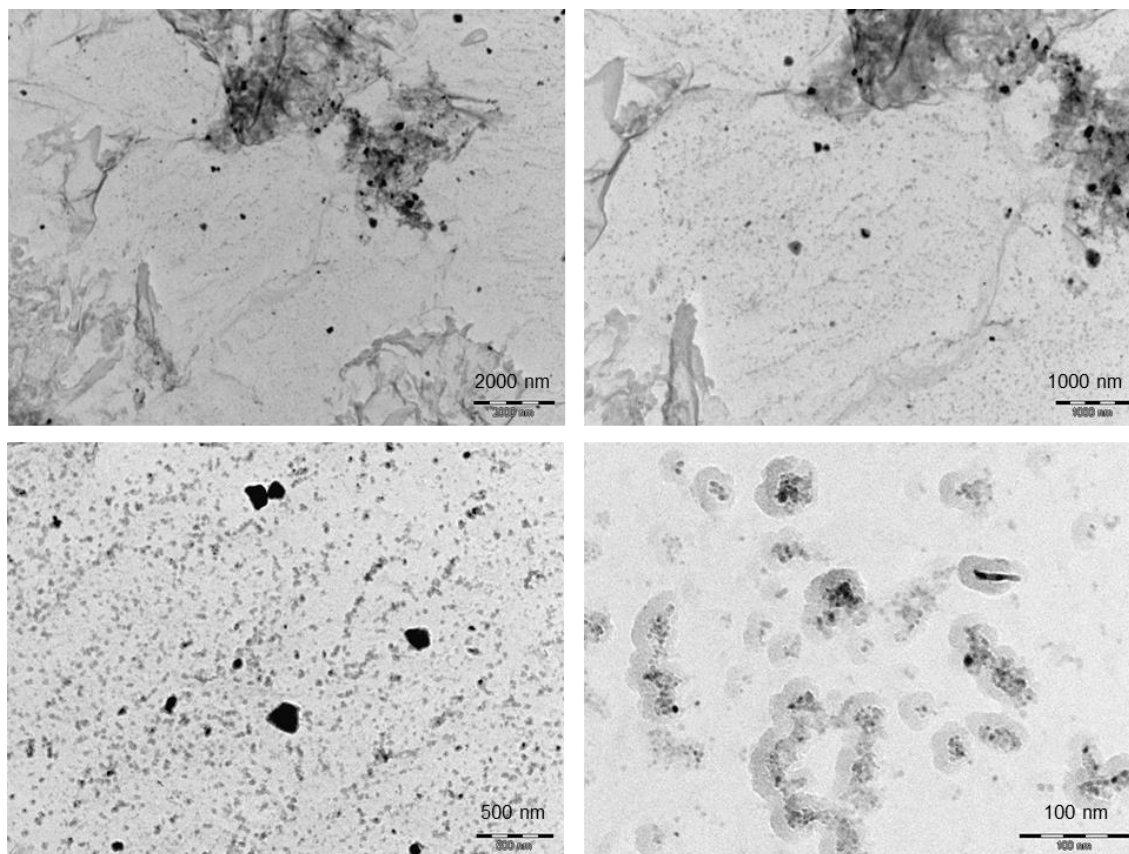


Figura 67. Imágenes a distintas magnificaciones de réplicas de carbono tomadas de la muestra de condición A-N.

En la Figura 68 se muestran los espectros del análisis EDS de las partículas. Vale mencionar que todos los espectros muestran picos de Cu y Co que no corresponden a la muestra. El Cu proviene de las rejillas usadas como soporte de las réplicas, mientras que el Co, de la pieza polar del microscopio. Además, varios de los espectros muestran de manera atenuada los picos de baja energía (menores a 5 keV) correspondientes a los elementos livianos (C y N principalmente) que forman parte de los carburos, nitruros y carbonitruros. De todas maneras, se puede observar claramente que las partículas mayores son precipitados ricos en Ti y Nb, mientras que las más pequeñas contienen principalmente Nb.

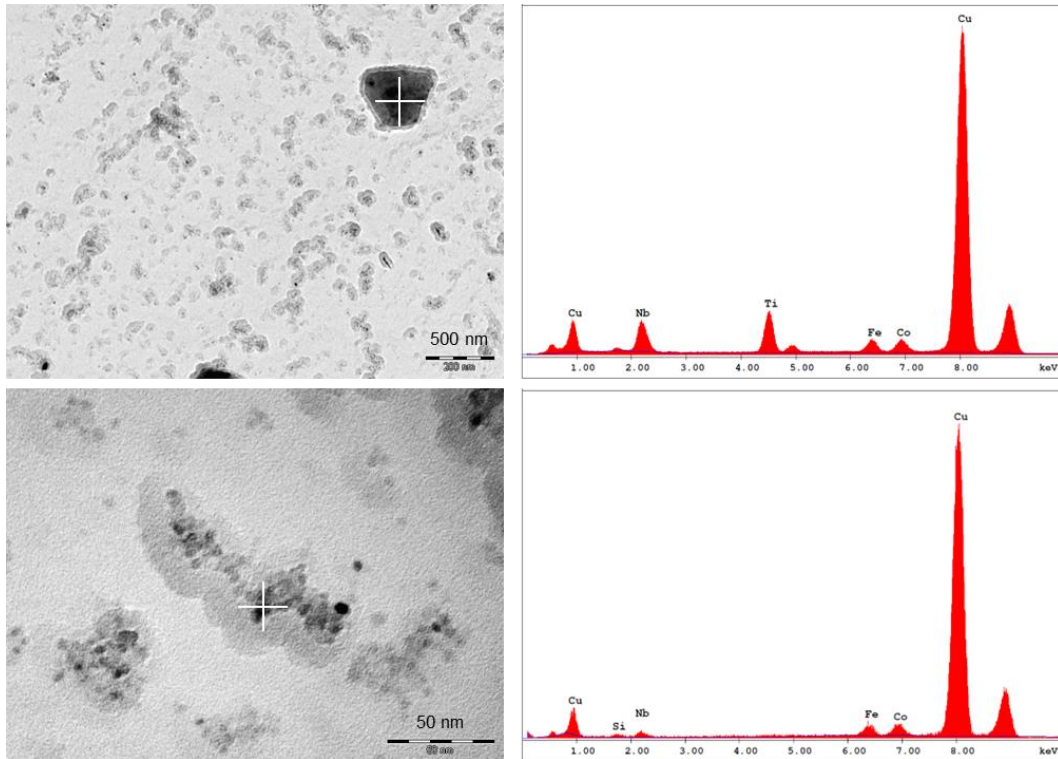


Figura 68. Análisis por EDS de dos tipos de precipitados observados en la muestra A-N: partículas cuboides (arriba), y partículas pequeñas agrupadas (abajo).

La presencia de precipitados de Ti y Nb es esperable por la composición del acero. El Ti suele adicionarse como microaleante para controlar el crecimiento de grano austenítico durante el recalentamiento previo a la laminación, dada la alta temperatura de disolución de los nitruros (TiN). Por su parte, el Nb permite aumentar la temperatura de no recrystalización durante la laminación en caliente, por lo que tiene un rol clave en el PCTM para asegurar el refinamiento de grano [7, 8]. Por su forma y tamaño, es probable que las partículas cuboides sean nitruros de Ti y Nb, mientras que las pequeñas, carburos de Nb.

En la muestra A-N-R se observan partículas precipitadas de características similares a las encontradas en la muestra A-N (ver Figura 69).

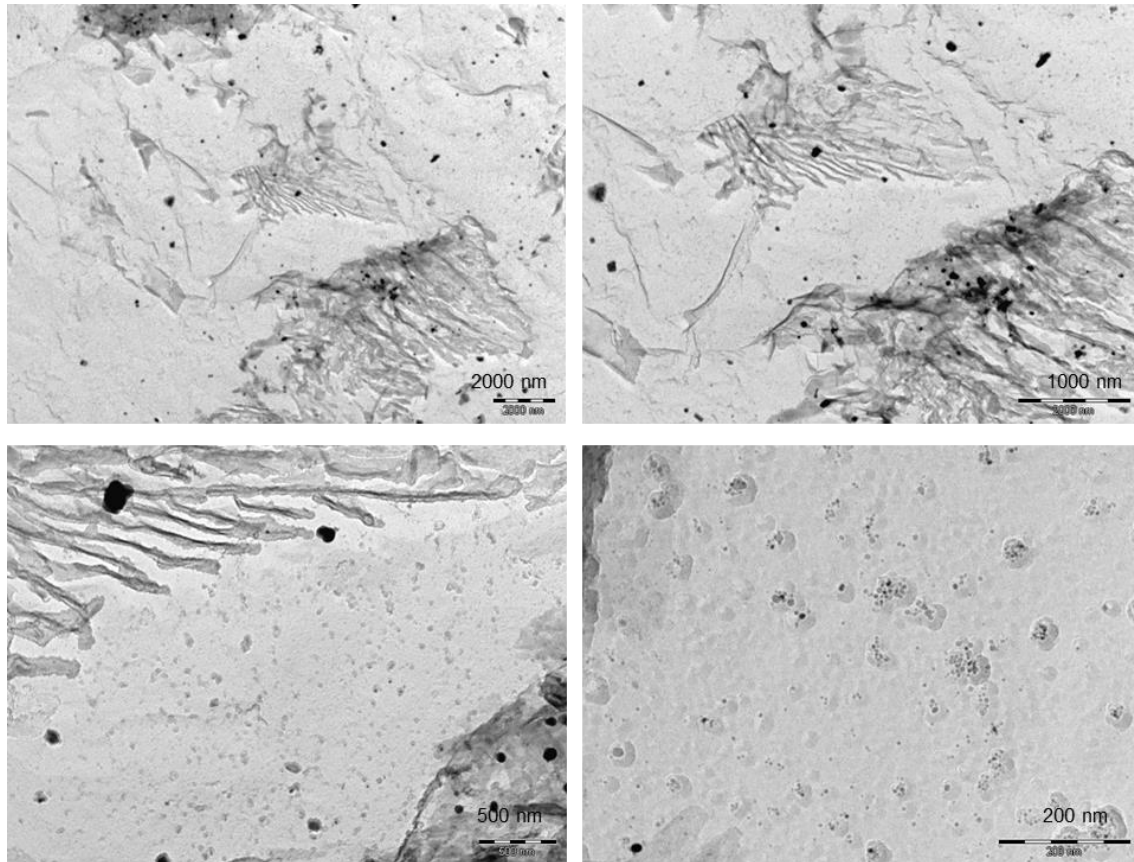


Figura 69. Imágenes a distintas magnificaciones de réplicas de carbono tomadas de la muestra de condición A-N-R.

Los análisis por EDS de las partículas en la réplica de la A-N-R se muestran en la Figura 70. El espectro de la partícula cuboide muestra un pico marcado de N (que está atenuado en otros espectros), lo que confirma que se trata de nitruros, y que es consistente con la morfología típica de estos precipitados. Por otra parte, las partículas pequeñas muestran una composición similar a la observada en la muestra A-N. El ciclo de revenido no parece haber inducido una precipitación apreciable de otras partículas.

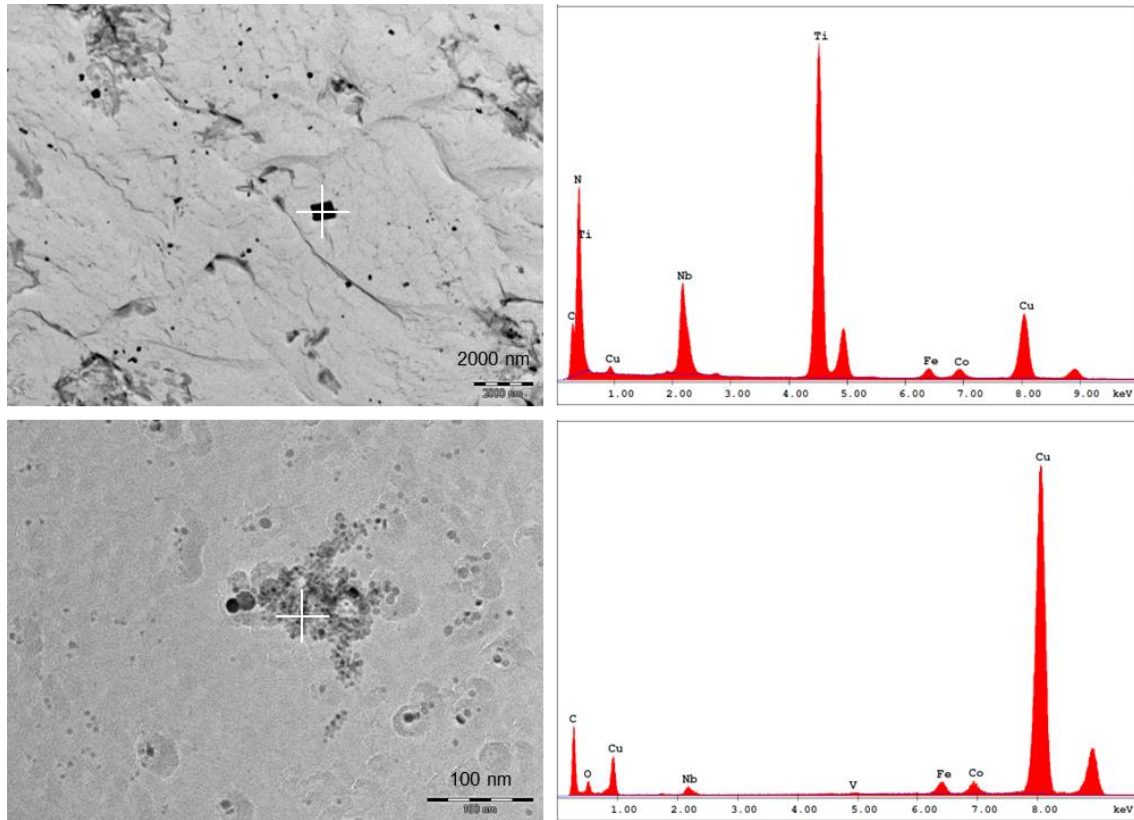


Figura 70. Análisis por EDS de dos tipos de precipitados observados en la muestra A-N-R: partículas cuboides (arriba), y partículas pequeñas agrupadas (abajo).

En la réplica de la muestra A-T, también pueden verse los dos tipos de precipitados que se observaron en las muestras con enfriamiento natural (ver Figura 71).

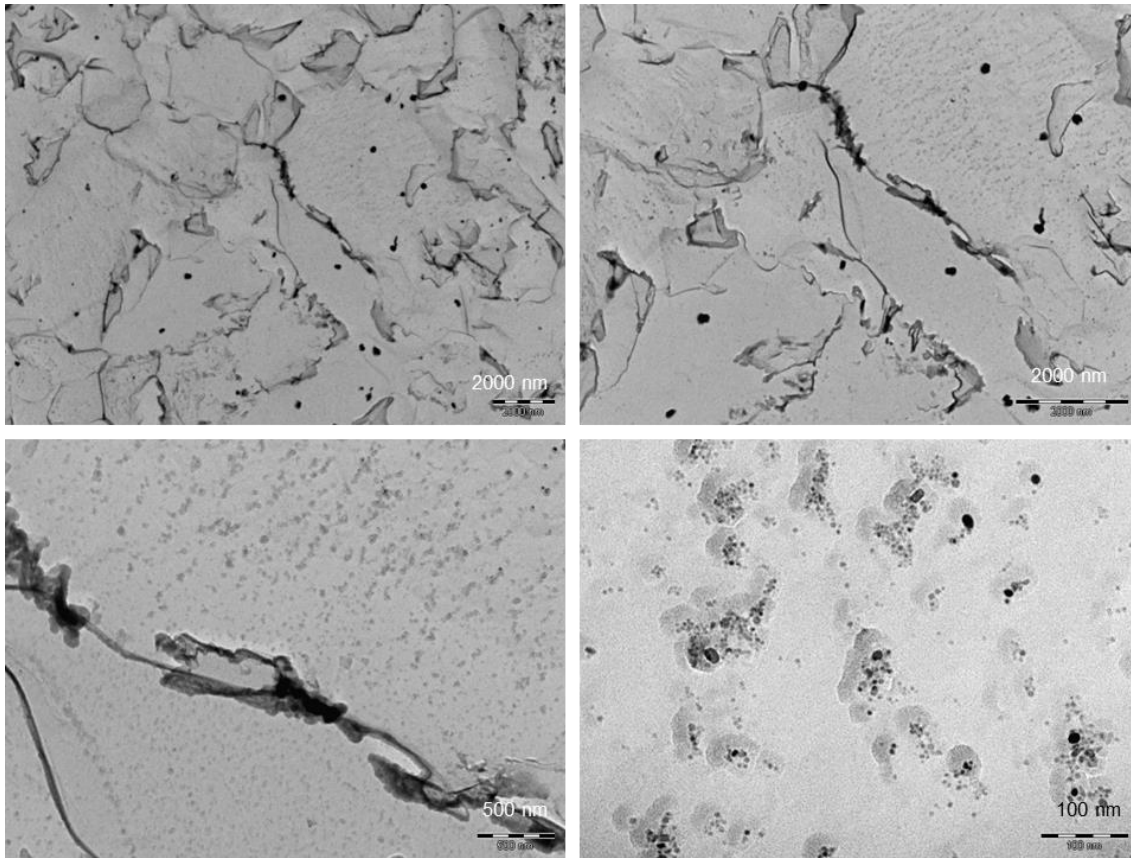


Figura 71. Imágenes a distintas magnificaciones de réplicas de carbono tomadas de la muestra de condición A-T.

Los análisis por EDS de las partículas en la réplica de la A-T muestran una composición similar a los de las muestras A-N y A-N-R (ver Figura 72).

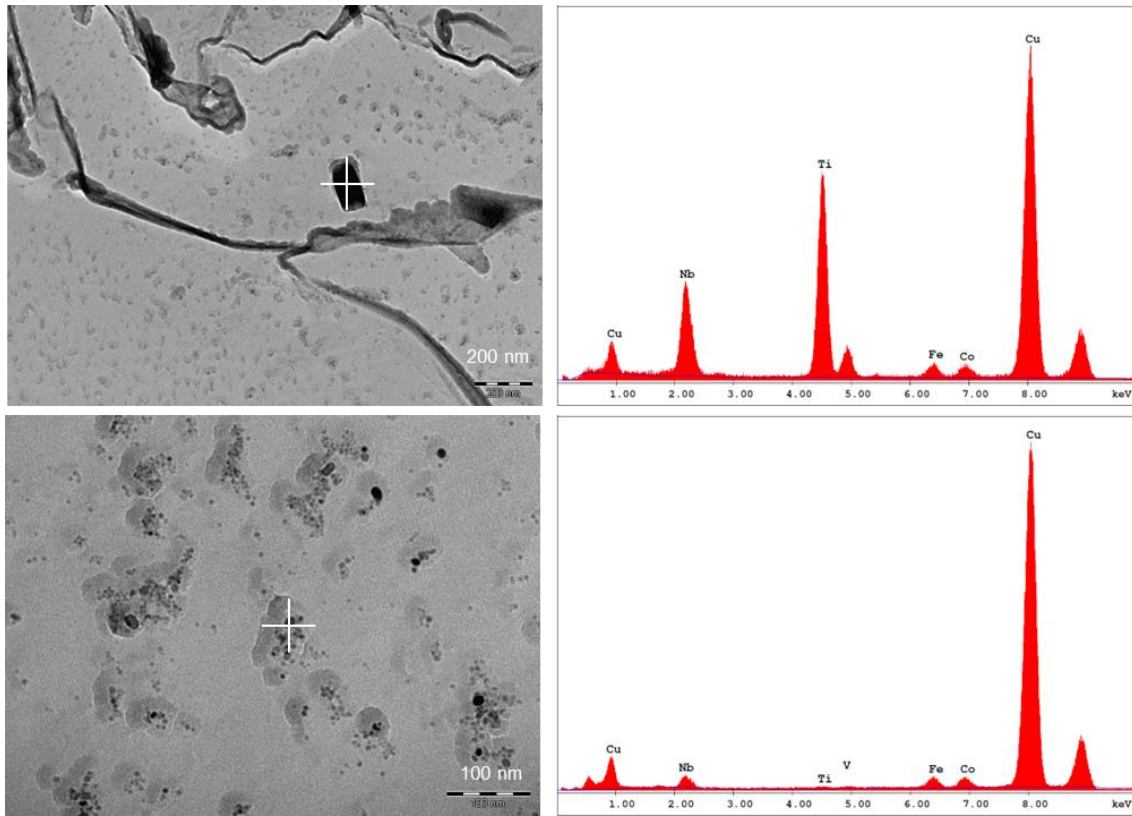


Figura 72. Análisis por EDS de dos tipos de precipitados observados en la muestra A-T: partículas cuboides (arriba), y partículas pequeñas agrupadas (abajo).

Finalmente, en la réplica de la muestra A-T-R, además de los mismos precipitados que se observaron en las muestras anteriores, puede verse una cantidad importante de partículas elípticas en los bordes de grano (Figura 73). Estas últimas son el resultado de la descomposición del M-A durante el ciclo de revenido. Según la literatura, las islas de M-A se descomponen durante el revenido en ferrita y agregados de carburos del tipo M_3C , principalmente cementita (Fe_3C) [42, 43].

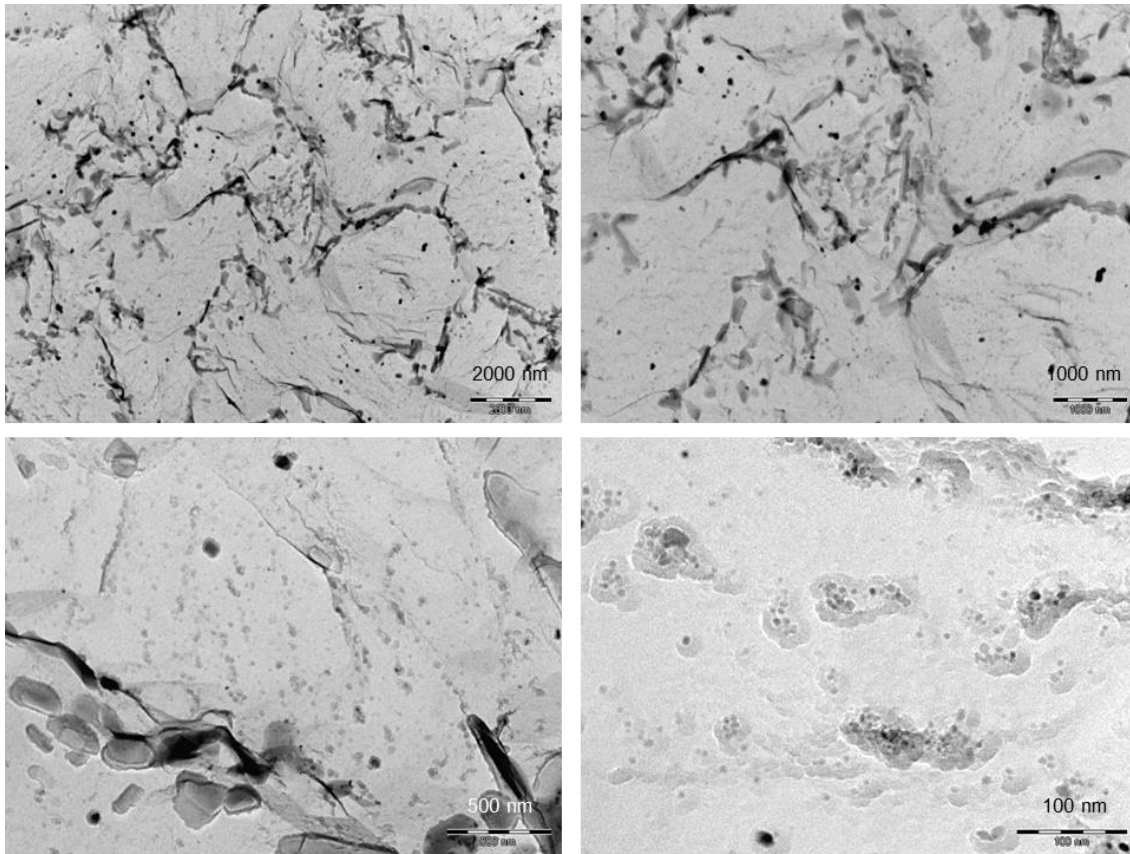


Figura 73. Imágenes a distintas magnificaciones de réplicas de carbono tomadas de la muestra de condición A-T-R.

En cuanto a la composición de los precipitados, los análisis por EDS muestran un resultado similar a los casos anteriores para las partículas cuboides con alto Ti y Nb. Por otro lado, las partículas alargadas en borde de grano producto de la descomposición de M-A, presentan un contenido apreciable de elementos metálicos Fe y Nb (ver Figura 74). Probablemente se trate de cementita con átomos sustitucionales de Nb.

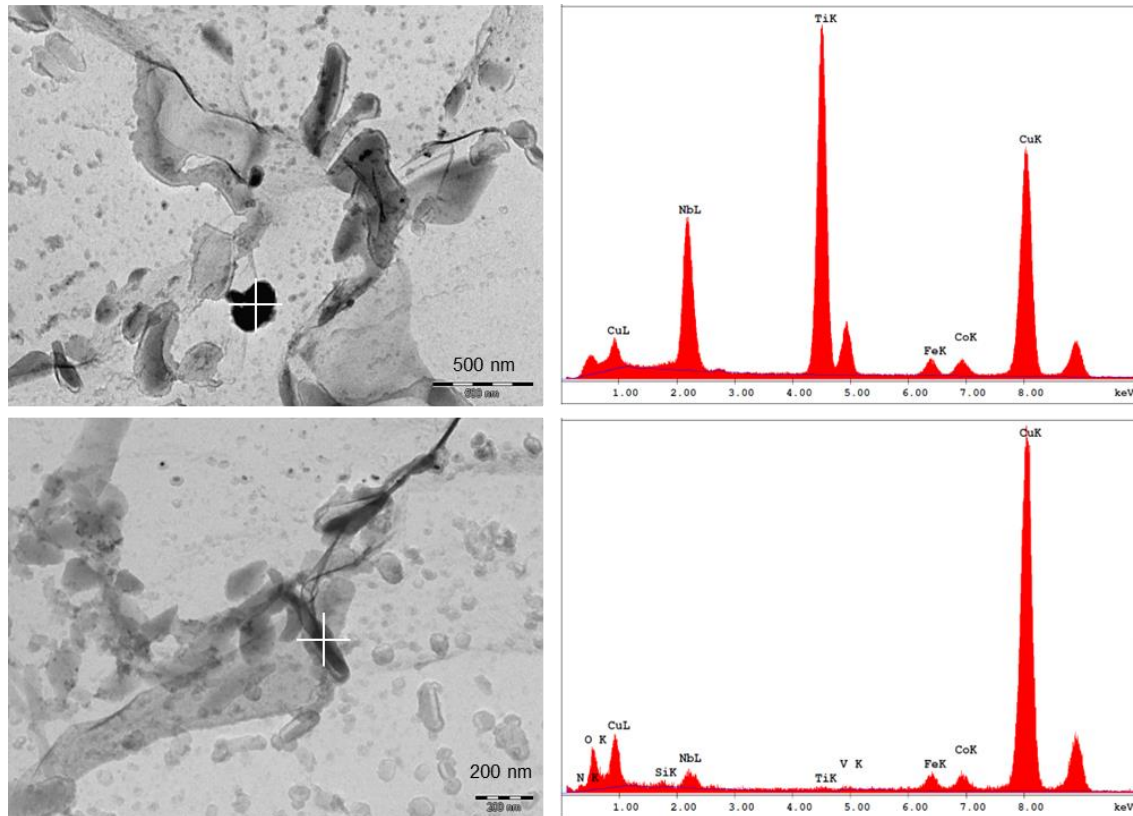


Figura 74. Análisis por EDS de dos tipos de precipitados observados en la muestra A-T-R: partículas cuboides (arriba), y partículas alargadas en borde de grano (abajo).

5.3.5. Imágenes de láminas delgadas en MET

Se analizaron en microscopio electrónico de transmisión muestras de láminas delgadas del plano de soldadura en las condiciones A-T y A-T-R, a fin de observar con mayor detalle el efecto del ciclo de revenido en la descomposición de las islas de M-A.

En la Figura 75 se muestran imágenes de láminas delgadas obtenidas de la muestra de condición A-T, tomadas a distintas magnificaciones. Pueden observarse las islas más oscuras de constituyente M-A (indicadas con flechas) con una estructura interna heterogénea parcialmente martensítica.

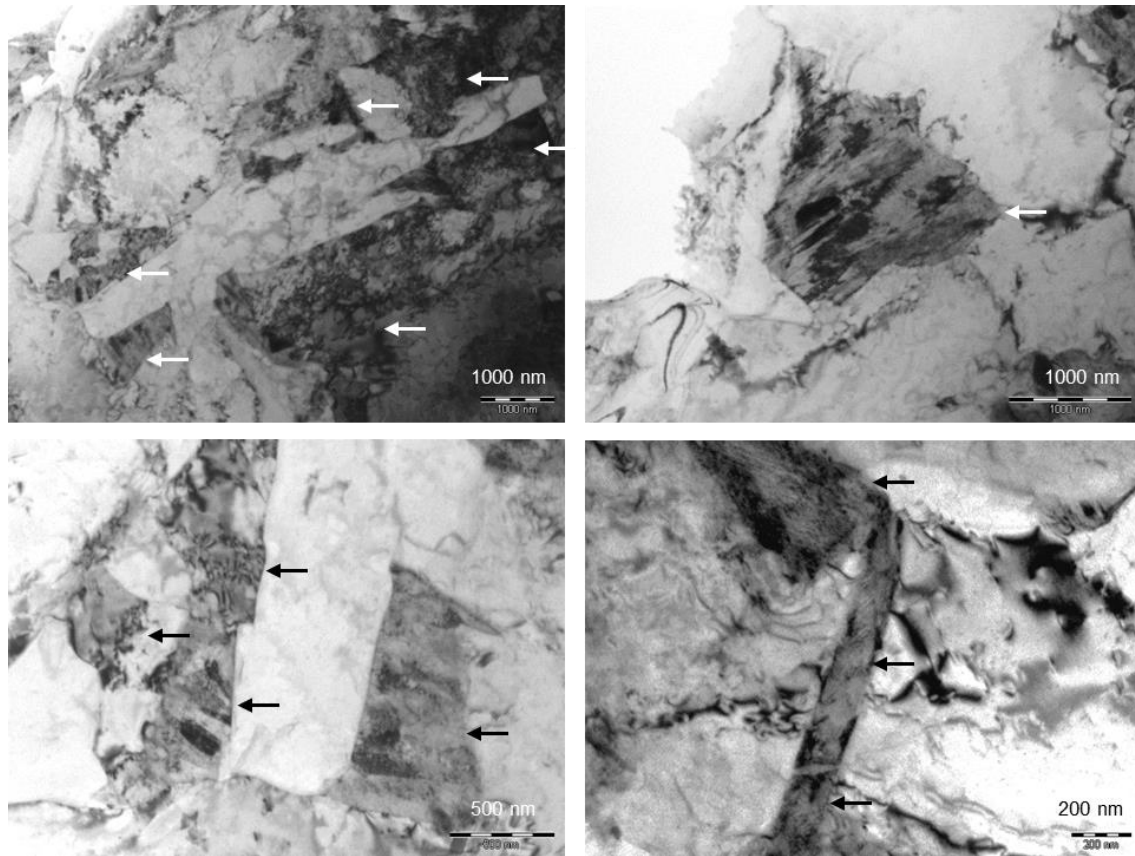


Figura 75. Imágenes de láminas delgadas de la muestra de condición A-T, tomadas a distintas magnificaciones, donde se observan las islas de M-A (indicadas con flechas).

En la Figura 76 se muestran imágenes a distintas magnificaciones de la muestra de condición A-T-R. En estas imágenes aparecen cadenas de carburos elípticos precipitados entre los granos de ferrita producto de la descomposición del constituyente M-A durante el ciclo de revenido. Esta característica ya había sido observada en las imágenes de réplicas de carbono (ver Figura 73).

En el trabajo de Jiang *et al.* [42] sobre la respuesta al revenido en aceros de baja aleación de Mn, Ni y Mo con microestructura de bainita granular, luego un revenido a 650 °C por 2 h, determinaron que el producto de descomposición de los bloques de M-A es una mezcla de agregados de ferrita y carburos esféricos de M_3C , y que las interfaces entre las islas M-A anteriores y la matriz bainítica no se distinguen. Estos carburos tienen tamaños de 100 a 200 nm, lo que sugiere una velocidad de crecimiento lenta. A menor temperatura, en cambio, los bloques de M-A se descomponen en paquetes de ferrita dispuestos en haces con carburos laminares distribuidos en su interior, similares a cúmulos de bainita, con características distintas a la perlita o a la martensita revenida. De manera similar, Zhao *et al.* [43] observaron en aceros resistentes a la intemperie que, luego de revenir a 650 °C durante 1 h, los constituyentes M-A se descomponen en carburos elípticos y esféricos con diámetro promedio de 115 nm, distribuidos aleatoriamente en el constituyente M-A anterior. Estos mecanismos de descomposición de las islas de M-A luego de revenidos a alta temperatura son consistentes con los carburos alargados que se observaron en el presente trabajo, donde se alcanzó una temperatura de 700 °C durante el revenido, aunque por un tiempo más breve que en esos estudios.

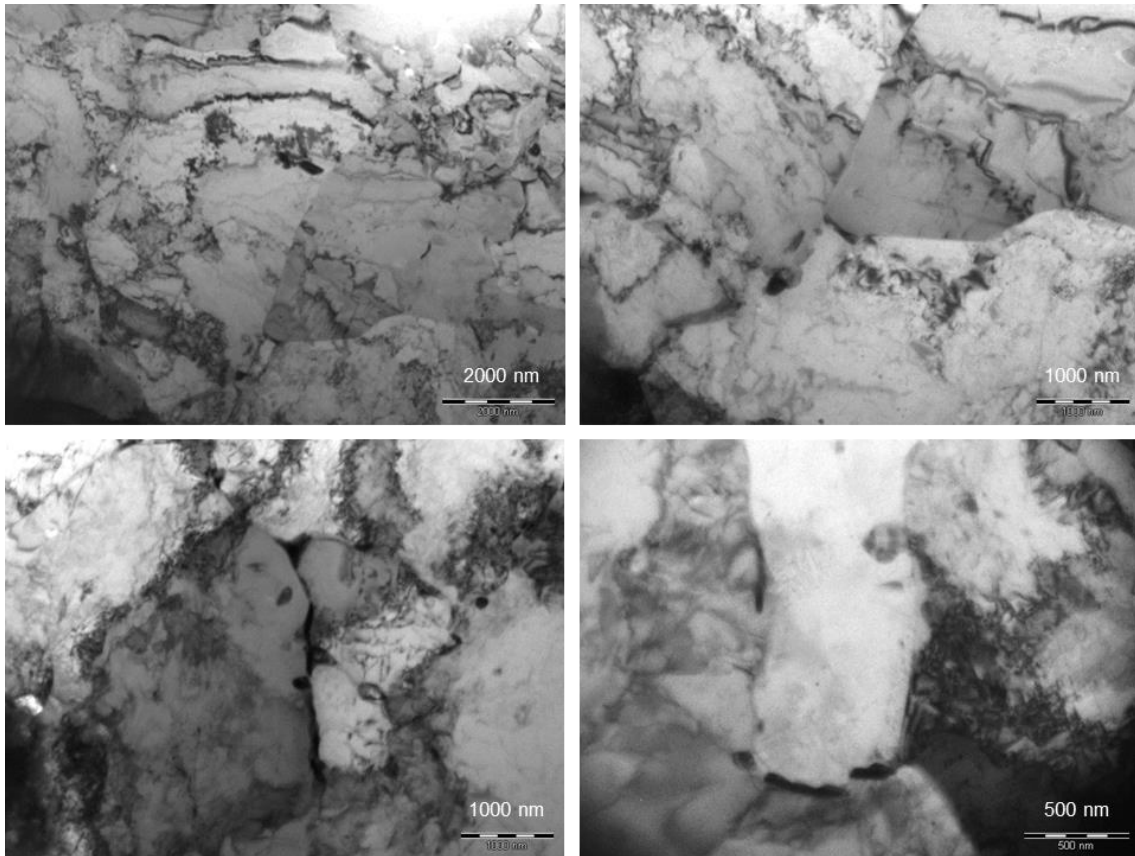


Figura 76. Imágenes de láminas delgadas de la muestra de condición A-T-R, tomadas en microscopio electrónico de transmisión (MET) a distintas magnificaciones.

5.4. Propiedades mecánicas obtenidas

5.4.1. Ensayos de dureza

Los resultados de las mediciones de dureza se muestran en el gráfico de la Figura 77. Los puntos representan el valor promedio de las mediciones, mientras que las barras de error, más y menos un desvío estándar. Para el análisis posterior de los resultados de soldadura, se toman los valores promedio de línea de soldadura (3 puntos) y ZAC a $\pm 0,5$ mm (6 puntos).

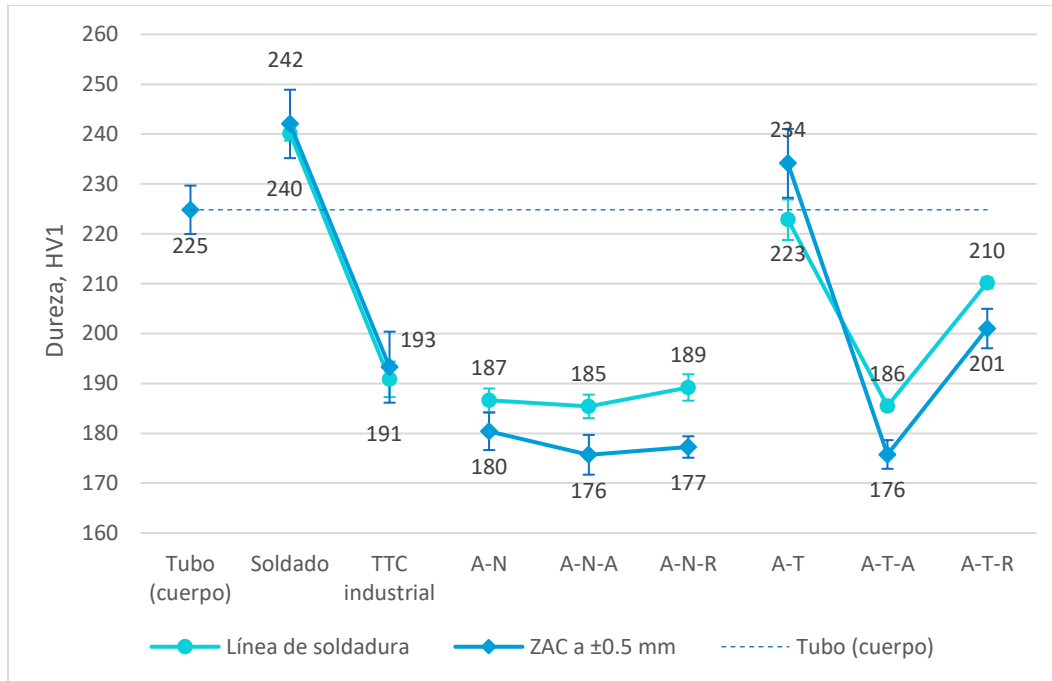


Figura 77. Resultados de las mediciones de dureza Vickers (con carga de 9,81 N).

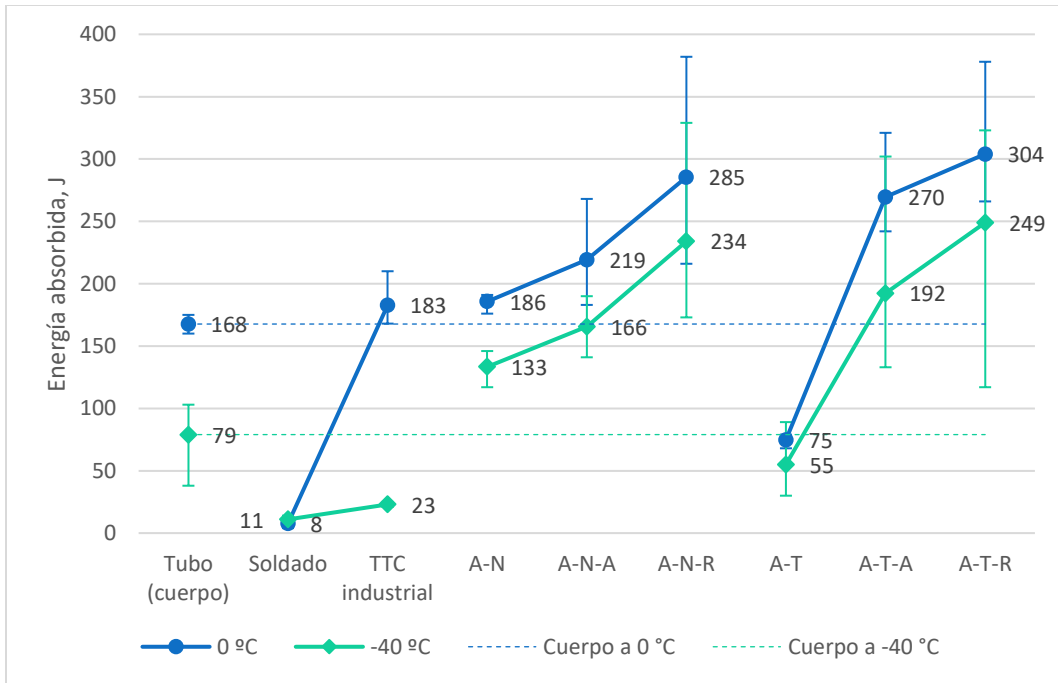
La dureza medida promedio en una posición alejada de la soldadura fue de 225 HV. Este valor puede considerarse como representativo del cuerpo del tubo y se toma como referencia para comparar los resultados obtenidos en las simulaciones de tratamiento térmico. Puede observarse que la dureza se incrementa fuertemente hasta los 241 HV en la condición de soldadura, pero luego del tratamiento térmico industrial baja a alrededor de 192 HV, sensiblemente menor que la del cuerpo de tubo. En estas mediciones no se ven diferencias importantes entre ZAC y soldadura.

En las muestras de simulaciones térmicas, en todas las condiciones que resultan de una austenización seguida de enfriamiento natural (normalizado), tanto en el ciclo de una etapa de calentamiento (A-N) como en los ciclos de dos etapas (A-T-A y A-N-A), las muestras alcanzan un nivel de dureza similar de 180 HV en promedio, que está muy por debajo del cuerpo de tubo. Este valor resultó ser ligeramente inferior al obtenido en el tratamiento térmico industrial. En el ciclo A-N-R, una etapa de revenido después del normalizado no modifica significativamente este nivel de dureza.

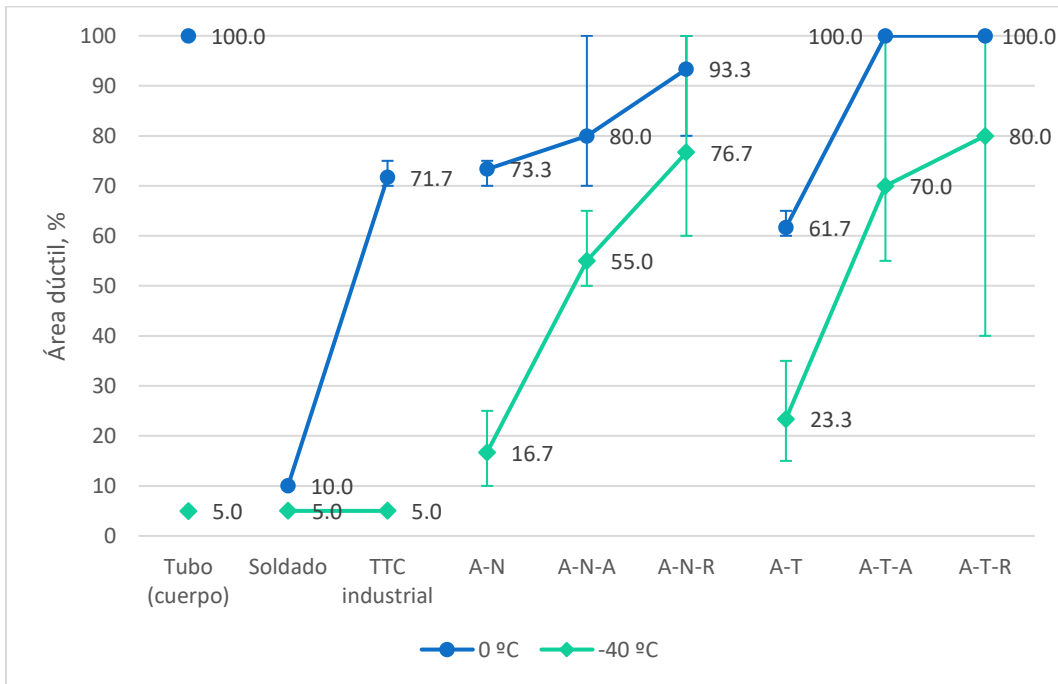
Por otra parte, la dureza del acero alcanza los 229 HV en el ciclo de austenizado seguido de temple (A-T), que es similar al nivel del cuerpo de tubo, y se reduce a 206 HV después del segundo calentamiento subcrítico o revenido en el ciclo A-T-R.

5.4.2. Ensayos de tenacidad al impacto (Charpy)

Los resultados de los ensayos de impacto de Charpy a dos temperaturas, 0 y -40 °C, se muestran en los gráficos de la Figura 78. En ambos casos, los puntos representan el promedio de los valores obtenidos en un juego de 3 probetas ensayadas en cada condición, mientras que las barras de error marcan los valores mínimo y máximo. En todos los casos, la entalla se ubica sobre la línea de soldadura.



(a)



(b)

Figura 78. Resultados de los ensayos de Charpy realizados en probetas de tamaño normal (10 x 10 mm).
 (a) Energía absorbida y (b), fracción de área dúctil aparente.

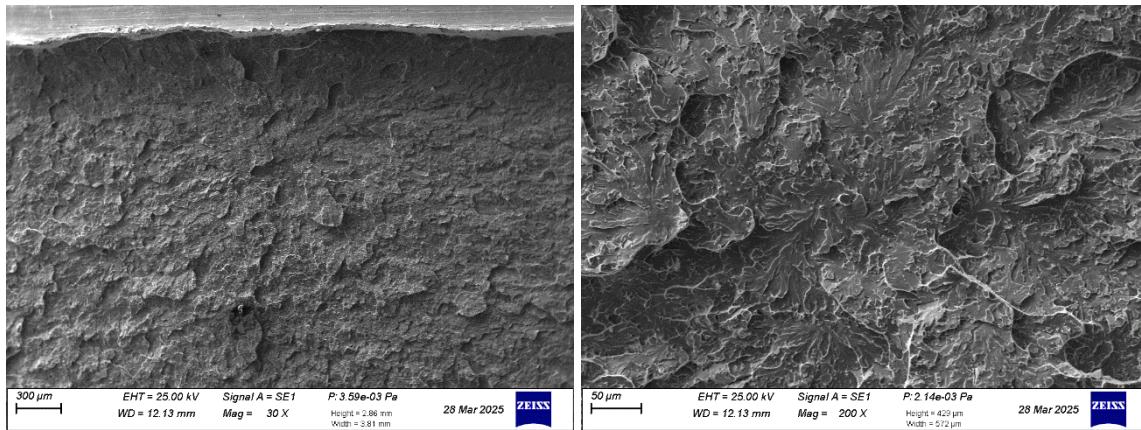
Los resultados de los ensayos de impacto en cuerpo de tubo muestran valores de tenacidad de 168 J y 100% de área dúctil a 0 °C, y de 79 J a -40 °C, con una fuerte caída del área dúctil al 5%. Esto indica que esta temperatura está por debajo de la transición dúctil-frágil del acero. Los resultados en la condición soldada muestran una tenacidad muy pobre en línea de soldadura tanto en energía como en área dúctil, a ambas temperaturas, lo que pone en evidencia la necesidad de realizar el tratamiento de costura. Con el tratamiento industrial, se observa una importante recuperación de la tenacidad a 0 °C tanto en energía como en área dúctil, aunque no llega a igualar los valores de cuerpo de tubo. En tanto, a -40 °C la tenacidad aumenta marginalmente.

El tratamiento simulado con una primera etapa de calentamiento seguida de enfriamiento natural (A-N), que intenta emular el tratamiento de costura convencional, mostró resultados de tenacidad similares al tratamiento industrial a 0 °C, aunque mejores que este a -40 °C. Esta diferencia podría deberse a que el ciclo térmico del tratamiento industrial haya sido algo distinto al simulado en cuanto a temperatura pico o velocidad de enfriamiento. Por otra parte, el calentamiento de una etapa con enfriamiento acelerado (A-T) tuvo una tenacidad mejor que la condición soldada, pero aun relativamente baja a ambas temperaturas.

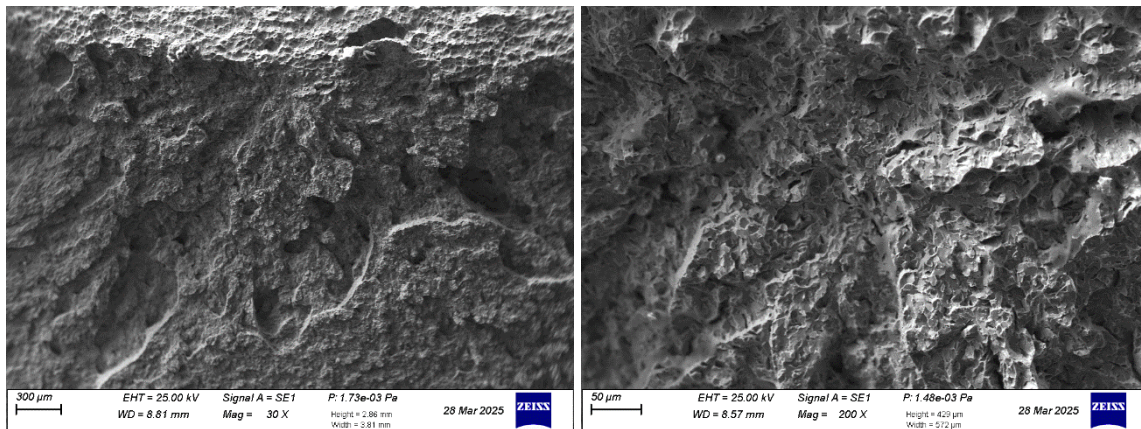
Por otra parte, todas las condiciones con tratamiento térmico de dos etapas de calentamiento (A-T-A, A-T-R, A-N-A y A-N-R) generaron aumentos significativos de tenacidad respecto de las de una sola etapa (A-T y A-N), a ambas temperaturas de ensayo, tanto en términos de energía absorbida como de área dúctil. Entre ellas, los valores más altos se obtuvieron con temperaturas subcríticas en la segunda etapa de calentamiento, con valores de energía absorbida media de 285 J para el ciclo A-N-R y de 304 J para el A-T-R a 0 °C, con 100 % de área dúctil en ambos casos, y de 234 J para el A-N-R y de 249 J para el A-T-R a -40 °C, con alrededor de 80 % de área dúctil en ambos casos. Estos valores son significativamente mayores que los de cuerpo de tubo. Al mismo tiempo se observa un importante aumento en la dispersión de los resultados.

La presencia de colonias de óxidos ricos en Mn y Si generados durante el proceso SAF (llamados penetradores) son una causa frecuente de valores individuales bajos de tenacidad al impacto en ensayos de Charpy en soldadura. En esos casos, en las regiones de la superficie de fractura donde se inicia el clivaje, se suelen observar agrupamientos de óxidos aplastados sobre facetas alargadas que están separadas entre sí por ligamentos dúctiles [38]. A fin de evaluar la posible presencia de estos defectos, se observó la superficie de fractura en tres probetas de condiciones de soldadura, A-N y A-T, todas ensayadas a -40 °C, que fueron seleccionadas por haber dado valores de tenacidad relativamente bajos. En ningún caso se encontraron zonas con defectos de este tipo. Teniendo en cuenta que todas las probetas se obtuvieron de un mismo tramo de tubo (con las mismas condiciones de soldadura) y que, además, los resultados de tenacidad mostraron consistencia sin valores individuales anormalmente bajos, es esperable que los resultados de los ensayos de impacto en general no hayan sido afectados sensiblemente por presencia de estos defectos.

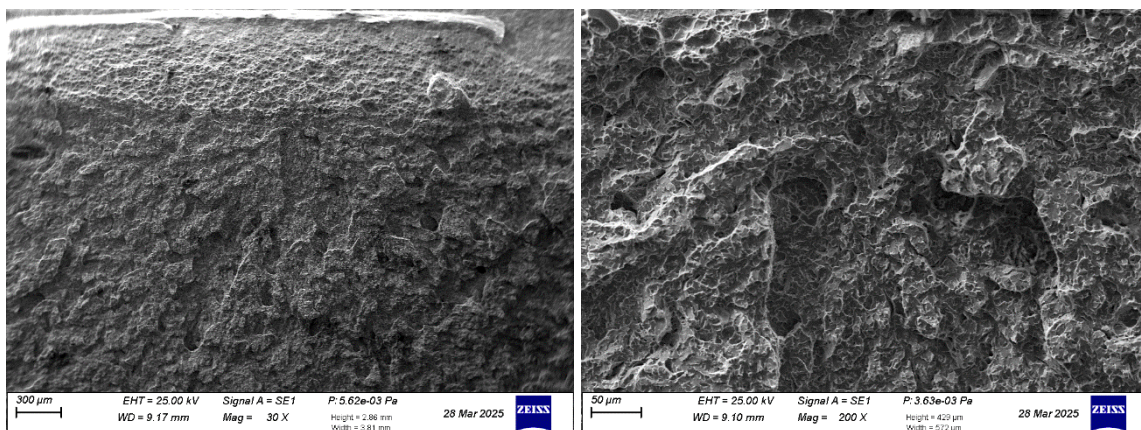
En la Figura 79 se muestran imágenes de las superficies de fractura obtenidas con el MEB de las probetas analizadas. En cada caso, la imagen está tomada en el punto donde comienza la propagación frágil. Las fractografías muestran la región de mayor criticidad [38] pero no son representativas de la totalidad de las superficies de fractura, en las que también hay zonas dúctiles minoritarias. En los tres casos, no se observan colonias de óxidos de soldadura o de inclusiones no metálicas. Se observó, además, que el modo de propagación en esta zona fue transgranular por clivaje, y que la superficie se vuelve más tortuosa a medida que aumenta la energía absorbida.



(a)



(b)



(c)

Figura 79. Imágenes MEB de las superficies de fractura de probetas ensayadas a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, tomadas en el punto donde comienza la propagación frágil. (a) Condición de soldadura (KV 8 J), (b) simulación A-N (KV 117 J), y (c), simulación A-T (KV 46 J).

6. DISCUSIÓN

6.1. Efecto de los ciclos de tratamiento térmico en las propiedades mecánicas

Las propiedades mecánicas obtenidas en las diferentes condiciones ensayadas se resumen en la Tabla 16. Los resultados de dureza representan los valores promedio de línea de soldadura (3 puntos) y ZAC a $\pm 0,5$ mm (6 puntos), mientras que los de Charpy son el promedio de 3 ensayos.

Tabla 16. Valores promedio de propiedades mecánicas obtenidas en las diferentes condiciones ensayadas.

Condición	Dureza	Charpy a 0 °C		Charpy a -40 °C	
	HV1	KV, J	AD, %	KV, J	AD, %
Cuerpo de tubo	225	168	100	79	5
De soldadura	244	8	10	11	5
TTC industrial	192	183	72	23	5
Simulaciones térmicas	A-N	180	186	73	17
	A-N-A	179	219	80	55
	A-N-R	181	285	93	77
	A-T	230	75	62	55
	A-T-A	179	270	100	192
	A-T-R	204	304	100	249

6.1.1. El tratamiento térmico de costura industrial

De los ensayos de tenacidad al impacto resulta evidente que el proceso de soldadura genera una caída muy significativa de la tenacidad con respecto al cuerpo del tubo (metal base), lo que justifica la necesidad del tratamiento térmico de costura. En efecto, los valores obtenidos (8 J promedio a 0 °C) están muy por debajo de los requerimientos establecidos por API 5L, que fija una energía de impacto mínima promedio de 27 J a 0° C en soldadura para tubos de grado X65M [16].

La microestructura bainítica generada durante la soldadura es reemplazada por una microestructura de ferrita poligonal, perlita y M-A durante el tratamiento térmico de costura convencional, aplicado industrialmente. Esto genera un aumento importante de la tenacidad, suficiente como para asegurar el cumplimiento del requerimiento de norma.

Sin embargo, el tratamiento térmico industrial también genera una marcada caída de la dureza con respecto al cuerpo de tubo (192 contra 225 HV, respectivamente). Teniendo en cuenta la relación directa entre esta propiedad y la resistencia a la tracción [44], esto indicaría a una resistencia del tubo localmente menor alrededor del cordón de soldadura. La norma API 5L no tiene requerimientos de dureza mínima, pero establece requerimientos de resistencia a la tracción (Rm) en soldadura mínima (de 535 MPa para el

grado X65M), que no representan normalmente un desafío durante los ensayos de control de calidad en la producción de tubos. Sin embargo, el ablandamiento localizado podría limitar sensiblemente la presión de colapso del tubo (inestabilidad estructural por presión externa) [45]. Por otra parte, la tenacidad a baja temperatura (-40 °C) no aumenta de manera significativa con el tratamiento industrial. Estas características podrían eventualmente ser una limitación para alcanzar requerimientos de alta resistencia al colapso o de tenacidad a baja temperatura, adicionales a la norma, como los especificados para proyectos de ductos submarinos (*offshore*) o en ambientes polares.

6.1.2. Las simulaciones de TTC con enfriamiento intermedio natural

La condición A-N, que pretende emular al tratamiento térmico convencional, arrojó un nivel de dureza levemente menor que el tratamiento térmico industrial, similar tenacidad al impacto a 0 °C y más alta a -40 °C, aunque con valores de área dúctil también modestos a esta temperatura. Estos resultados sugieren que la velocidad de enfriamiento adoptada en las simulaciones pudo haber sido algo menor que la del tratamiento industrial aplicado a las muestras y ponen de manifiesto la sensibilidad de las propiedades a variaciones en los parámetros del proceso.

Las condiciones que resultan del enfriamiento natural después de la austenización (A-N y A-N-A) dan por resultado microestructuras similares de ferrita poligonal y perlita, con distintos contenidos de M-A, y alcanzan el mismo nivel de dureza de aproximadamente 180 HV. Este nivel de dureza está muy por debajo del cuerpo del tubo. Una etapa de revenido posterior, como en A-N-R, no modifica significativamente este nivel de dureza. Este resultado es esperable teniendo en cuenta la similitud microestructural.

Sin embargo, las condiciones con tratamiento térmico de doble etapa (A-N-A y A-N-R) generaron una tenacidad significativamente mayor que la de una etapa (A-N), aun cuando se haya mantenido la microestructura de ferrita y perlita y los niveles de dureza sean similares.

El aumento de tenacidad obtenido en la condición A-N-A es consistente con los resultados publicados por E. Treiss [2] (ver Figura 19, variante 4). Esto puede explicarse, en gran medida, por la reducción de la fracción de M-A en la muestra, como se discutirá en 6.2. Considerando los resultados de Yan *et al.* [13, 19, 20], una posible eliminación de la textura cristalográfica en el plano de soldadura, como resultado del doble austenizado, pudo también haber contribuido a mejorar la tenacidad. Esta hipótesis también fue postulada por Romualdi para explicar el aumento de tenacidad en la costura por SAF observado luego de un TTC de doble austenizado en tubos de grado API 5L X42 [26]. Sin embargo, se requiere para validarla un estudio mayor que escapa al alcance de este trabajo.

Por otra parte, el mayor aumento de tenacidad se logra en la condición A-N-R. En este caso, la mejora estaría asociada a una descomposición de constituyente M-A. Este constituyente tiene un comportamiento frágil y puede reducir sensiblemente la tenacidad cuando está presente en cantidades significativas [12].

6.1.3. Las simulaciones de TTC con enfriamiento intermedio acelerado

En la condición A-T se alcanzó una dureza de 230 HV, que es similar a la del cuerpo del tubo. De hecho, esta es la única condición simulada de tratamiento térmico en la que se alcanza ese nivel dureza. Luego de una segunda etapa de calentamiento subcrítico, en la condición A-T-R la dureza se reduce a 204 HV, que resulta ser un nivel intermedio entre las durezas obtenidas con enfriamiento natural (alrededor de 180 HV) y con la condición A-T o el cuerpo de tubo.

Luego de una segunda etapa de austenizado, en la condición A-T-A se obtiene un nivel de dureza en el mismo rango que la obtenidas en las muestras de enfriamiento natural (~180 HV). Esto es consistente con la microestructura obtenida de ferrita poligonal, perlita y M-A, similar a la de aquellas muestras.

Con respecto a la tenacidad, la condición A-T, con una etapa de austenizado seguida de enfriamiento acelerado, mostró una tenacidad relativamente baja, la menor de todas las condiciones simuladas. Si bien se obtuvo un gran refinamiento microestructural, la importante densidad de partículas de M-A alargadas en dirección radial, es decir, paralelas al plano de fractura en el ensayo de Charpy, pudo ser determinante para la baja tenacidad, como se analizará más adelante (ver 6.2). Sin embargo, la tenacidad aumenta fuertemente después de una segunda etapa de calentamiento, tanto supercrítica (A-T-A) como subcrítica (A-T-R).

En la muestra A-T-A, el refinamiento microestructural se pierde durante el segundo austenizado. En este caso, el aumento de tenacidad y la reducción de la dureza estaría asociado principalmente a la reducción del constituyente M-A. Tal como se postuló para la muestra A-N-A, una posible reducción de la textura cristalográfica en el segundo austenizado pudo haber tenido un efecto, aunque al parecer, secundario. Esta última hipótesis, nuevamente, requiere un mayor estudio para validarse.

En las muestras A-T-R, el segundo calentamiento subcrítico (revenido) descompone las partículas frágiles de M-A (ver Figura 80). Esto tiene un efecto muy marcado en el incremento de tenacidad, tanto a 0 como a -40 °C, dado que mantiene el refinamiento microestructural al tiempo que elimina el microconstituyente frágil.

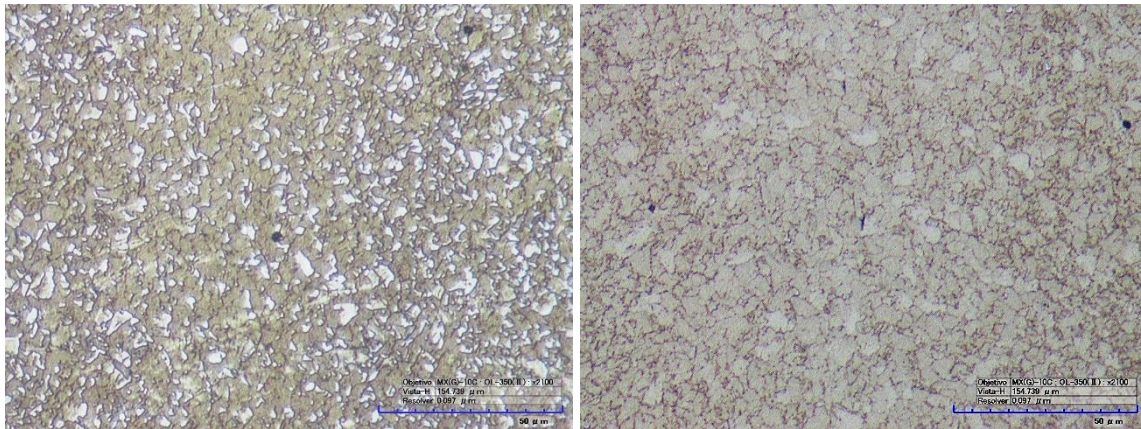


Figura 80. Microestructuras de las muestras A-T (izquierda) y A-T-R (derecha), mostrando el efecto del revenido en las partículas de M-A (ataque: Lepera).

6.2. Precipitación de fases durante la etapa de revenido

En las cuatro muestras analizadas en MET, A-N, A-N-R, A-T y A-T-R, se encontraron partículas precipitadas de dos tipos, nitruros de Ti y Nb de forma cuboide con un tamaño del orden de los 100 nm y agrupamientos de partículas mucho más finas (menores a 10 nm), probablemente carburos de Nb. En la composición del acero, la relación Ti/N es de 4,4 (ver Tabla 11), mientras que la relación estequiométrica para formar TiN es aproximadamente $48/14 = 3,4$. Esto significa que hay titanio en exceso, suficiente como para reaccionar con todo el nitrógeno disponible. Este es un motivo adicional para suponer que los precipitados finos de Nb son carburos, dado que no quedaría nitrógeno libre.

No se observó un cambio notable en estas partículas con los diferentes tratamientos térmicos simulados. Es probable que hayan precipitado durante el proceso de laminación del acero, aunque para verificarlo sería necesario analizar una muestra de cuerpo de tubo, lo que excede el alcance de este análisis.

Aunque el acero presenta en su composición un contenido importante de vanadio (0,054 %), en ninguna de las muestras se observaron partículas con contenido apreciable de este elemento, por lo que se supone que los tiempos de tratamiento térmico fueron muy breves como para generar su precipitación.

En cambio, el efecto precipitación más marcado se observó en la muestra A-T-R, con la aparición de partículas alargadas de carburos tipo cementita en borde de grano, como resultado de la descomposición de las islas de M-A durante la etapa de revenido.

6.3. Relación entre la fracción de M-A y la tenacidad

En el gráfico de la Figura 81 se muestran los resultados de tenacidad al impacto en función de la fracción medida de constituyente M-A, en las diferentes microestructuras generadas en las simulaciones (los puntos representan el valor promedio de los ensayos, mientras que las barras de error marcan los valores mínimo y máximo). Puede observarse una correlación clara entre ambas variables; a medida que esta se reduce la fracción de M-A, aumenta la tenacidad.

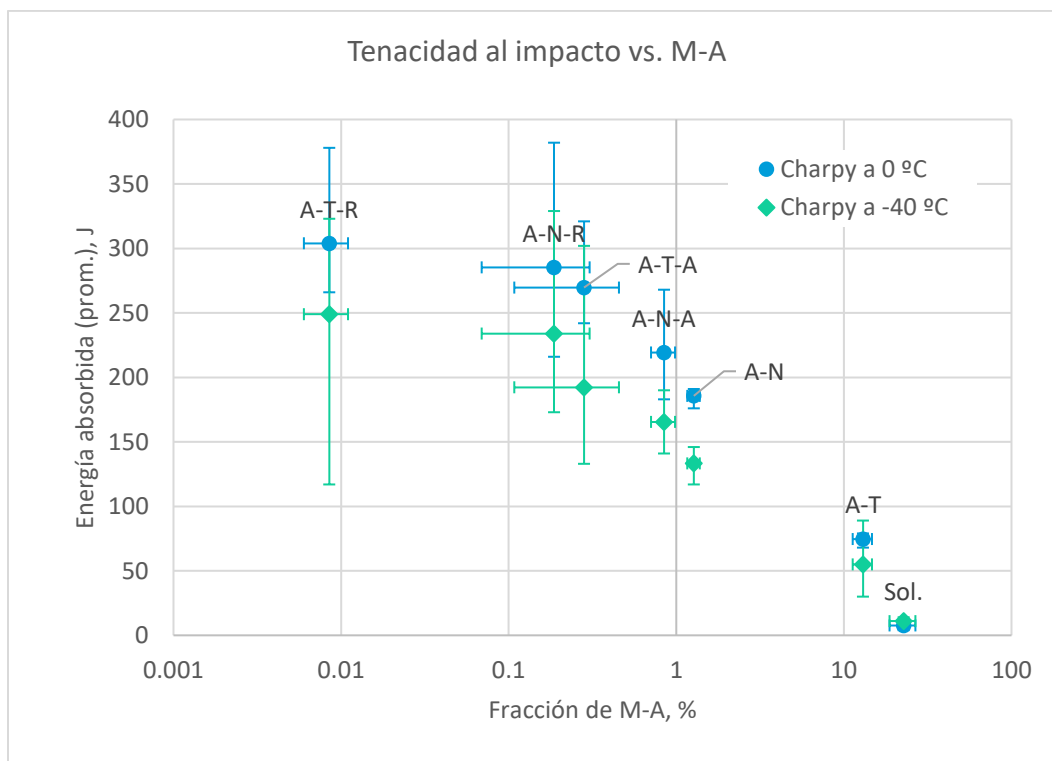


Figura 81. Energía absorbida de Charpy en función de la fracción de constituyente M-A.

Esta correlación sugiere que el contenido de M-A es un factor determinante de la tenacidad en la soldadura. Permite explicar el aumento muy marcado en la tenacidad que se obtiene con el ciclo A-T-R con respecto al A-T, al descomponer la mayor parte de este constituyente en la etapa de revenido. El efecto

perjudicial de las islas de M-A en la tenacidad de aceros microaleados, luego de un austenizado seguido de enfriamiento (análogo a la condición A-T), ya había sido observado de manera cualitativa en el trabajo previo de Coloschi *et al.* [26].

Esta correlación también puede explicar en gran medida el incremento de tenacidad observado en las muestras A-N-A y A-N-R respecto de los valores obtenidos en el ciclo A-N a partir de las diferencias en cantidad de M-A observadas, aun cuando no se observen otras diferencias microestructurales muy marcadas y los niveles de dureza son similares. En efecto, las muestras A-N y A-N-R se supone que tienen una textura cristalográfica similar, dado que la etapa de calentamiento subcrítico no genera transformación alguna de la fase ferrítica, por lo que el efecto de la textura cristalográfica postulado por Yan *et al.* [13, 19, 20] y Romualdi [26] no jugaría un rol en este caso.

6.4. Consideraciones finales

En las diferentes alternativas de TTC simuladas, en general se observó que las condiciones de tratamiento térmico de doble etapa (A-N-A, A-N-R, A-T-A y A-T-R) generaron una tenacidad significativamente mayor que las de una sola etapa (A-N y A-T). Entre ellos, los valores más altos, tanto de energía absorbida como de fracción de área dúctil, se obtuvieron con temperaturas subcríticas (revenido) en la segunda etapa de calentamiento (A-T-R y A-N-R), superando claramente los valores de cuerpo de tubo. Este aumento de tenacidad se verifica tanto a 0 como a -40 °C. Al mismo tiempo, también se observó un aumento de la dispersión en la energía absorbida, cuya causa no pudo determinarse con los resultados analizados.

Sin embargo, no fue posible alcanzar el nivel de dureza del cuerpo del tubo, es decir, de la chapa laminada en caliente, al mismo tiempo que se lograban altos valores de tenacidad. Esto pone en evidencia las limitaciones del tratamiento térmico frente a las posibilidades del procesamiento termomecánico aplicado durante la laminación de aceros microaleados, de alta resistencia y baja aleación.

Entre las condiciones que alcanzan más alta tenacidad, el ciclo A-T-R alcanzó además el nivel de dureza más cercano al cuerpo del tubo. Por lo tanto, esta resultó ser la mejor combinación de propiedades mecánicas obtenida, y está relacionada con un mayor refinamiento de grano obtenido durante el enfriamiento acelerado y con la descomposición de las partículas de M-A durante la etapa de revenido. Este resultado está en concordancia con las estrategias de tratamiento térmico desarrolladas por los fabricantes japoneses Sumitomo y JFE.

Sin embargo, la condición A-N-R también arrojó resultados muy altos de tenacidad con un enfriamiento intermedio menos severo, lo que sugiere que la respuesta en tenacidad sería poco sensible a las variaciones de velocidad de enfriamiento intermedio. Esto es de gran importancia tecnológica porque le daría robustez al proceso en su implementación industrial, dado que es muy difícil (o incluso imposible) asegurar velocidades de enfriamiento uniformes en todo el espesor de pared, especialmente en tubos de pared gruesa.

7. CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

7.1. Conclusiones

Sobre muestras de tubo con soldadura SAF, se realizaron simulaciones térmicas de seis (6) estrategias de tratamiento térmico de costura (TTC) consistentes en una y dos etapas de calentamiento, con enfriamiento intermedio natural y acelerado. Los ciclos térmicos simulados son los siguientes: austenizado y enfriamiento natural (A-N), ídem seguido de un segundo calentamiento supercrítico (A-N-A) y subcrítico (A-N-R); y austenizado y enfriamiento acelerado (A-T), ídem seguido de un segundo calentamiento supercrítico (A-T-A) y subcrítico (A-T-R).

En general, todas las condiciones de tratamiento térmico con dos etapas de calentamiento (A-T-A, A-T-R, A-N-A y A-N-R) generaron una tenacidad significativamente mayor que las de una etapa (A-T y A-N). Entre ellos, los valores más altos se obtuvieron con temperaturas subcríticas en el segundo calentamiento (A-T-R y A-N-R).

Todas las condiciones que resultan de la austenización seguida de enfriamiento natural (A-T-A, A-N y A-N-A), es decir, con una condición final de normalización, alcanzan un nivel de durezas similar, de aproximadamente 180 HV, que está muy por debajo del cuerpo del tubo (225 HV). La etapa de revenido después del normalizado (A-N-R), no modifica significativamente esta dureza.

En cambio, la dureza del acero alcanza los 230 HV después de un austenizado y enfriamiento acelerado (A-T), que es similar al nivel del cuerpo del tubo, y se reduce a 204 HV después de un segundo calentamiento subcrítico (A-T-R), sensiblemente por encima que en las otras condiciones (~180 HV).

Se observó una correlación clara entre los resultados de tenacidad obtenidos en las distintas simulaciones y la fracción de constituyente M-A presente en las muestras: a medida que esta se reduce, aumenta la tenacidad. Esto es consistente con los mayores valores de tenacidad alcanzados en las muestras de A-T-R y A-N-R, debido a la descomposición del M-A durante la etapa de revenido.

La mejor combinación de propiedades mecánicas se logró con la condición A-T-R, que alcanzó la máxima tenacidad con el nivel de dureza más cercano al cuerpo de tubo. Esto se atribuye a un refinamiento de grano obtenido durante el enfriamiento acelerado y la posterior descomposición de las partículas de M-A durante la etapa de revenido.

La respuesta en tenacidad de esta condición sería poco sensible a las variaciones de velocidad de enfriamiento intermedio. Esto es de gran importancia tecnológica porque le daría robustez al proceso en su implementación industrial, dado que es muy difícil (o incluso imposible) asegurar velocidades de enfriamiento uniformes en todo el espesor de pared, especialmente en tubos de pared gruesa.

7.2. Propuestas de trabajo futuro

A partir de los resultados obtenidos y de los aspectos que quedaron fuera del alcance de este trabajo, se proponen a continuación algunas líneas de trabajo futuras.

Las discrepancias en términos de dureza y tenacidad a baja temperatura observadas entre el tratamiento térmico industrial y la simulación del ciclo A-N ponen de manifiesto la sensibilidad de estas propiedades a variaciones en los parámetros del proceso. Para una aplicación industrial futura, se propone realizar simulaciones térmicas variando los parámetros de temperatura pico y velocidad de enfriamiento en los ciclos térmicos de mayor interés para evaluar su efecto en las propiedades mecánicas.

Además de la descomposición de las islas de M-A, se propone estudiar en profundidad otros aspectos de la microestructura como los cambios de tamaño de grano y de textura cristalográfica generados durante los tratamientos térmicos para evaluar su efecto relativo sobre las propiedades mecánicas.

Se propone profundizar en el análisis de las superficies de fractura con el objetivo de comprender mejor las causas del incremento en la dispersión de los resultados de tenacidad al impacto observados en los ciclos de doble calentamiento (A-N-A, A-N-R, A-T-A y A-T-R).

Finalmente, se propone estudiar los cambios en las propiedades fractomecánicas de la soldadura (CTOD o J_{IC}) generados por los tratamientos térmicos mediante ensayos de fractura en régimen elastoplástico.

REFERENCIAS

1. NICHOLS, Robert. High Frequency Pipe and Tube Welding. Thermatool Corporation, first edition, 1994.
2. TREISS, E. Induction annealing of welds in the fabrication of high frequency induction welded steel line pipes. *3R International*, 1981, vol. 20, no 11, p. 627-630.
3. US Patent 4,523,072. Production of electrical resistance welded steel tubes with welds having improved toughness. Assignee: Sumitomo Metal Industries, Ltd., Japan, 1985.
4. KOIDE, Tatsuo; KONDO, Hiroaki; ITADANI, Susumu. Development of high performance ERW pipe for linepipe. *JFE technical report*, 2006, vol. 7, p. 27-32.
5. GOTO, Sota, et al. Control of Microstructures and the Practical Properties of API X80 Grade Heavy-Wall High-Frequency Electric Resistance-Welded Pipe with Excellent Low-Temperature Toughness. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017, vol. 48, no 10, p. 5075-5084.
6. Dynamic Systems Inc., Poestenkill, NY, EE.UU. Sitio web: <https://gleeble.com/> (visitado el 3/3/2025).
7. TAMURA, Imao; SEKINE, Hiroshi; TANAKA, Tomo. Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels. Butterworth-Heinemann, 1988.
8. DEARDO, A. J.; GARCÍA, C. I., PALMIERE, E. J. Thermomechanical processing of steel. En *ASM Handbook*, Tenth Edition, Vol. 4, 1991, pp. 237-255.
9. SOLARI, Mario. Línea de soldadura por alta frecuencia. Informe técnico CTI 1-23-004-06-87, Rev. 1 (documento interno de Tenaris Siat), 1987.
10. GÜNGÖR, O. E., YAN, P., et al. Investigations into the microstructure–toughness relation in high frequency induction welded pipes. En 2010 8th International Pipeline Conference. American Society of Mechanical Engineers Digital Collection, 2010. p. 577-585.
11. BISS, V.; CRYDERMAN, R. L. Martensite and retained austenite in hot-rolled, low-carbon bainitic steels. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1971, vol. 2, p. 2267-2276.
12. CHEN, J. H., et al. Micro-fracture behaviour induced by MA constituent (Island Martensite) in simulated welding heat affected zone of HT80 high strength low alloyed steel. *Acta Metallurgica*, 1984, vol. 32, no 10, p. 1779-1788.
13. YAN, P., et al. Tackling the toughness of steel pipes produced by high frequency induction welding and heat-treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol. 528, no 29-30, p. 8492-8499.
14. *Welding Handbook*, 9th edition. Welding Processes, part 2, chapter 20: High-frequency welding. *American Welding Society*, 2004, pp. 651-669.
15. KYOGOKU, Tetsuo, et al. Automatic welding control system for electric-resistance weld tube mill. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 1984, vol. 24, no 10, p. 847-856.

16. API 5L. Specification for Line Pipe (46th edition). American Petroleum Institute, Washington, D.C., Estados Unidos, 2018.
17. JOO, M. S., Suh, D. W., and Bhadeshia, H. K. D. H., Mechanical Anisotropy in Steels for Pipelines. *ISIJ International*, Vol. 53 (2013), No. 8, 1305-1314.
18. SUZUKI, Seiji; TAKAMURA, Toshihiro. The formation mechanism of white line in welded joints of ERW steel pipes. *Tetsu-to-Hagane*, 1984, vol. 70, no 10, p. 1467-1473.
19. YAN, P., et al. Crystallographic texture of induction-welded and heat-treated pipeline steel. En *Advanced Materials Research*. Trans Tech Publications Ltd., 2010. p. 651-656.
20. YAN, P., et al. Induction welding and heat treatment of steel pipes: evolution of crystallographic texture detrimental to toughness. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2010, vol. 15, no 2, p. 137-141.
21. KIMMINS, S. T.; GOOCH, D. J. Austenite memory effect in 1 Cr–1 Mo–0.75 V (Ti, B) steel. *Metal science*, 1983, vol. 17, no 11, p. 519-532.
22. DE VEDIA, Luis. Mecánica de Fractura. Monografía Tecnológica N°1, Proyecto Multinacional de Investigación y Desarrollo en Materiales. Organización de los Estados Americanos y Comisión Nacional de Energía Atómica, Argentina, 1986.
23. ASTM E1820-25. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. ASTM International, 2025.
24. NAKATA, Hiroshi; KAMI, Chikara; MATSUO, N. Development of API X80 grade electric resistance welding line pipe with excellent low temperature toughness. *JFE Tech. Rep*, 2008, no 12, p. 27-31.
25. CHUNG, P. C., et al. Effects of post-weld heat treatment cycles on microstructure and mechanical properties of electric resistance welded pipe welds. *Materials & Design*, 2012, vol. 34, p. 685-690.
26. ROMUALDI, Nicolás. Influencia de Parámetros de Proceso en la Microestructura y Propiedades Mecánicas de Uniones Soldadas ERW. Tesis para optar al título de Magister en Ciencia y Tecnología de Materiales, Instituto de Tecnología Jorge A. Sabato, 2015.
27. COLOSCHI, M., et al. Analysis of welded line pipes toughness response to different seam heat treatments, *The Journal of Pipeline Engineering*, Vol. 17, No. 3, 2018, p. 183-194.
28. ASTM E415-21. Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry. ASTM International, 2021.
29. ASTM E1019-18 Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron, Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Inert Gas Fusion Techniques. ASTM International, 2018.
30. ITO, Y.; BESSYO, K. Weldability formula of high strength steels related to heat affected zone cracking. Published by the International Institute of Welding, 1968, Doc IX-576-68.
31. ASTM E23-18. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. ASTM International, 2018.
32. LEPERA, Frank S. Improved etching technique for the determination of percent martensite in high-strength dual-phase steels. *Metallography*, 1979, vol. 12, no 3, p. 263-268.
33. ELDIS, George. A critical review of data sources for isothermal transformation and continuous cooling transformation diagrams. En *Hardenability Concepts with Applications to Steel*, D. V. Doane and J. S. Kirkaldy editors, The Metallurgical Society of AIME, 1977, p. 126-157.

34. ImageJ 1.53t. National Institute of Health, Estados Unidos de América. Sitio web: <https://imagej.net/ij/> (visitado el 9/2/2025).
35. CINCUNEGUI, C. y Marino, P. Modelado del Normalizado de la Zona Soldada en Tubos con Costura. Instituto Argentino de Siderurgia (IAS), 18ª Conferencia de Laminación, Rosario, Argentina, 2010.
36. MILLS, Anthony. Transferencia de Calor (versión en español). Editorial Irwin, España, 1995.
37. Gleeble® Users Training 2014. Gleeble Systems and Applications, Dynamic Systems Inc., Poestenkill, NY, Estados Unidos de América, 2013, p. 107-114.
38. XU, Su, et al. Toughness of EW pipe seam welds: fractography and fracture path observations on Charpy-V-notch impact specimens from contemporary pipe steels. *The Journal of Pipeline Engineering*, 2018, vol. 17, no 3, pp. 211-224.
39. BRAMFITT, B. L.; SPEER, J. G. A perspective on the morphology of bainite. *Metallurgical transactions A*, 1990, vol. 21, p. 817-829.
40. DE-CASTRO, David et al. Morphological and crystallographic features of granular and lath-like bainite in a low carbon microalloyed steel. *Materials Characterization*, vol. 184, 2022, <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111703>.
41. WANG, Shyi-Chin; YANG, Jer-Ren. Effects of chemical composition, rolling and cooling conditions on the amount of martensite/austenite (M/A) constituent formation in low carbon bainitic steels. *Materials Science and Engineering: A*, 1992, vol. 154, no 1, p. 43-49.
42. JIANG, Zhonghua, et al. The tempering behavior of martensite/austenite islands on the mechanical properties of a low alloy Mn-Ni-Mo steel with granular bainite. *Materials Today Communications*, 2021, vol. 26, p. 102166.
43. ZHAO, Liyang, et al. The impacts of M/A constituent decomposition and complex precipitation on mechanical properties of high-strength weathering steel subjected to tempering treatment. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 23, p. 2504-2526.
44. DIETER, George E. Jr. Mechanical Metallurgy. Third edition, McGraw-Hill, 1986, p. 329-331.
45. BRECHAN, B. et al. Collapse prediction of pipe subjected to combined loads. *Journal of Petroleum Science and Engineering*, 2020, Volume 191, 107158, <https://doi.org/10.1016/j.petrol.2020.107158>.