



Efecto microestructural del PWHT en recubrimientos de Nitronic 60 y sus consecuencias en la resistencia a la corrosión y resistencia al desgaste en componentes internos del reactor nuclear CAREM 25.

Por: Barrón Peña, Andrés David

Directores:

Ingeniero Di Toma, Sebastián

Ingeniero Pastor, Andrés

(*) Tesis para optar al título de ingeniero en materiales.

República Argentina.

Julio 2022

Resumen.

Entre los aspectos novedosos del CAREM resalta su carácter de “integrado”, es decir, los generadores de vapor, sistemas de presurización y mecanismos de control se localizan en el interior del recipiente de presión. Dicha característica también implica que el reactor debe ser desmontable para cumplir con la maniobra de recambio de elemento combustible. Luego, requiere de materiales resistentes al desgaste ya que se espera rozamiento en guías y asientos. Otra necesidad de los materiales es la resistencia a la corrosión ya que la radiación produce radicales altamente corrosivos. Una técnica novedosa usada para cubrir ambas necesidades es el uso de recubrimientos de Nitronic 60 depositados por soldadura sobre guías y asientos. Debido a que las guías están soldadas al recipiente de presión estas podrían sufrir el PWHT del recipiente. Entonces, surge la necesidad de saber los efectos del PWHT sobre la microestructura, resistencia al galling y corrosión. En el proyecto CAREM25 el Nitronic 60 fue seleccionado para recubrir las guías del recipiente de presión, las guías del barrel y el gorrón interno del soporte del barrel.

Objetivos: Caracterizar el Nitronic 60, evaluar su resistencia a la corrosión y al galling en 4 condiciones diferentes de PWHT.

Ensayos utilizados: ASTM 262 A , Doble loop (DLEPR), ASTM G98, microscopia óptica y electrónica , Dureza Vickers.

Resultados: La tensión umbral de galling entre un par AISI 304L-recubrimiento Nitronic 60 (as welded) está cerca de los 250 Mpa. El PWHT parece incrementar la resistencia al galling. El PWHT por 5, 10 y 20 hs sensibiliza al Nitronic 60. En términos de resistencia a la corrosión la condición as welded es tan buena con la condición solubilizada. Se desarrollo un dispositivo para la realización del ensayo según norma ASTM G 98 (no usual en Argentina).

Conclusiones: En función de los resultados obtenidos, el Nitronic 60 en la condición as welded logra adecuada resistencia a la corrosión y al galling. Se obtienen dos conclusiones preliminares: (1) El PWHT del recipiente de presión NO debe ser efectuado sobre el Nitronic 60. (2) Se podría evitar utilizar dos recubrimientos distintos en partes como el gorrón interno del soporte del barrel.

Palabras clave: Recubrimiento Nitronic 60 , CAREM, galling, resistencia corrosión.

Abstract.

Between the novel aspects of the CAREM it is highlighted its character of “**integrated**”, namely, the vapor generators, the pressurization systems and the control mechanisms are located inside the pressure vessel. Named characteristic also implies that the reactor must be dismantlable in order to replace the nuclear fuel. Furthermore, carries the need of wear resistant materials since wear is expected to happen in guides and seats. Another need of the material is corrosion resistance since the radiation produces highly corrosive species. A novel technique used to cover both needs is to use claddings of Nitronic 60 made by GMAW welding over guides and seats. Because the guides are welded to the pressure vessel they could suffer its PWHT. Therefore, the necessity of knowing the PWHT’s effect over the Nitronic’s microstructure, corrosion and galling resistance arises. Besides de pressure vessel’s guides, the Nitronic 60 was chosen to be used over the barrel’s guides and the barrel’s seat both parts that are not meant to suffer any PWHT reason why the as weld condition gains importance.

Objectives: Characterize the Nitronic 60, assess its corrosion and galling resistance in 4 different conditions of PWHT.

Tests used: ASTM 262 A , Doble loop (DLEPR), ASTM G98,Optical and electronical microscopy , Vickers hardness.

Results: The galling threshold stress of the couple AISI 304L-Nitronic 60 cladding (as welded) is near 250Mpa enough for its application. The PWHT seems to increase the galling threshold stress. The PWHT for 5,10 and 20 hours sensitizes the Nitronic 60. The Nitronic 60 in the as welded condition is as good as the Nitronic 60 solubilized in terms of corrosion resistance. A device used to carry out the test ASTM98(not usual in Argentina) was developed.

Consequences: Since Nitronic 60 in the as welded condition was demonstrated to fulfill corrosion and galling requirements simultaneously two consequences arise: (1) The PWHT of the pressure vessel must not be implemented over the Nitronic 60 (2) Two separate claddings are no longer needed as was expected at the beginning of the design of some parts of the SMR.

Key words: Nitronic 60 cladding, CAREM, galling, corrosion resistance.

Agradecimientos.

Gracias a mis directores: Sebastián, Andrés por brindarme su consejo y por buscar tiempo en su atareado día a día para dedicármelo y enriquecer esta tesis con sus comentarios. Los admiro como profesionales y los estimo como seres humanos.

Gracias a la empresa “W&A soldadura” donde desarrolle parte de esta tesis. Por confiar en mí y darme tanta libertad en sus laboratorios. Gracias a su personal (Ari, Lucas, Gus, Juan) por la ayuda atenta, desinteresada y por el ambiente laboral tan ameno.

Gracias a Sergio Soria del Centro Atómico Bariloche (CAB) por el desarrollo del dispositivo para los ensayos de galling y llevar a cabo los mismos.

Gracias a Edgar Hornus del departamento de corrosión del Centro Atómico Constituyentes (CAC) por su desinteresada ayuda con los ensayos de corrosión de esta tesis.

Gracias a mi familia putativa (Fer, Estela, Lucas, Hadu, Emi, Mati) por bancarme durante pandemia, porque desde que los conocí sentí su cariño y desde entonces ocupan un lugar especial en mi corazón.

Gracias a mis amigos y familia de mi natal Bolivia por apoyarme incondicionalmente y alentarme a seguir. Estos últimos 6 años no los tuve físicamente a mi lado tanto como me hubiese gustado, pero hace tiempo que ya me llevé un pedacito de ustedes que me acompañó en esta etapa y me acompañará en la siguiente.

Gracias a mis profesores del Instituto Sábató por sembrar en mí la semilla de la curiosidad y criticismo, por su tiempo y por transmitirme su pasión.

Gracias a la Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA) y Argentina por darle la oportunidad de oro de vivir esta loca experiencia a quien alguna vez fue un extranjero.

A todos ellos les digo **Gracias**; el agradecimiento es la memoria de corazón.

Índice

Resumen.	2
Abstract.	3
Agradecimientos	4
1. Acrónimos y definiciones.	7
2. Introducción.	8
3. Información previa.	11
3.1 Mecanismos de desgaste internos del NPP	11
3.1.1 Galling.	11
3.1.2 Fretting.	12
3.2 Ensayo de resistencia al galling ASTM G-98.	13
3.3 Ensayos de corrosión.	15
3.3.1. ASTM 262 practica A “Oxalic acid etch test for classification of etch structures of austenitic stainless steels”.	15
3.3.2. ISO 12732:2006 “Corrosion of metals and alloys Electrochemical potentiokinetic reactivation measurement using doble loop method” (DLEPR)	16
3.4 Nitronic 60.	17
3.5 Zonas de la unión soldada y mecanismos de daño en aceros inoxidable. (Lippold)	19
3.6 Agitación en metal de soldadura. (clase pastor)	23
4. Materiales.	24
4.1. SA-508 Gr.3 Cl.1.	24
4.1.1. Producción de la aleación.	24
4.1.2. Proceso de producción de componentes del RPR del CAREM.	24
4.1.3. Tratamiento térmico.	26
4.1.4. Tratamiento térmico post soldadura (PWHT).	27
4.1.5. Ensayos mecánicos.	28
4.1.6. Ensayos no destructivos.	29
4.2. SA-182.F304L recubierto por Nitronic 60.	29
4.2.1. SA-182.F 304L	29
4.2.1.1. Producción aleación.	29
4.2.1.2. Proceso de producción del barrel del CAREM.	29
4.2.1.3. Tratamiento térmico.	31
4.2.1.4. Ensayos posteriores.	31
4.2.2. Recubrimiento con Nitronic 60.	31
5. Obtención de muestras para microscopia óptica.	33

5.1.	Corte.	33
5.2.	Tratamiento térmico.	34
5.3.	Inclusión.	35
5.4.	Desbaste y pulido.	37
5.5.	Ataque.	37
6.	Dispositivo para ensayos de resistencia al galling.	38
7.	Obtención de muestras para ensayos de corrosión.	41
8.	Metodología ataques.	41
8.1.	SA-508 Gr.3 Cl.1.	41
8.2.	SA-182.304L recubierto por Nitronic 60.	42
8.2.1.	Agua regia	43
8.2.2.	Solución 25-4.	44
9.	Caracterización.	46
9.1.	SA-508 Gr.3 Cl.1.	46
9.2.	SA-182.F304L recubierto por Nitronic 60.	49
9.2.1.	Caracterización macro sin ataque.	49
9.2.2.	Caracterización micro sin ataque.	49
9.2.3.	Caracterización micro con ataque.	50
9.2.3.1.	Efecto de los ataques.	50
9.2.3.2.	Solidificación.	52
9.2.3.3.	Islas austeníticas.	53
9.2.3.4.	Zonas de la unión soldada	54
9.2.4.	Caracterización macro con ataque	56
	Efecto de los ataques.	56
	Zonas MF y PF en el cordón de soldadura.	56
9.2.5.	Perfiles de dureza.	59
9.2.6.	Cuantificación de ferrita delta.	63
9.2.7.	Caracterización SEM.	68
10.	Resultados ensayo resistencia galling.	71
11.	Resultados ensayos resistencia a la corrosión.	76
11.1.	ASTM 262 práctica A.	76
11.2.	Ensayo potencia cinético de reactivación por doble lazo (DLEPR).	80
12.	Conclusiones generales.	82
13.	Trabajos a futuro.	85
14.	Bibliografía.	86
15.	Anexo.	88

1. Acrónimos y definiciones.

CAREM: Central ARgentina de Elementos Modulares.

RPR: Recipiente de Presión de Reactor.

EECC: Elementos Combustibles.

NPP: Nuclear Power Plant.

PWR: Pressurized Water Reactor.

BWR: Boiling Water Reactor.

PWHT: Post Welding Heat Treatment

CMTR: Certificate Material Testing Reference. Documento que muestra que un material cumple con requerimientos mínimos en algún estado metalúrgico acordado.

TT: Tratamiento Térmico

MO: Material Organization.

BDG: Borde de grano.

2. Introducción.

El reactor CAREM 25 es un NPP (Nuclear Power Plant) prototipo de diseño y construcción argentina. El proyecto apunta a posicionar a nuestro país como competidor a nivel mundial en los denominados Small Modular Reactors.

Dentro de los aspectos novedosos del CAREM, se destaca su carácter **integrado**, esto es, los generadores de vapor, sistemas de presurización y mecanismos de control se encuentran dentro del recipiente de presión del reactor como muestra la figura 2.1. Además, el funcionamiento de los mecanismos de control es de naturaleza hidráulica, por lo tanto, se requiere de componentes internos no convencionales para brindar servicio a los mecanismos.

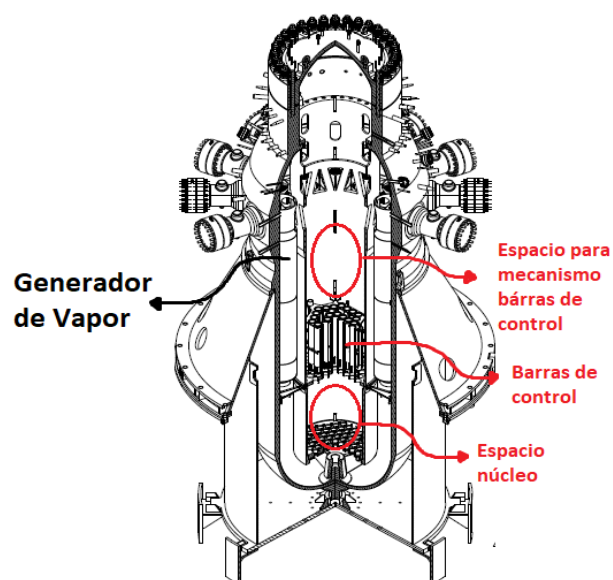


Figura 2.1 Reactor CAREM. Se observan algunos componentes internos.

Existen **dos tipos de maniobras** previstas a lo largo de la vida útil del CAREM:

1. Retiro de los componentes mostrados en la figura 2.1 (en rojo): necesaria para el recambio de elementos combustibles (EECC) que se encuentran en el núcleo. La maniobra se realiza con una frecuencia aproximada de 12 meses. Dicha maniobra es impuesta por el diseño del reactor.
2. Retiro del barrel o soporte del núcleo: necesaria para el retiro de capsulas del plan de vigilancia. Hecha tres veces en la vida útil del reactor. Dicha maniobra es impuesta por el diseño del reactor.

Fruto de las maniobras y de la naturaleza integrada del reactor CAREM 25 se prevé que exista rozamiento entre componentes, por ejemplo:

- Guías de barrel (figura 2.2A), que rozan contra componentes internos del reactor, ambos hechos de AISI 304L.
- Guías del RPR (figura 2.2B) rozan contra el barrel, ambos hechos de AISI 304L
- Gorrón interno, figura 2.2C), roza contra el buje del soporte del barrel, el gorrón interno tiene un recubrimiento hecho por soldadura o cladding de AISI 304L al igual que el buje.

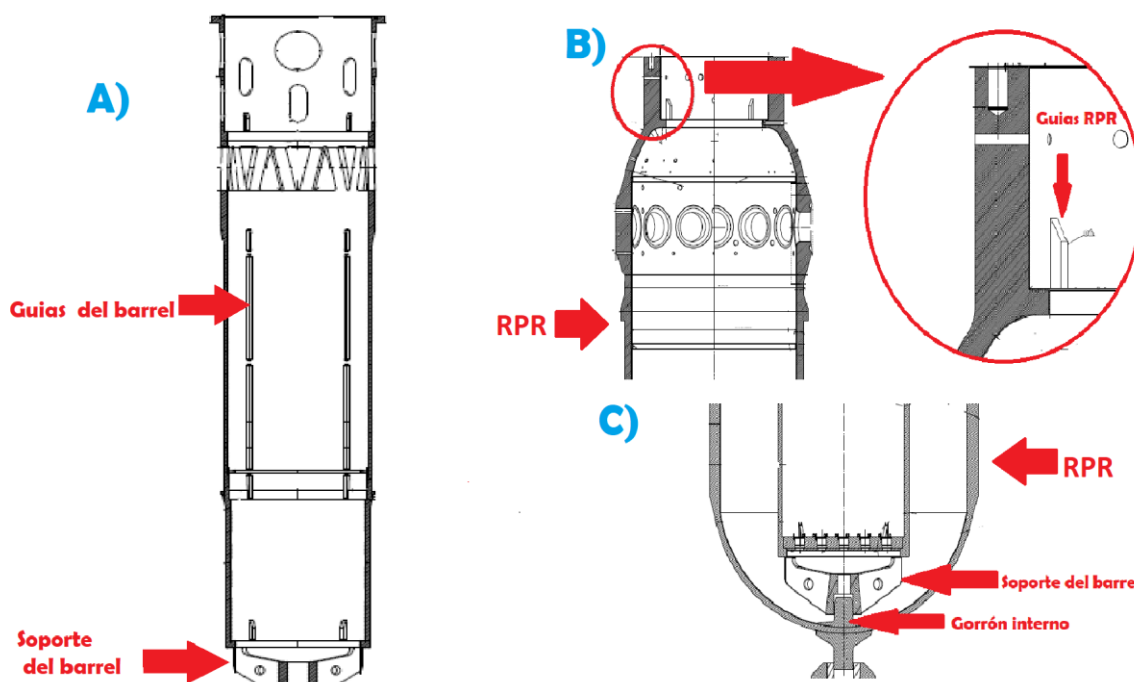


Figura 2.2 Componentes que sufrirán rozamiento. A) Barrel donde se ven las guías del mismo. B) Corte superior del RPR donde se ven las guías del mismo. C) Corte inferior del RPR y barrel donde se ve el soporte del barrel y el gorrón interno.

Frente a varias incertezas de diseño en cómo será el potencial desgaste en dichas zonas sumado a que todos los pares de metales que se rozan están hechos de AISI 304 L, un acero con baja resistencia a un fenómeno de desgaste adhesivo denominado **galling**, se avanzó en la estrategia de generar un recubrimiento por soldadura sobre las guías del RPR, las guías del barrel y el gorrón interno.

La solución al desgaste es convencional en reactores de potencia y existe una gama de recubrimientos comerciales con esa finalidad. Los más utilizados son aleaciones base Co (como por ejemplo el recubrimiento de marca comercial Stellite ¹. El Co se activa en servicio haciendo peligroso el manipuleo y tratamiento de esos componentes. Según estudios en reactores PWR y BWR ² los recubrimientos duros base cobalto son los responsables de aumentar hasta un 40% la liberación de cobalto al circuito primario de los reactores. Entonces, teniendo en cuenta el manipuleo de los componentes internos del CAREM por la maniobra de recambio de EECC se descartó el uso de este tipo de recubrimientos.

Además de la resistencia al galling otra característica que se busca en el recubrimiento es la resistencia a la corrosión ya que los componentes que se planean recubrir están embebidos en agua que al sufrir radiólisis producen radicales corrosivos ³.

Un **recubrimiento** novedoso, de carácter comercial y aprobado por el código ASME Sección III, Subsección NG es el denominado Nitronic 60, un acero inoxidable austenítico con alto tenor de Carbono, Nitrógeno, Manganeso y Silicio comparado con sus congéneres austeníticos. Algunas características a resaltar de dicha aleación es que a diferencia de otros inoxidables austeníticos es muy resistente a fenómenos de desgaste adhesivo (galling). Además, en estado de

hipertemple, el Nitronic 60 posee una mayor resistencia mecánica que los aceros inoxidable de la serie 300 y mantiene una resistencia a la corrosión generalizada intermedia entre un AISI 304 y AISI 316 en variedad de medios ⁴

Aún no se cuenta con la experiencia en servicio de este tipo de recubrimiento como internos en centrales nucleares. En especial, por su relativo alto contenido de carbono se presentan ciertas dudas sobre su resistencia a la corrosión en caso de ser expuesto a un tratamiento térmico post-soldadura diseñado para el acero SA-508 Gr.3 Cl.1 (denominación según código ASME Sección II subsección A) material constituyente del RPR del CAREM.

Por todo lo descrito hasta acá esta tesis tiene los siguientes **objetivos**:

- Para las guías del RPR: Esta tesis sirve como respaldo en el sentido que originalmente no se planea efectuar un PWHT sobre el Nitronic 60, pero que podría suscitarse en caso de tener que tratar térmicamente el RPR con el Nitronic 60 ya soldado. Esta tesis estudia como un tratamiento térmico post soldadura que **no** fue diseñado originalmente para el Nitronic 60, pero que podría sufrir por recubrir las guías del RPR, puede afectar su micro estructura, su resistencia al desgaste y su resistencia a la corrosión.
- Para las guías del barrel y el gorrón interno: obtener mediante ensayos tecnológicos, parámetros que reflejen la resistencia a mecanismos de desgaste y corrosión de la aleación Nitronic 60 sabiendo que estos componentes no sufren tratamientos térmicos.
- Por motivos netamente académicos: Estudiar la evolución microestructural del SA-508 Gr.3 Cl.1 y el AISI 304 L provenientes del RPR y barrel del CAREM respectivamente, con el tratamiento térmico post soldadura.

Para cumplir con dichos objetivos se llevaron a cabo distintos ensayos.

Para caracterizar los materiales:

- Metalografías mediante lupa, microscopía óptica y electrónica.
- Perfiles de dureza según la norma ASTM E 92 "Standard Vickers hardness".

Para estudiar la resistencia a la corrosión intergranular:

- Ensayo ASTM A262 practica A "Oxalic acid etch test for classification of etch structures of austenitic stainless steels".
- Ensayo ISO 12732:2006 "Corrosion of metals and alloys- Electrochemical potentiokinetic reactivation measurement using doble loop method"

Para estudiar la resistencia al galling :

- Ensayo ASTM G-98 "Standard test method for galling resistance of materials".

3. Información previa.

3.1 Mecanismos de desgaste internos del NPP

El desgaste resulta del contacto y movimiento relativo entre una superficie y un cuerpo o fluido, es un fenómeno progresivo, es decir, aumenta con la cantidad de movimiento relativo y si no es atendido resulta en pérdida de material de la superficie o transferencia de material entre superficies.

El desgaste es un fenómeno del tribo-sistema, no es propio del material, un material se desgasta de maneras distintas en distintas condiciones de desgaste y diferentes materiales se comportan de maneras distintas en la misma situación. Para caracterizar ese tribo-sistema se hablan de los siguientes elementos:

- Materiales en contacto.
- Parámetros geométricos (forma, tamaño, aspereza).
- Movimiento relativo.
- Carga.
- Medio ambiente.
- Tipo de lubricación.

De manera muy general existen tres tipos de desgaste:

1. Desgaste abrasivo: Se caracteriza por la presencia de partículas abrasivas entre las dos superficies que se mueven relativamente, produciendo rayaduras. Dentro de esta clasificación se encuentra el fenómeno de fretting el cual se mencionará más adelante.
2. Desgaste no abrasivo: Se caracteriza por el contacto directo entre dos superficies, sin partículas abrasivas. Dentro de esta clasificación se encuentra el fenómeno de galling, el cual se discutirá más adelante.
3. Erosión: Se caracteriza porque el desgaste no se produce por rozamiento entre dos cuerpos sólidos, sino por un fluido, burbujas o un flujo de partículas que rozan contra una superficie.

3.1.1 Galling.⁵

Es una forma severa de desgaste adhesivo. Un ejemplo típico consiste en el apriete de un bulón sobre un componente roscado. La carga entre superficies, al superar un umbral característico, genera adherencia que vuelve imposible el retiro del bulón en el futuro.

Desgaste adhesivo: ocurre cuando dos componentes metálicos sometidos a una carga se deslizan entre sí, no existen partículas abrasivas entre dichas superficies. Se llama “adhesivo” porque se forma un enlace metálico entre las asperezas de las superficies.

Según la magnitud de la carga aplicada puede existir:

- **Desgaste leve:** Cuando la carga aplicada es lo suficientemente baja el óxido protector característico de los aceros inoxidable puede prevenir la formación de dichos enlaces metálicos. Tolerado por la mayoría de componentes.
- **Desgaste severo:** Cuando la carga aplicada es alta la capa de óxido protectora de los aceros inoxidable se quiebra siendo posible la formación de enlaces metálicos entre las asperezas de la superficie.

Existe una **carga de transición** entre dichos regímenes.

El daño producido por galling se caracteriza por una **transferencia macroscópica** de material. Se pueden observar protusiones en las superficies. Un daño severo por galling puede devenir en “seizure” o arresto de las superficies

Parámetros que controlan al galling:

1. **Carga:** Fue explicado anteriormente
2. **Ductilidad:** Aleaciones con ductilidad reducida son menos susceptibles a galling porque bajo altas cargas las asperezas de la superficie tienden a fracturarse en vez de deformarse plásticamente y aumentar el área de contacto entre superficies.
3. **Aleantes :** Pueden actuar de dos maneras:
 - Alterando la energía falla apilamiento (EFA): aleaciones con menor EFA son más resistentes a galling.
Es bien sabido que el deslizamiento de dislocaciones es el mecanismo por el cual un material metálico se deforma plásticamente. En el caso de metales fcc el “cross slip” es el mecanismo mayoritario por el cual se deforman los cristales. Luego una baja EFA implica muchos loops de dislocaciones lo cual dificulta el libre movimiento de dislocaciones, haciendo más difícil su deformación plástica y por ende el galling.
Desde otro punto de vista materiales con alto coeficiente de endurecimiento son menos propensos al galling .
 - Estabilizando el óxido protector: de esta manera la capa protectora evita la formación de enlaces metálicos.
4. **Relacion c/a:** En el caso de materiales HCP una alta relación c/a es propia de materiales resistentes al galling ya que dificultan el “cross slip” como es el caso del Cobalto y sus aleaciones.

3.1.2 Fretting. ⁵

Fenómeno en el cual vibraciones u oscilaciones de pequeñas amplitudes, $\text{\AA}$, entre dos superficies causan desgaste, suele estar acompañado de corrosión. Es identificado fácilmente en aceros porque produce “**debris**” de color rojo-café (óxido férrico). Aleaciones que basan su resistencia a la corrosión en una capa de óxido pueden sufrir daño por fretting en ambientes que no se consideran corrosivos.

Para ilustrar mejor el fenómeno en la fig 3.1 se muestran algunos componentes propensos a fretting en NPP.

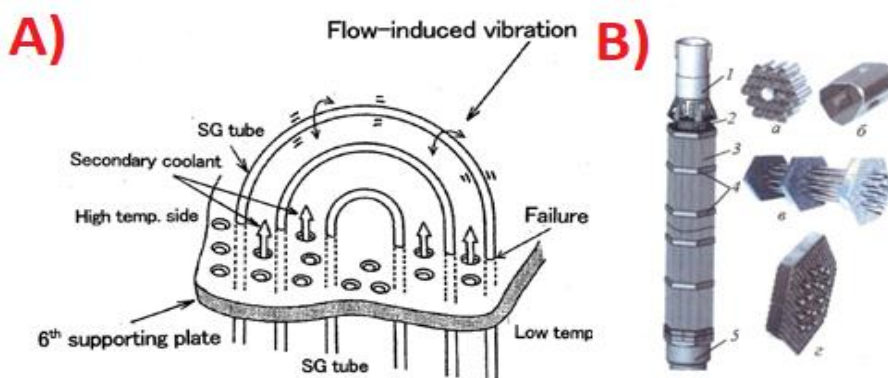


Figura 3.1 Componentes propensos al fretting. A) intercambiador de calor B) Elemento combustible.

En el caso del intercambiador de calor figura 3.1 A) el fretting ocurre entre los tubos y sus soportes. Las vibraciones son inducidas por el movimiento de fluidos durante el intercambio de calor entre el circuito primario y secundario.

Otros componentes propensos a sufrir fretting son las barras combustibles al rozarse con los espaciadores figura 3.1B) , este es un gran problema debido a que puede exponer el combustible nuclear produciendo una fuga o “leak”

Parámetros que controlan al fretting:

1. **Amplitud de desplazamiento:** el movimiento relativo entre superficies es esencial para el fretting y movimientos extremadamente pequeños , del orden de algunos nanómetros pueden ser capaces de causar daño.
2. **Carga normal:** Reordenando la expresión de tensión:

$$Area = \frac{Carga\ aplicada}{\sigma}$$

Como aproximaciones se considera que el área efectiva es el área de las rugosidades de la superficie y que para causar fretting hay que producir plasticidad, dicha plasticidad se alcanza por compresión cuando $\sigma = 3\sigma_y$, siendo σ_y la tensión de fluencia.

Entonces:

$$Area\ fretting = \frac{Carga\ aplicada}{3\sigma_y}$$

Materiales con mayor tensión de fluencia soportan mejor el fretting y que una carga aplicada menor reduce su efecto.

3. **Frecuencia de vibración:** para una cantidad de ciclos constante bajas frecuencias producen mayor fretting , altas frecuencias no tienen efectos significativos.
4. **Condición superficial:** Superficies pulidas sufren mayor desgaste que superficies rugosas, se cree que una superficie rugosa puede albergar “debris” entre las asperezas evitando que catalicen el desgaste de la superficie.

Solubilidad entre el par de metales: metales solubles entre si sufren mayor fretting .

3.2 Ensayo de resistencia al galling ASTM G-98. ⁶

El ensayo se realiza con el objetivo de obtener un parámetro denominado “**tensión umbral de galling**” Esta tensión se define como el intermedio entre la tensión máxima con la que no se produce galling y la tensión mínima con la que se produce galling. Dicha tensión es información vital para poder predecir los potenciales pares donde puede esperarse galling.

El ensayo consiste en aplicar una carga compresiva constante entre dos especímenes planos, donde uno de los especímenes es lentamente rotado 360°. El criterio para determinar si

existe galling se basa en inspección visual a ojo desnudo de las superficies resultantes. En caso de no existir se usa un nuevo par de especímenes y se aumenta la carga. Mientras mayor sea la tensión umbral de galling más resistente es el par a este tipo de desgaste. La figura 3.2 muestra un esquema del dispositivo de ensayo.

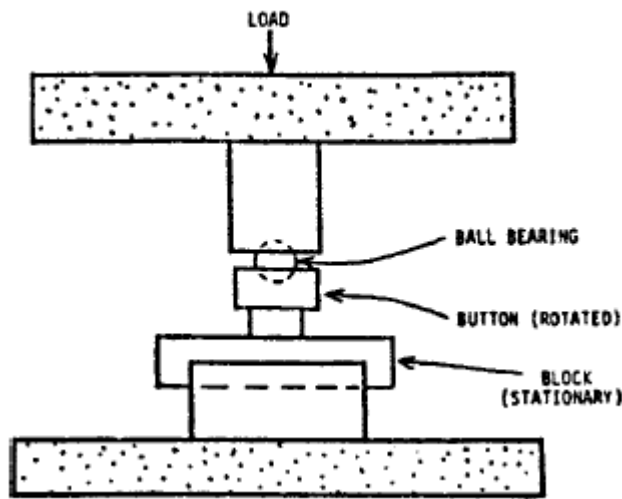


Figura 3.2 Esquema dispositivo para ensayo ASTM G 98

Las dimensiones del botón o pin se encuentran detalladas en la norma. Por otro lado, las dimensiones del bloque pueden variar. Se encuentra que bloques del largo de 76mm a 152 mm son ideales para test múltiples, un ancho razonable es de 19mm. EL espesor del bloque no es crítico. Otro detalle importante del ensayo es que las superficies a ensayar deben ser lijadas hasta una granulometría 1000

Si bien el ensayo se centra en buscar la ocurrencia del galling no es el único fenómeno de desgaste que puede ocurrir ^{7 8} en la figura 3.3 se muestran otros efectos del ensayo.

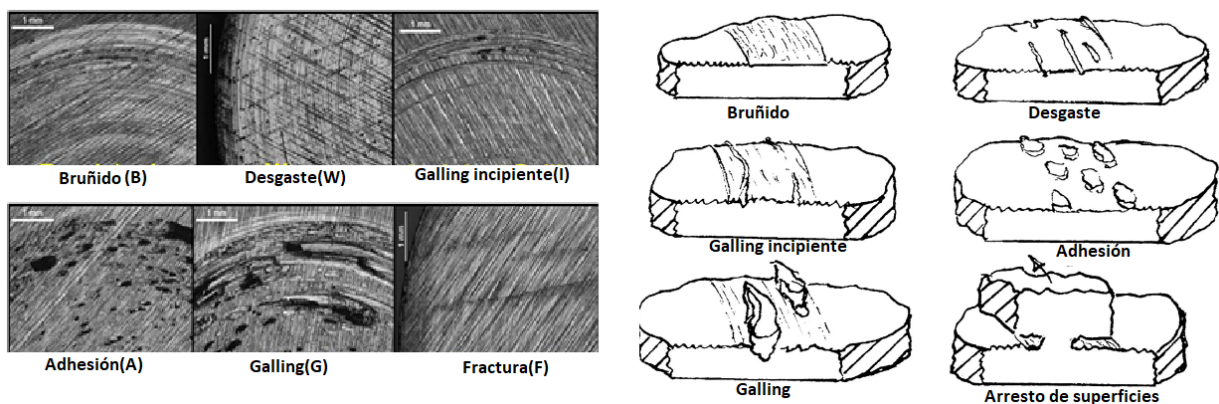


Figura 3.3 Diferentes mecanismos de desgaste que pueden ocurrir durante el ensayo ASTM G98.

Dichos mecanismos se reconocen de la siguiente manera:

- Bruñido(B): Existe un claro cambio de textura en la superficie debido a una deformación plástica.
- Desgaste(W): Se producen partículas de uno o ambos miembros que producen cavidades durante el movimiento.
- Galling incipiente(I): se forman protuberancias continuas como en galling fruto de la transferencia de material, pero no es un efecto macroscópico.
- Adhesión(A): Material de un miembro se transfiere al otro, las marcas no son continuas.
- Galling(G): Se forman grandes protuberancias continuas que se observan macroscópicamente.

Además, dichos mecanismos se pueden ranquear de menos nocivos a más nocivos de la siguiente manera:

Bruñido-Desgaste-Galling incipiente-Galling, Adhesión, Fractura.

3.3 Ensayos de corrosión.

Para el estudio de la resistencia a la corrosión del Nitronic 60, y el efecto del PWHT sobre el mismo, se utilizaron dos ensayos:

1. **ASTM 262 practica A** "Oxalic acid etch test for classification of etch structures of austenitic stainless steels".⁹
2. **ISO 12732:2006 (DL-EPR)** "Corrosion of metals and alloys- Electrochemical potentiokinetic reactivation measurement using doble loop method." ¹⁰

3.3.1. ASTM 262 practica A "Oxalic acid etch test for classification of etch structures of austenitic stainless steels".

Se utiliza para **identificar rápidamente** si un material es susceptible a corrosión intergranular **debida a la precipitación de carburos de cromo en borde de grano**

Esta práctica tiene dos resultados:

- Material aceptado: donde se dice que el material no sufre de corrosión intergranular.
- Material rechazado: que no implica que el material sufre corrosión intergranular, sino que se debe realizar otras prácticas(b,c,d,e,f) de la norma para asegurarse que el material puede sufrir corrosión intergranular.

Dichos resultados se obtienen a partir de comparaciones con las metalografías de la figura 3.4 con aumento de 250x (en el caso de estructuras as welded) .

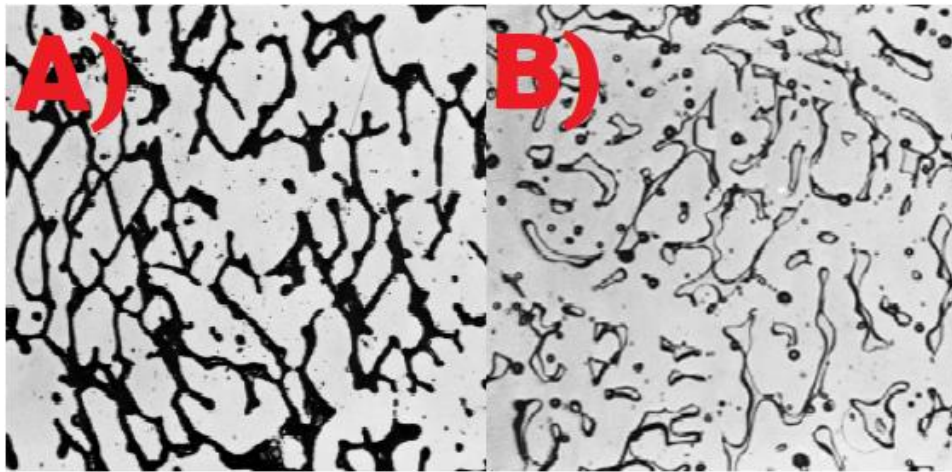


Figura 3.4 A) Interdendritic ditches , estructura rechazada , B) Ferrite pools estructura aceptada

La norma aconseja utilizar una probeta de 25x25mm la cual debe ser lo más representativa posible de la superficie que se encontrará en servicio. Dicha probeta será utilizada como ánodo en una celda de electropulido donde la solución es ácido oxálico 10%Wt y con una densidad de corriente de 1 A/cm^2 durante 1.5 min, para obtener la corriente adecuada se debe medir en cm^2 la probeta.

3.3.2. ISO 12732:2006 “Corrosion of metals and alloys Electrochemical potentiokinetic reactivation measurement using doble loop method” (DLEPR)

Este método es utilizado para obtener una **evaluación cuantitativa** de la sensibilización de aceros inoxidables y aleaciones base Níquel.

El ciclo completo (figura 3.5) del ensayo consiste en un barrido de ida o de pasivación y otro de vuelta o reactivación. El barrido de pasivación parte de un potencial poco menor al potencial de corrosión hacia potenciales mayores pasando por la zona de disolución activa y hasta la zona de pasivación donde se alcanza el potencial de reversión. El barrido de reactivación parte del potencial de reversión y disminuye hasta un potencial poco menor al potencial de corrosión.

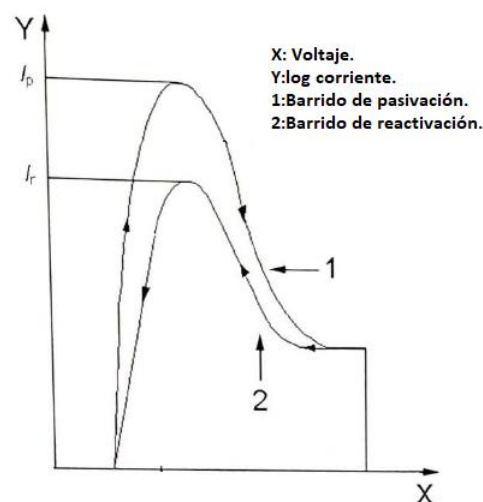


Figura 3.5. Descripción esquemática DLEPR

Si el material está sensitizado un pico de reactivación aparece durante el barrido de vuelta. El grado de sensitización (DoS) se obtiene del cociente de la corriente de reactivación y la corriente de pasivación que son las corrientes máximas en sus respectivos barridos.

$$DoS = \frac{\text{Corriente de pasivación}(I_p)}{\text{Corriente de reactivación}(I_r)} * 100$$

El apéndice D de la norma ofrece la siguiente guía de interpretación de resultados:

Ir/Ia	Interpretación general
<0.01	No sensitizado
0.01 a 0.05	Levemente sensitizado(podría pasar test de Streicher ,Strauss y Huey.)
>0.05	Sensitizado(podría fallar test de Streicher ,Strauss y Huey.)

Tabla 3.1 Interpretación de resultados del ensayo DLEPR

Por lo general este ensayo se lleva a cabo en un laboratorio ya que requiere: una celda de vidrio que pueda contener los electrodos (trabajo, referencia y contra electrodo), capilar de luggin , barrido con un gas inerte que elimine el O₂ de la solución, obtención y preparación de probetas¹¹ como muestra la figura 3.6 A). Sin embargo, esfuerzos recientes muestran que el ensayo se puede llevar a cabo exitosamente sin desgasado, con una celda simple y sin preparación de muestras ¹² figura 3.6B) apuntando a ser un ensayo en campo.

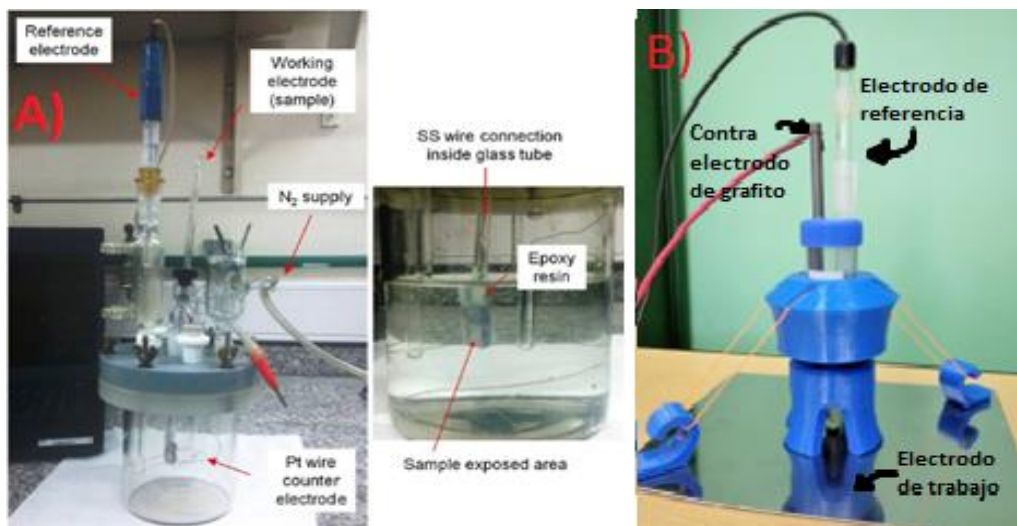


Figura 3.6. Comparación de celdas utilizadas en ensayos DLEPR A) Celda utilizadas en laboratorio B) Celda utilizada in situ. Nota: ambas figuras fueron extraídas de sus respectivas referencias.

3.4 Nitronic 60.

“Nitronic” es una denominación comercial utilizada para referirse a algunos aceros inoxidables austeníticos de la serie 200 endurecidos por Nitrógeno. La figura 3.7 muestra una clasificación de dicha aleación, además de otras aleaciones de la misma serie:

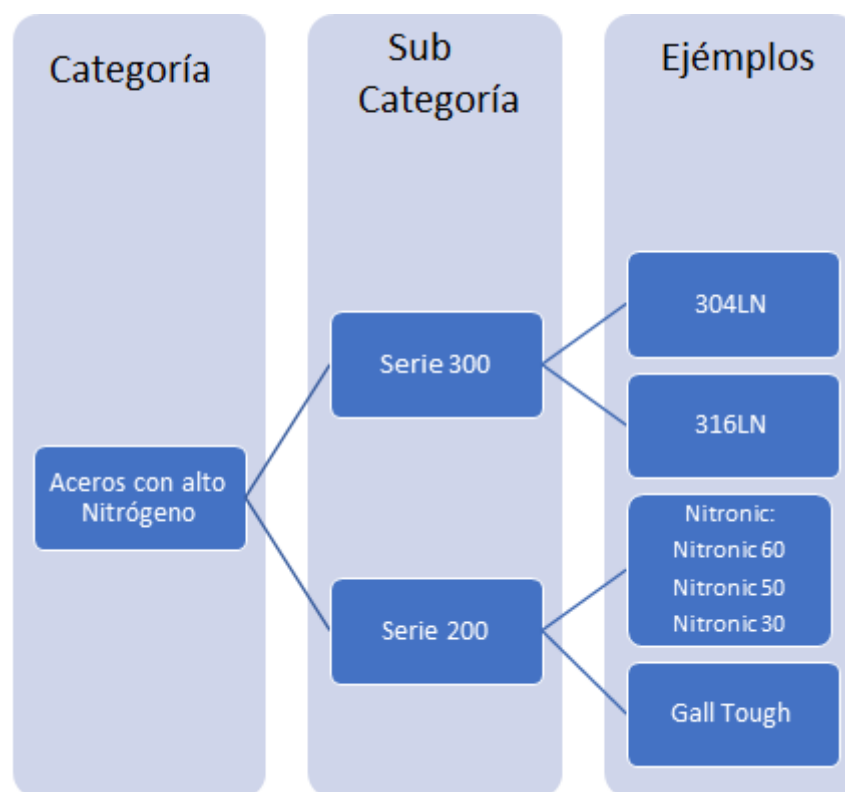


Figura 3.7. Clasificación del Nitronic 60.

La composición química típica de dicha aleación se observa en la siguiente tabla:

UNS designation	AISI type	composition , wt % max									
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Others
SS21800	Nitronic 60	0.1	7.00-9.00	3.50-4.50	0.04	0.03	16.00-18.00	7.00-9.00	...	0.08-0.020	0.50-2.00Cu
S30403	304L	0.03	2	1	0.045	0.03	18.00-20.00	8.00-12.00	...	...	...

Tabla 3.2 Composiciones químicas típicas Nota: La composición química del AISI 304L se encuentra presente con fines comparativos.

Comparando la química del Nitronic 60 con un acero inoxidable de uso típico como el AISI 304L se destaca el elevando tenor de C,Mn,Si y N. A continuación, se discute el efecto de dichos elementos aleantes:

Elevado tenor de C: Corre hacia a la izquierda la nariz de la curva TTT asociada a la precipitación de carburos. Esto implica una sensibilización más rápida en comparación a aceros inoxidables con menor cantidad de carbono.¹³

Elevado tenor de Mn: Gammageno de campo gamma abierto ¹³ que aumenta el Ni_{eq} propiciando una solidificación AF o A. Aumenta la solubilidad de N en la matriz austenítica evitando precipitación de nitruros que pueden comprometer propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión. ¹⁴

Elevado tenor de Si: comparado con otras aleaciones endurecidas por N aumenta la resistencia al galling¹⁵. Por otro lado, el aumento de Silicio parece aumentar la resistencia a la corrosión intergranular en aceros sensitizados formando una capa pasivante¹⁶. Elemento alfégeno de campo gamma cerrado ¹³ que aumenta el Cr_{eq} propiciando una solidificación FA o F. Expande el rango de temperaturas en las cuales la fase sigma puede aparecer y aumenta su cantidad¹⁷.

Elevado tenor de N: pequeñas adiciones aumentan la resistencia mecánica ¹⁵ . Mejora la resistencia a pitting.¹⁴

Los efectos de dichos aleantes no deben ser tomados de manera directa, sino, como orientación ya que el efecto de los elementos depende del estado metalúrgico de la aleación consecuencia del proceso termomecánico realizado en el proceso.

A continuación, se adjunta una tabla para comparar las propiedades del Nitronic 60.

	Aleación	
	Nitronic 60	AISI 304
Umbral de galling (ASTM G98)[Mpa]	>345	14
UTS[Mpa]	710	593
0.2%YS [Mpa]	414	276
Reducción área%	74	70
Charpy V notch[J]	>326	252

Tabla 3.3 Tabla comparación de propiedades a temperatura ambiente¹⁵.

Es posible encontrar el Nitronic 60 en distintos tipos de provisiones:

- SA-194 aleaciones para tuercas y tornillos en servicio a alta presión y/o alta temperatura.
- SA-240: Placas y flejes de acero inoxidable para recipientes de presión de aplicación general.
- SA-276: Perfiles y barras de acero inoxidable.
- SA-314: Palanquillas y barras de acero inoxidable para forja.
- SA-A479: Barras y perfiles para calderas y recipientes de presión.
- ASTM F899: Acero inoxidable trabajado para aplicaciones quirúrgicas.
- ASME SFA 5.9 ER2128. Fabricantes de alambres macizos para soldadura GMAW reportan 3 mecanismos de transferencia: corto circuito, transferencia tipo spray y corriente pulsada cada modo con sus respectivos parámetros¹⁸.

Algunos usos comunes:

- Pins antidesgaste.
- Ejes de embarcaciones marítimas.
- Uniones roscadas.
- Tijeras quirúrgicas.
- Conjunto pasador – percha para juntas de expansión térmica en puentes

3.5 Zonas de la unión soldada y mecanismos de daño en aceros inoxidables ¹⁴.

La figura 3.8 muestra la clasificación más general de zonas en una unión soldada. La importancia de estas zonas recae en el hecho que cada una exhibe características y mecanismos de daño particulares. A continuación, sus descripciones:



manera más común de evitar este mecanismo durante la soldadura es utilizar calores aportados bajos. Ocurre en la zona THAZ.

Fisuración por solidificación: Este mecanismo ocurre cuando se conjuga: (1) tensiones excesivas en el líquido remanente que yace en espacios interdendríticos. Dichas tensiones pueden ser producidas ya sea por la contracción líquido-sólido o por la geometría de la junta de soldadura (2) microestructuras susceptibles que dependen del modo de solidificación. Existen cuatro maneras en que un acero inoxidable puede solidificarse.

1. Solidificación Austenítica (tipo A)
2. Solidificación Austenítico-Ferrítico (tipo AF)
3. Solidificación Ferrítico-Austenítica (tipo FA)
4. Solidificación Ferrítica (tipo F)

La figura 3.9 muestra dos conceptos importantes: primero que el modo de solidificación más susceptible a este mecanismo es el austenítico (A) y segundo que los modos de solidificación se ven controlados por la química del acero, aceros con mayor Cr equivalente (mayor cantidad de elementos alógenos) solidifican en formas AF, FA, F.

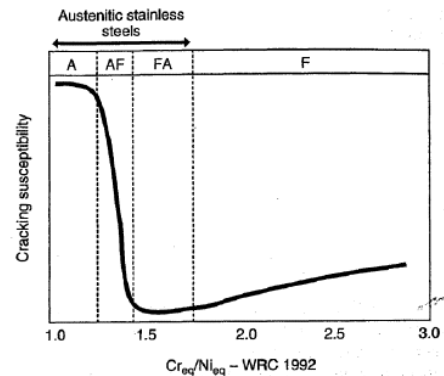


Figura 3.9. Susceptibilidad a la fisuración por solidificación según la composición química.

La ferrita delta en la soldadura de aceros inoxidables es beneficiosa por los siguientes motivos:

- La energía de interfase γ/δ es menor que la de las interfases γ/γ con lo que el líquido puede mojar las γ/γ pero no las γ/δ y así estas últimas pueden soportar las deformaciones causadas por la contracción sin fisurarse.
- La solidificación tipo FA tiene bordes tortuosos lo cual hace difícil la propagación de fisuras en comparación a los bordes rectos de una solidificación tipo A o AF como muestra la figura 3.10.

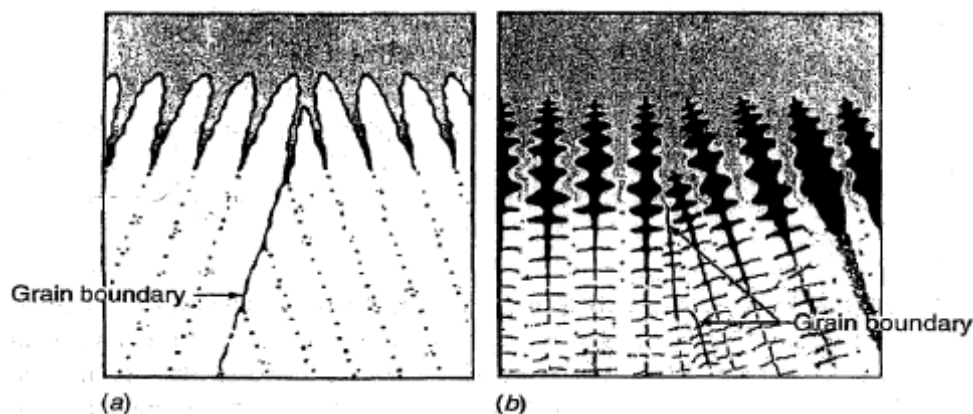


Figura 3.10 Tipos de solidificación a) Solidificación tipo A b) Solidificación tipo FA

Maneras de evitar este mecanismo son: Propiciar una solidificación tipo FA ya sea con la química o con las velocidades de enfriamiento (velocidades de enfriamiento altas producen solidificación tipo A). Utilizar cordones convexos antes que cóncavos ya que estos al solidificar aumentan las tensiones y posibilidad de fisurarse.

Fisuración por licuación de la HAZ: Este mecanismo de daño, al igual que el anterior, ocurre cuando existen películas de líquido en bordes de grano que no pueden soportar tensiones impuestas por el tipo de junta de soldadura o por la contracción líquido-sólido. La aparición de dicho líquido en la HAZ (zona donde las temperaturas no son suficientemente altas para fundir el seno del grano) se explica de dos maneras:

1.-Por penetración: requiere de (1) cierto tipo de precipitados cuyas interfases con la matriz puedan fundirse, (2) crecimiento de grano, ambas condiciones en simultaneo. Ya que los materiales tratados en este trabajo no poseen dichos precipitados no se ahonda en este tema.

2.-Segregación: La segregación es un fenómeno por el cual el bulk o centro de un grano no tiene la misma composición química que el borde del mismo. Existen tres mecanismos de segregación:

1. Segregación gibbsiana: Se debe a que los átomos tienen una tendencia natural a difundir a borde de grano ya que este consiste en arreglos de dislocaciones que pueden capturar a los átomos disminuyendo la energía libre del sistema.
2. Barrido por borde de grano: Se debe a que en la HAZ durante la soldadura existe un crecimiento de grano, a medida que el borde de grano se mueve este arrastra o barre átomos de elementos aleantes, a medida que los átomos se alojan en el borde de grano este pierde movilidad y queda fijado en una posición.
3. Difusión por "pipeline": Se encuentra esquematizado en la figura 3.11. Como los bordes de grano a través de la línea de fusión son continuos debido al crecimiento epitaxial una vía rápida de difusión o "pipeline" entre el metal que se está solidificando (rico en aleantes) y el borde de grano sólido se crea enriqueciendo este último con elementos aleantes.

Sea por cualquiera de los anteriores 3 mecanismos antes mencionados el borde de grano contiene mayor cantidad de elementos aleantes promoviendo la fusión del mismo. Es así como el centro del grano se mantiene sólido mientras el borde está líquido. Este mecanismo se puede evitar: disminuyendo la cantidad de aleantes que bajan el punto de fusión del líquido (S,P). Disminuyendo el tamaño de grano del material base con el fin de distribuir los elementos aleantes provenientes del "pipeline" en mayor cantidad de bordes de grano a fin de disminuir su efecto. Disminuyendo calores aportados.

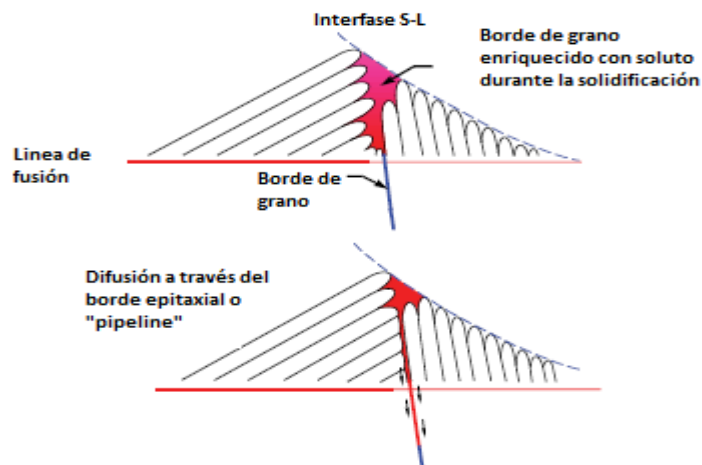


Figura 3.11 Segregación por pipeline

3.6 Agitación en metal de soldadura ¹⁹.

La agitación en las piletas de soldadura no es el resultado de una sola fuerza. Es más bien el resultado de combinaciones de 4 fuerzas que dependen de (1) el proceso de soldadura, (2) cómo se opera ese proceso (polaridad, nivel de corriente, velocidad de desplazamiento, etc.) y (3) efectos de los materiales e interacciones entre la soldadura y su entorno (incluyendo atmósfera y contaminantes). A continuación, se describen las 4 fuerzas:

- **Fuerza de flotación o gravedad:** Su origen se debe a diferencias de densidades dentro del baño líquido. Dicha diferencia se puede originar por diferencias en temperaturas (el centro de la pileta líquida es más caliente que el borde) o diferencias de composición química. Es una fuerza divergente como muestra la figura 3.12 A).
- **Fuerzas de Marangoni o gradientes de tensión superficial:** Su origen se debe a gradientes de tensión superficial. Dichos gradientes se pueden originar por variaciones de temperatura (mayor temperatura implica menor tensión superficial) o composición química. De las 4 fuerzas se dice que es la única cuyo origen es interno ya que impurezas en el metal de soldadura como O, S pueden alterarla ya que estos funcionan como tensioactivos invirtiendo su sentido de divergente a convergente. Su representación se encuentra en la figura 3.12 B). Nótese que de existir es la más fuerte.
- **Fuerza electromotriz o fuerza de Lorentz:** figura 3.13 C), se origina a partir de la interacción entre el campo eléctrico y campo magnético por ello la corriente de soldadura juega un papel importante en su magnitud. Es una fuerza convergente.
- **Fuerza de fricción o impacto:** Como muestra la figura 3.13 D) es una fuerza convergente. Se debe al choque de partículas provenientes de la fuente de soldadura contra la pileta de soldadura. En procesos de soldadura que emplean arcos eléctricos como fuentes de calor es también llamada fuerza de plasma de arco.

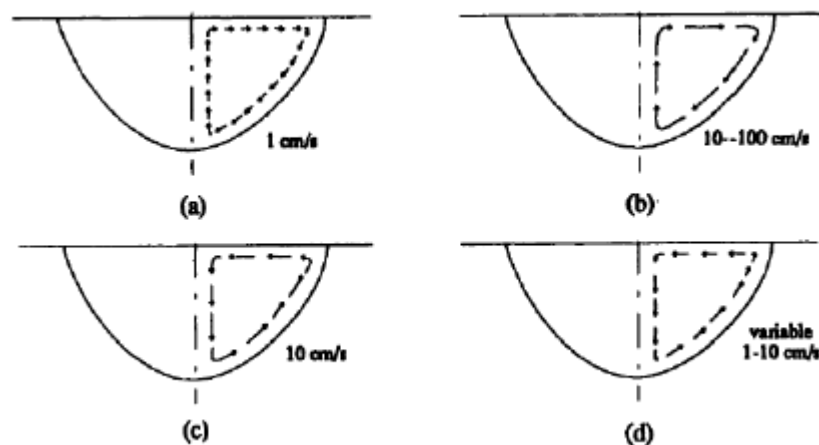


Figura 3.12 Fuerzas de agitación en la pileta fundida. A) Fuerza de flotación B) Fuerza de Marangoni C) Fuerza de Lorentz D) Fuerza de fricción.

4. Materiales.

4.1. SA-508 Gr.3 Cl.1.

4.1.1. Producción de la aleación.

El SA-508 Gr.3 Cl.1 es un acero de baja aleación forjado utilizado para la confección del RPR (figura 2.2B). La composición química se encuentra en la tabla 4.1.

Tiene la particularidad de contar con un tratamiento en vacío durante su metalurgia secundaria, lo cual le confiere características isotrópicas en las propiedades mecánicas. Además contiene NiAl, es decir, es un acero de práctica de grano fino. Esta característica le confiere un balance destacado en las propiedades mecánicas (Alta resistencia mecánica y alta tenacidad).

	NiMoCr-MnNiMo				Composition, %	
	Grade 1	Grade 1A	Grade 2	Grade 3	Grade 4N	Grade 5
Carbon	0.35 max	0.30 max	0.27 max	0.25 max	0.23 max	0.23 max
Manganese	0.40–1.05	0.70–1.35	0.50–1.00	1.20–1.50	0.20–0.40	0.20–0.40
Phosphorus	0.025 max	0.025 max	0.025 max	0.025 max	0.020 max	0.020 max
Sulfur	0.025 max	0.025 max	0.025 max	0.025 max	0.020 max	0.020 max
Silicon (B)	0.40 max	0.40 max	0.40 max	0.40 max	0.40 max	0.30 max
Nickel	0.40 max	0.40 max	0.50–1.00	0.40–1.00	2.8–3.9	2.8–3.9
Chromium	0.25 max	0.25 max	0.25–0.45	0.25 max	1.50–2.00	1.50–2.00
Molybdenum	0.10 max	0.10 max	0.55–0.70	0.45–0.60	0.40–0.60	0.40–0.60
Vanadium	0.05 max	0.05 max	0.05 max	0.05 max	0.03 max	0.08 max
Columbium	0.01 max	0.01 max	0.01 max	0.01 max	0.01 max	0.01 max
Copper	0.20 max	0.20 max	0.20 max	0.20 max	0.25 max	0.25 max
Calcium	0.015 max	0.015 max	0.015 max	0.015 max	0.015 max	0.015 max
Boron	0.003 max	0.003 max	0.003 max	0.003 max	0.003 max	0.003 max
Titanium	0.015 max	0.015 max	0.015 max	0.015 max	0.015 max	0.015 max
Aluminum (C)	0.025 max	0.025 max	0.025 max	0.025 max	0.025 max	0.025 max

Tabla 4.1 Composición química del SA-508 Gr.3 Cl.1 extraídas del código ASME sección II parte A.

4.1.2. Proceso de producción de componentes del RPR del CAREM.

Las forjas fueron provistas por un MO, en este caso fue la empresa Forge Monchieri S.A. Al igual que todos los materiales utilizados en la envuelta de presión, los materiales deben ser provistos por un MO.

El RPR se compone de siete virolas. Dos virolas componen el conjunto Tapa, figura 4.1 B).

Las otras cinco virolas aparecen en la figura 4.1 A) y son:

- 1) Cuello;
- 2) Hombro;
- 3) Cuerpo Intermedio Superior;
- 4) Cuerpo Intermedio Inferior;
- 5) Casquete esférico

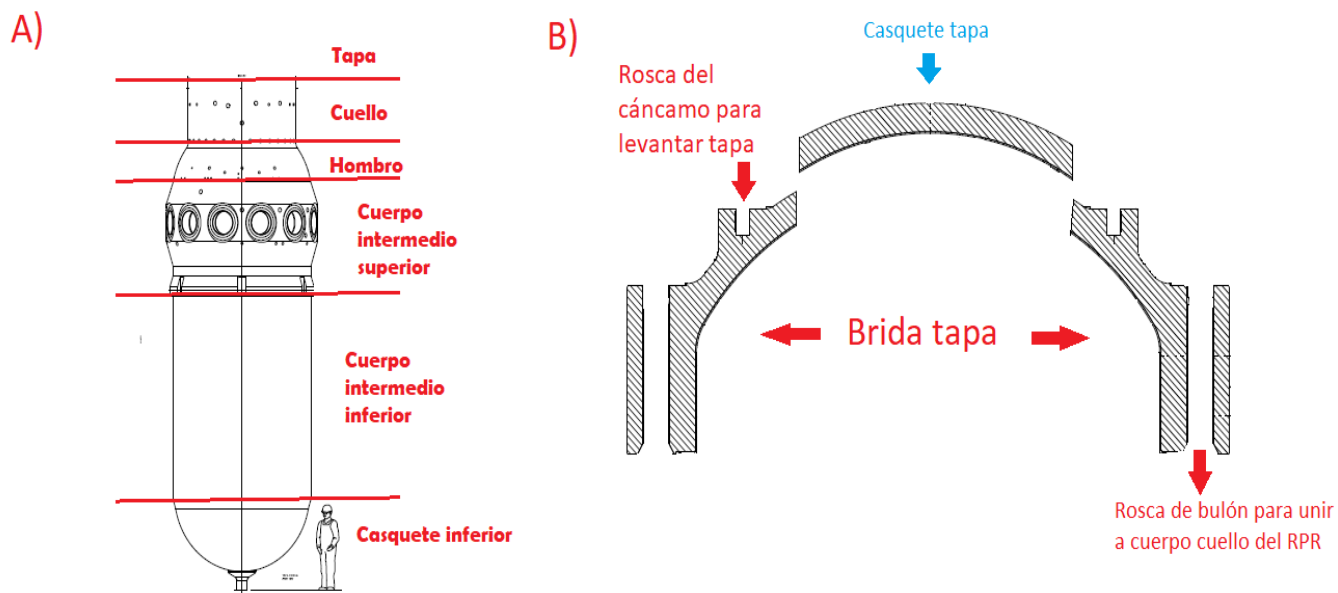


Figura 4.1 Recipiente de presión del CAREM . A) Virolas que forman el cuerpo del recipiente de presión B)Tapa compuesta por virola casquete tapa y virola brida tapa

A continuación, se indican los pasos para la manufactura del forjado Cuerpo Intermedio Inferior. Se aplicaron procesos equivalentes para la confección de todos los forjados.

Se inicia con un lingote cilíndrico de 128800 kg aproximadamente del acero antes mencionado, dicho lingote se encuentra ilustrado en la figura 4.2.

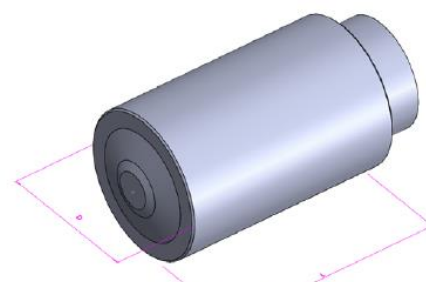


Figura 4.2 Ilustración del lingote de partida para forja del cuerpo intermedio inferior del RPR del CAREM

Las etapas de corte y forja se describen en la siguiente tabla 4.2

Paso	Descripción	Tamaño[mm]	Peso [kg]	Forging ratio
1	Corte para tener el peso adecuado	Ø2450 x 0 x 2700	104000	1
2	Recalcado	Ø 2700 x 0 x 2200	104000	1
3	Perforado	Ø 2910 x 1100 x 2200	104000	1
4	Esbozado	Ø 2050 x 1100 x 5285	104000	2,4
5	Ensanchamiento en mandril	Ø 3535 x 3080 x 5285	104000	2,1

Tabla 4.2 Descripción de pasos de forja para confeccionar el cuerpo intermedio inferior del RPR del CAREM

Dichos pasos de forja son hechos con una prensa de 12000 toneladas a una temperatura entre 850 y 1150 °C.

Posteriormente se efectúa un maquinado para llegar a medidas deseadas y se obtiene un producto de geometría cilíndrica, ilustrado en la figura 4.3.

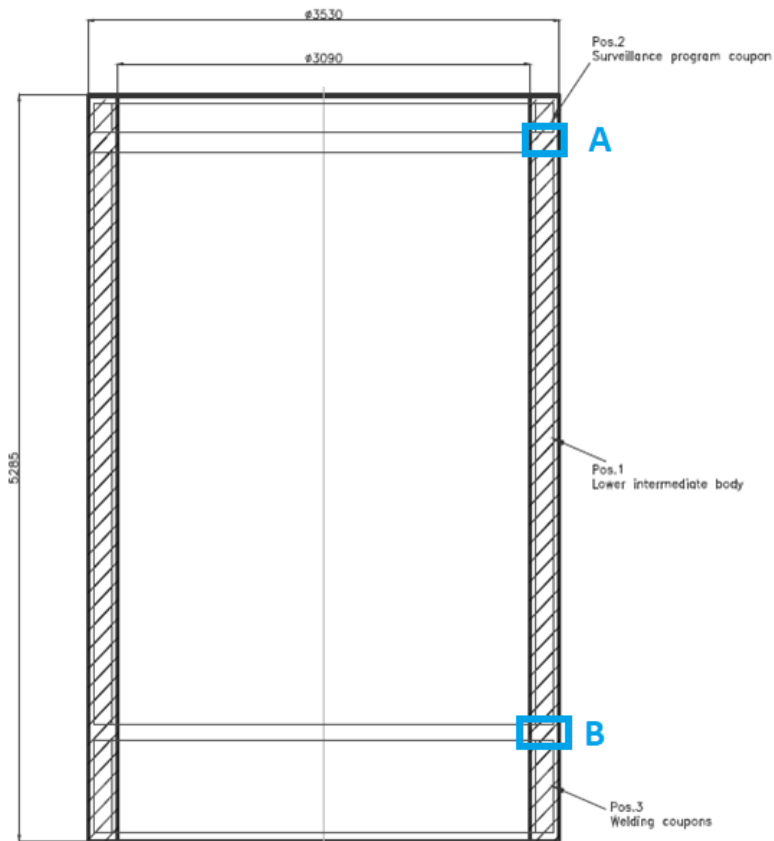


Figura 4.3 Producto post forjado y post maquinado. Nota : medidas en mm

Un aspecto importante de la anterior figura es que muestra 3 secciones o virolas distintas. La Pos.1 es el cuerpo intermedio inferior del RPR, la Pos.2 es una virola de la cual se extraen probetas para el programa de vigilancia del reactor y la **Pos.3** que es una virola de la cual se extraen probetas para los cupones de soldadura. Todas las probetas utilizadas en este trabajo para estudiar el SA-508 Gr.3 Cl.1 fueron extraídas de **Pos.3**.

4.1.3. Tratamiento térmico.

El tratamiento térmico consistió en una austenización a $920^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ durante 8 horas con velocidades de calentamiento menores a 60°C/h y enfriamiento en agua y un posterior revenido en el cual se calienta la pieza a $655^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ y se mantiene durante 12 horas, tanto el calentamiento como el enfriamiento no superan los 60°C/h . Dichos tratamientos térmicos se encuentran definidos en el código ASME sección II parte A subsección SA 508/SA 508M apartado "4.2 heat treatment"

El tratamiento térmico apunta a obtener una microestructura de martensita revenida.

En la figura 4.4 se muestra la disposición de la pieza dentro del horno.

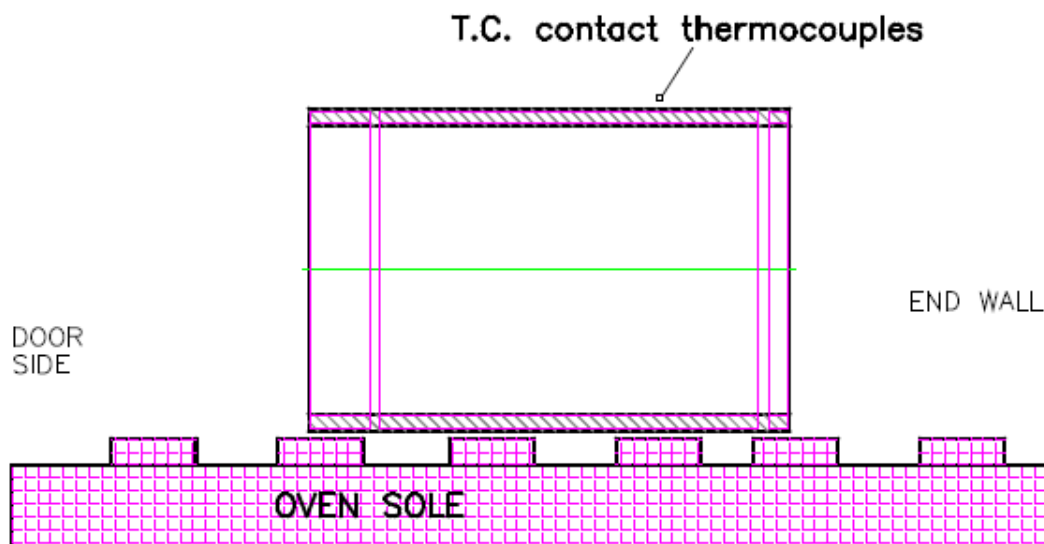


Figura 4.4 Disposición de una pieza del RPR al interior del horno de tratamientos térmicos.

4.1.4. Tratamiento térmico post soldadura (PWHT).

En el proceso de manufactura, los forjados no son sometidos a un PWHT. Sin embargo, el material del RPR comenzará el servicio con uno o más PWHT producto de las etapas de fabricación

Como se mencionó al inicio del apartado 4.1.2 el recipiente de presión consiste de 7 virolas forjadas unidas por soldadura. Por lo tanto, para aliviar tensiones se debe realizar un tratamiento térmico post soldadura. Dicho tratamiento térmico se encuentra estipulado según el código ASME sección III subsección NB y se muestra en la tabla NB-4622.1-1:

TABLE NB-4622.1-1
MANDATORY REQUIREMENTS FOR POSTWELD HEAT TREATMENT OF WELDS

P-No. (Section IX, QW-420)	Holding Temperature Range, °F (°C) [Note (1)]	Minimum Holding Time at Temperature for Weld Thickness (Nominal)			
		½ in. (13 mm) or less	Over ½ in. to 2 in. (13 to 50 mm)	Over 2 in. to 5 in. (50 to 125 mm)	Over 5 in. (125 mm)
1, 3	1,100–1,250 (595–675)	30 min	1 hr/in. (2 min/mm)	2 hr plus 15 min each additional inch (25 mm) over 2 in. (50 mm)	2 hr plus 15 min each additional inch (2 hr plus 0.5 min/mm over 50 mm)

Tabla NB-4622.1-1 PWHT código ASME III sección "fabrication and installation", "post weld heat treatment"

El material de los forjados corresponde a un número P tipo P-3. Un número P es una designación asignada a un **grupo** de materiales que tienen similar soldabilidad y propiedades mecánicas. Considerando el máximo espesor de las virolas y las estrategias de fabricación, se estima un tiempo máximo total de PWHT de aproximadamente **10 horas**.

Asimismo, en la tabla anterior se muestra la temperatura del PWHT. Particularmente para el cuerpo intermedio inferior es de 620°C ±14°C. El código ASME también requiere que en el calentamiento más allá de los 425 °C no se puede superar una velocidad mayor a 55°C/h y en el enfriamiento por debajo de 425 °C no se puede superar una velocidad de 55°C/h. En la figura 4.5 se muestra el tratamiento térmico descrito por cada cordón de soldadura hecho.



Figura 4.5 Esquema tratamiento térmico post soldadura (PWHT)

4.1.5. Ensayos mecánicos.

Para poder asegurar la integridad del RPR el código ASME sección II parte A subsección SA 508/SA 508M apartado 6.1.3 exige que las propiedades mecánicas alcancen ciertos valores mínimos y para verificarlo se realizan ensayos mecánicos en probetas que sufrieron el PWHT, como ser:

- Ensayos de tracción.
- Ensayos de tenacidad al impacto con entalla en V.
- Ensayos drop-weight.

Dichas probetas provienen de virolas extraídas de las localizaciones A y B que se muestran en la figura 4.6. La disposición de dichas probetas y su uso son mostrados en la figura antes mencionada.

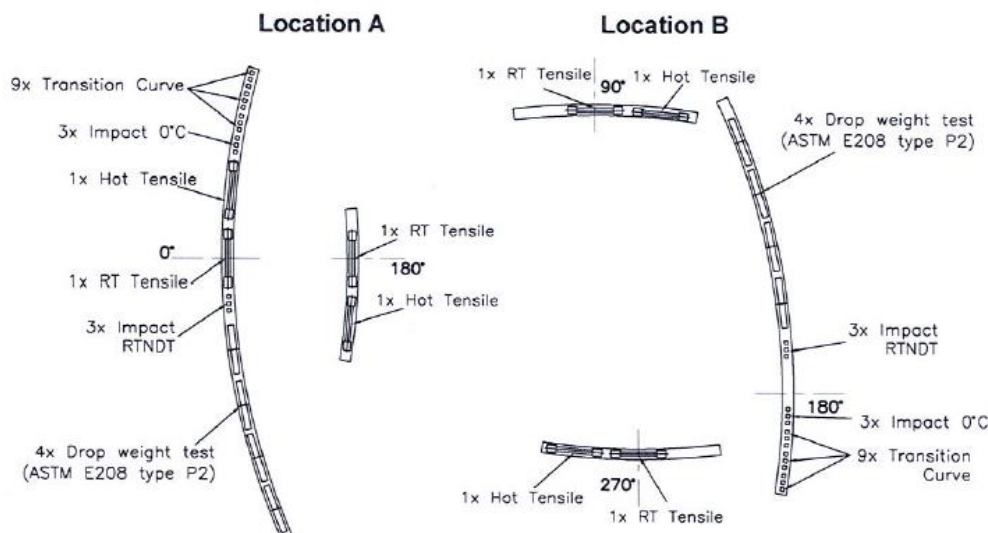


Figura 4.6 Disposición de probetas extraídas para ensayos mecánicos posteriores al PWHT

Se realizó un PWHT simulado a las probetas de **20h**. Este tiempo excede las 10 hs de duración descritas en el apartado 4.1.4. Las 20hs son un tiempo conservativo asociado a todas las potenciales reparaciones a realizarse en el cuerpo de presión

Realizar ensayos mecánicos con probetas que tengan el doble del tiempo planeado de PWHT es una medida de seguridad puesto que es una condición perniciosa para las propiedades

mecánicas, con lo cual si aun así el SA 508 logra pasarlas es de excelente calidad. De esta manera se crea un margen de error por si se necesita realizar un tratamiento térmico imprevisto en el RPR luego de las 10 horas planeadas.

4.1.6. Ensayos no destructivos.

El código ASME sección II parte A subsección SA 508/SA 508M apartados 8.3 y 8.2 exige un análisis del 100% del RPR por ultrasonido y partículas magnéticas donde no se reportaron fisuras.

4.2. SA-182.F304L recubierto por Nitronic 60.

4.2.1. SA-182.F 304L

4.2.1.1. Producción aleación.

SA-182.F 304L es la denominación que da el código ASME para un acero inoxidable (304L) forjado obtenido por horno de arco eléctrico. Este material fue utilizado para la confección del barrel (figura 2A). La composición química de dicha aleación se encuentra en la tabla 4.3

Nombre	Composición %							
F 304L	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Other
	0.03	2	0.045	0.030	1	8-13	18-20	0.10N

Tabla 4.3 Composición química del SA-182F 304L extraída del código ASME.

El porcentaje de ferrita delta permitido en este material se encuentra estipulado por el código ASME III sección.1 Sub.NG2433.1-1 y es de 5 a 11%.

4.2.1.2. Proceso de producción del barrel del CAREM.

El barrel está compuesto por 7 virolas forjadas de dicho material. Dichos forjados fueron provistos por el MO "Forgiatura Morandini" y se observan en la figura 4.7

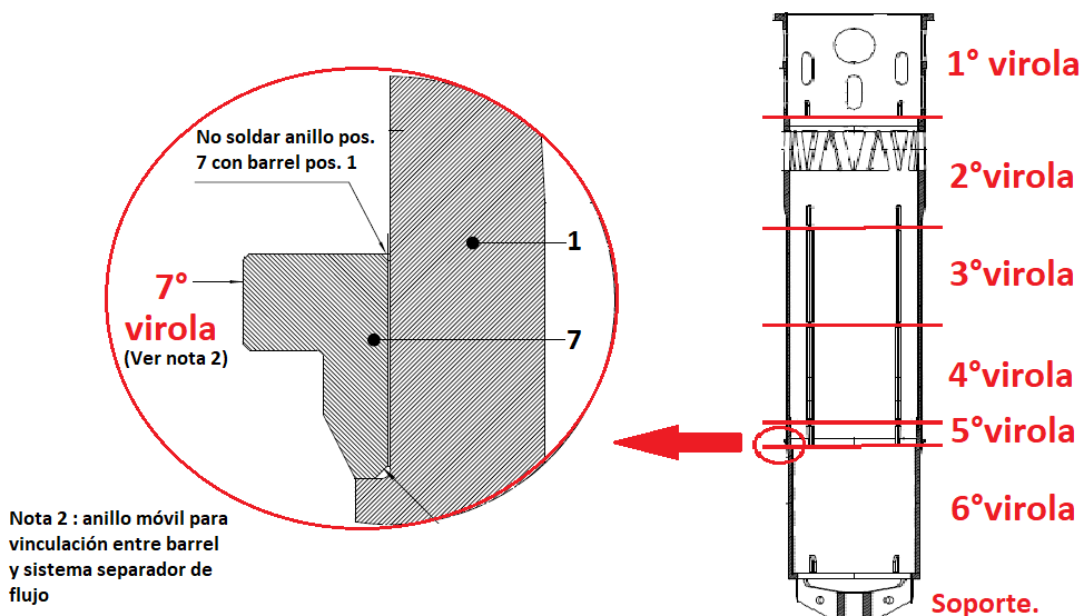


Figura 4.7 Barrel formado por 7 virolas.

A continuación, se indican los pasos para la manufactura del forjado de la primera virola. Se aplicaron procesos equivalentes para la confección del resto de forjados.

Paso	Descripción	Tamaño[mm]	Forging ratio
1	Corte para tener el peso adecuado.	Ø1000 x 0 x 3000	1
2	Recalcado.	Ø 1580 x 0 x 1200	2,5
3	Perforado.	Ø 1650 x 400 x 1150	1
4	Alargado.	Ø 1880 x 1000 x 1150	1,4
5	Enderezado.	Ø 1565 x 1000 x 2000	1,7
6	Alargado.	Ø 1920 x 1500 x 2000	1,3
7	Enderezado con esbozado para llegar a dimensiones finales.	Ø 1810 x 1480 x 700	1,7
8		Ø 1740 x 1480 x 1330	
9		Ø 1740 x 1280 x 660	

Tabla 4.4 Proceso de fabricación de un forjado del barrel

Dichos pasos de forja son hechos con una prensa de 7000 toneladas a una temperatura entre 850 y 1200 °C.

Posteriormente se efectúa un mecanizado para llegar a medidas deseadas y se obtiene un producto de geometría cilíndrica, ilustrado en la figura 4.8.

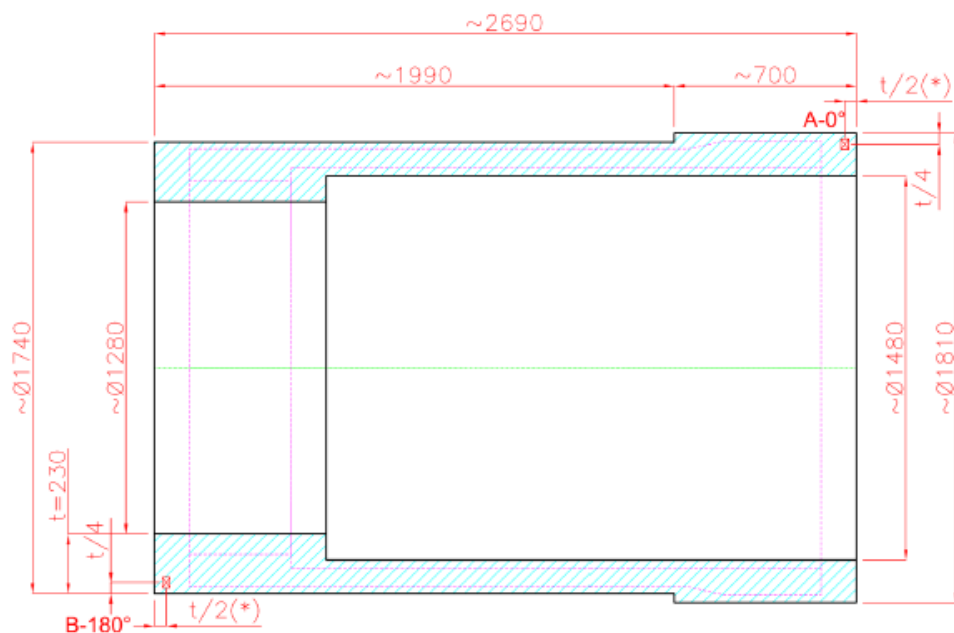


Figura 4.8 Producto post forjado y post maquinado. Nota: medidas en mm

Un aspecto importante de la anterior figura es que muestra dos localizaciones A-0° y B-180° que indican secciones de la virola, que luego de los tratamientos térmicos pertinentes (sección 4.2.1.3), serán utilizadas para ensayos de calidad del material (tenacidad, resistencia mecánica, resistencia a la corrosión, etc). De esta ubicación se extrajeron los materiales para la confección de cupones para la calificación de los procedimientos de soldadura. Entre ellos el cupón con Nitronic 60 utilizado para esta tesis. (ver figura 5.2.).

4.2.1.3. Tratamiento térmico.

El tratamiento térmico consistió en un recocido de solubilización donde el calentamiento no debe superar los 100°C/h y que llega a 1050±20°C. Dicha temperatura se mantiene por una hora por cada 102mm de espesor. A continuación, se hace temple en agua donde el agua no supera los 40°C y las virolas se deben sumergir en sentido horizontal. La figura 4.9 esquematiza dicho tratamiento térmico.

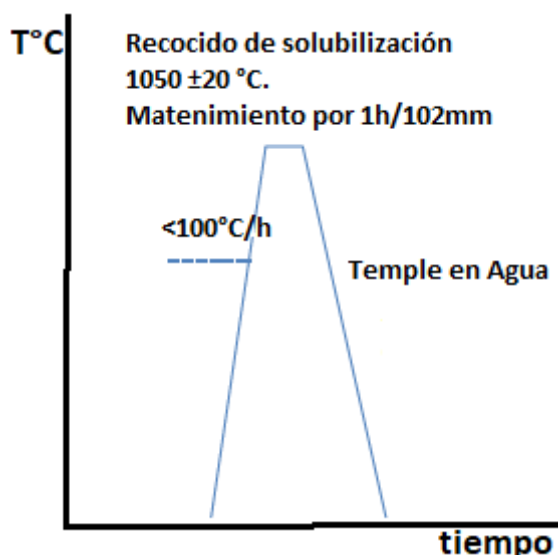


Figura 4.9 Tratamiento térmico del barrel.

4.2.1.4. Ensayos posteriores.

Para evaluar la resistencia a la corrosión del material del barrel se realizan ensayos ASTM 262 practica E a cupones que sufrieron un tratamiento de sensitización a 675±10°C por 1 h. Dichos cupones se extraen de los forjados del barrel , así como se explicó en el apartado anterior. Todos los cupones superaron el ensayo.

Finalmente, se realizaron ensayos de tintas penetrantes y ultrasonido al 100% del barrel en donde no se encontraron fisuras.

4.2.2. Recubrimiento con Nitronic 60.

El recubrimiento de Nitronic 60 se realizó sobre una muestra extraída de uno de los forjados del barrel como se discutió en la sección 4.2.1. El recubrimiento fue realizado por soldadura con proceso semi-atómico GMAW, con un alambre solido de diámetro 1.6mm cuya clasificación es ER218 calidad SFA 5.9 del código ASME sección II subsección C. La composición química de este consumible es equivalente a la composición química de Nitronic 60. Durante la soldadura se utilizó gas Argón como protección con un caudal entre 15 a 20 L/min. No se usó precalentamiento. La temperatura máxima entre pasadas fue de 120 °C. El modo de transferencia de metal liquido fue globular spray. La velocidad de avance se mantuvo entre 240 a 500 mm/min, la tensión entre 21 a 26 Volts, la corriente entre 250 a 330 A. El calor aportado

fue calculado según lo estipulado en el código ASME sección IX apartado QW 409.1 y se mantuvo entre 1 a 1.3KJ/mm.

El cladding fue de 4 mm de espesor y fue hecho en dos pasadas como se observa en la figura 4.10.

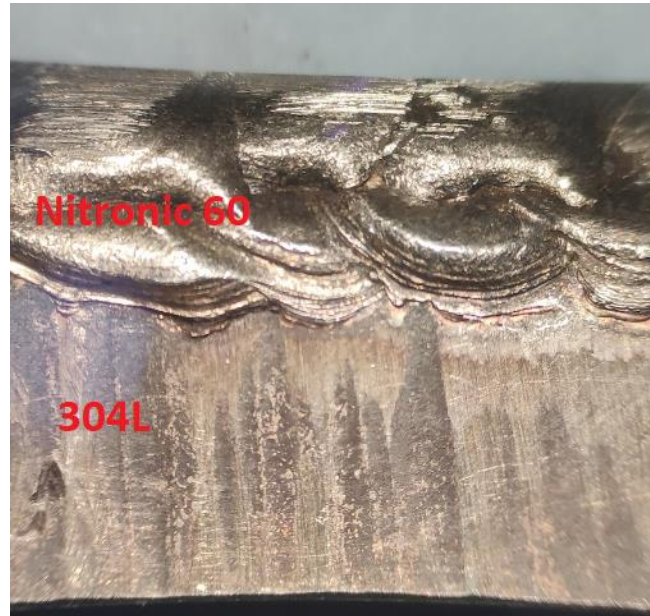


Figura 4.10 Cupón utilizado durante este trabajo, en la parte superior se notan las dos capas de Nitronic 60.

La tabla 4.5 muestra un análisis químico extraído del CMTR del Nitronic 60 , es decir, dicho análisis no corresponde al cupón utilizado en este trabajo , sin embargo, se lo tomará como representativo por haberse hecho en un cupón soldado en condiciones similares a las de este trabajo.

CHEMICAL ANALYSIS Weld GMAW

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Nb + Ta	Ti	Co	Cu
0.08	8.1	4.32	0.001	0.02	16.5	8.1	0.20	0.04	0.011	0.06	0.30
V	N	Others Total									
0.08	0.14	<0.50									

Tabla 4.5 Composición química del Nitronic 60 en la superficie, extraída del CMTR

5. Obtención de muestras para microscopía óptica.

En el presente trabajo se utilizaron dos tipos de probetas:

1. Probetas hechas del acero SA-508 Gr.3 Cl.1 extraídas de una virola del RPR
2. Probetas hechas de SA.182F.304L provenientes de una virola del barrel con recubrimiento de Nitronic 60 hecho por soldadura GMAW como se explicó en la sección 4.2.2.

Esta definición es importante porque a lo largo de esta sección se hará referencia a probetas tipo 1 y probetas tipo 2.

5.1. Corte.

Ambos tipos de probetas se obtuvieron de la misma manera, utilizando una sierra sin fin a la cual se lubricó constantemente con aceite con ayuda de una brocha como muestra la figura 5.1

Cabe resaltar que la velocidad de descenso de la sierra para cortar las probetas del tipo 2 fue mucho más lenta que para obtener las de tipo 1.

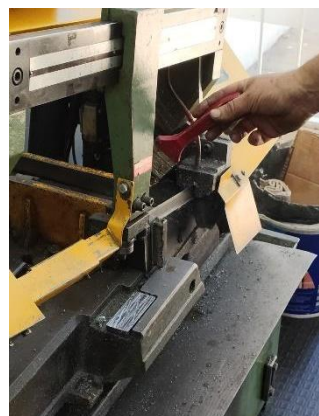


Figura 5.1 Corte de probetas con sierra sin fin

En la figura 5.2 se observa A) El forjado del RRR, B) El forjado del barrel recubierto por Nitronic 60. De estos dos se obtuvieron todas las muestras para esta tesis.

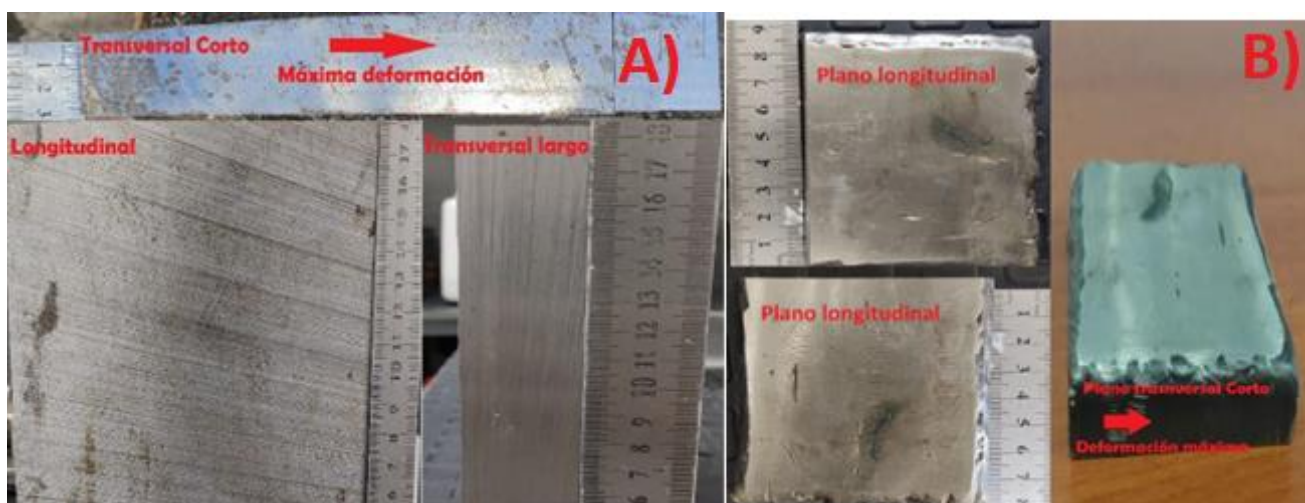


Figura 5.2 A) Forjado del RPR : SA-508 Gr. 3 Cl.1 B) Forjado del Barrel :SA 182.F 304L recubierto por Nitronic 60

Ambos tipos de probeta se cortaron de tamaños similares, cubos de 2 cm de arista, de manera que se obtuvieron 6 del tipo 1 y 4 del tipo 2. En la figura 5.3 se observa una probeta.

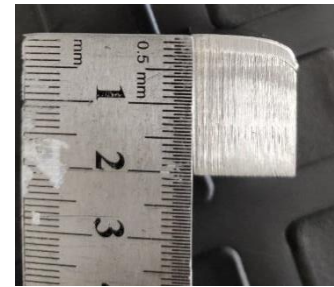


Figura 5.3 Medida de probeta.

5.2. Tratamiento térmico.

Las probetas fueron tratadas térmicamente simulando el PHWT del RPR. Sin embargo, a la fecha no se tiene determinado en qué momento se recubrirán las guías con el Nitronic 60. Por lo tanto, no se sabe el tiempo de exposición. Luego, se realizaron cuatro tiempos para crear un criterio de cuándo hacer el cladding. A continuación, los tiempos y sus justificaciones:

- Sin tratamiento térmico: para tener una probeta de referencia con la microestructura “as welded”, además de ser representativa de las guías del barrel y del gorrón interno del buje del barrel que no sufrirán PWHT.
- 5 horas de tratamiento térmico: mínimo tiempo de tratamiento térmico.
- 10 horas de tratamiento térmico: máximo tiempo de tratamiento térmico.
- 20 horas de tratamiento térmico: tiempo máximo en el cual se tienen aseguradas las propiedades del RPR según los CMTR.

La siguiente tabla resume los tratamientos térmicos que recibieron las probetas:

Sin tratamiento térmico	5 horas de tratamiento térmico	10 horas de tratamiento térmico	20 horas de tratamiento térmico
3 probetas tipo 1 1 probeta tipo 2	1 probeta tipo 1 1 probeta tipo 2	1 probeta tipo 1 1 probeta tipo 2	1 probeta tipo 1 1 probeta tipo 2

Tabla 5.1 Resumen de probetas y tiempos de tratamiento térmico.

Es muy importante resaltar que el tratamiento térmico que recibieron las probetas no cumplió las velocidades de calentamiento y de enfriamiento estipuladas en la sección 4.1.4 por dos motivos:

1. El motivo principal en las rampas de calentamiento/enfriamiento se deben a la generación de tensiones térmicas. Teniendo en cuenta el bajo espesor de las probetas, se consideran despreciables las potenciales tensiones de origen térmico.
2. El horno donde se realizó el tratamiento térmico no contaba con un controlador programable, es decir, no se podían programar rampas de enfriamiento o calentamiento, ni tampoco el apagado del horno.

La secuencia fue: se introdujeron las seis probetas, tres de cada tipo, que requerían tratamiento térmico al horno que se muestra en la figura 5.4 A) Se configuró el horno con una temperatura máxima de 620 °C. Se midió la velocidad de calentamiento del horno hasta obtener la temperatura máxima. Una vez obtenida la temperatura del tratamiento se midió, con la ayuda de un cronometro, 5 horas, 10 horas y 20 horas. En cada hito se trasladaba una probeta tipo 1 y 2 a una manta de fibra de vidrio, que se ve en la figura 5.4B), que doblándola recubría las probetas para que experimenten un enfriamiento lento.



Figura 5.4 A)Horno utilizado para tratamientos térmicos B) Manta de fibra de vidrio (aislante).

La figura 5.5 muestra un esquema del tratamiento térmico que recibieron las probetas:

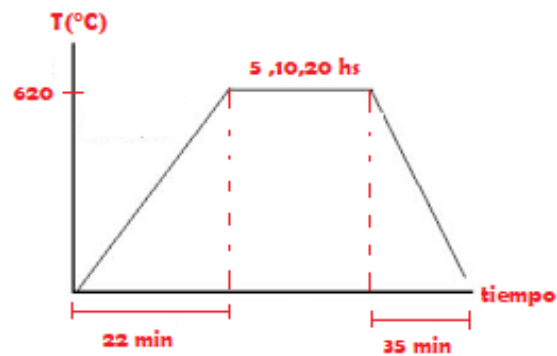


Figura 5.5 Tratamiento térmico realizado a las probetas. Compárese con la figura 4.5.

5.3. Inclusión.

Para incluir ambos tipos de probetas se cortó un caño de PVC de 4 cm de diámetro de manera de obtener cilindros de 1.5 cm de altura. Posteriormente uno de los extremos se cubrió con cinta adhesiva para contener la resina. Luego se vertió la resina al interior del recipiente, se agregó una etiqueta para identificar la muestra y se procedió a ventilar la resina con aire caliente para evacuar gases y aumentar su transparencia.

La tabla 5.2 muestra un resumen de cómo se incluyeron las muestras:

	Vista			
	Corte transversal corto	Corte transversal largo	Corte longitudinal	Corte transversal corto
Descripción	4 muestras tipo 1, una por cada condición de TT	1 muestra tipo 1 sin PWHT	1 muestra tipo 1 sin PWHT	4 muestras tipo 2, una por cada condición de PWHT

Tabla 5.2 Descripción de vistas de las probetas.

Como se mencionó anteriormente durante la preparación se agregó una etiqueta para poder identificar las muestras la tabla 5.3 asocia un numero a cada muestra y su descripción.

Número de muestra	Descripción	Vista
1	SA-508 Gr.3 Cl.1 , sin PWHT.	Corte transversal corta. Máxima deformación.
2	SA-508 Gr.3 Cl.1, sin PWHT.	Corte transversal larga.
3	SA-508 Gr.3 Cl.1 ,sin PWHT.	Corte longitudinal.
4	SA-508 Gr.3 Cl.1 , con PWHT de 5 horas.	Corte transversal corta. Máxima deformación.
5	Cladding de Nitronic 60 depositado con soldadura GMAW sobre AISI 304L , sin PWHT.	Corte transversal corta. Máxima deformación.
6	Cladding de Nitronic 60 depositado con soldadura GMAW sobre AISI 304L, con PWHT de 5 horas	Corte transversal corta. Máxima deformación.
7	Cladding de Nitronic 60 depositado con soldadura GMAW sobre AISI 304L, con PWHT de 10 horas	Corte transversal corta. Máxima deformación.
8	Cladding de Nitronic 60 depositado con soldadura GMAW sobre AISI 304L, con PWHT de 24 horas	Corte transversal corta. Máxima deformación.
9	SA-508 Gr.3 Cl.1, con PWHT de 10 horas.	Corte transversal corta. Máxima deformación.
10	SA-508 Gr.3 Cl.1 , con PWHT de 24 horas.	Corte transversal corta. Máxima deformación.

Tabla 5.3 Descripción de las muestras usadas para microscopía óptica.

5.4. Desbaste y pulido.

Este paso fue idéntico para todas las muestras. Se utilizó una pulidora automática, mostrada con el siguiente orden de lijas: 80,180,350,500,600,1000 y abundante agua. Se tuvo el cuidado de que al cambiar de lija las líneas de pulido de la lija anterior sean completamente eliminadas además de evitar crear varios planos de pulido. Finalmente se utilizó una pasta de pulido de 3 μm y luego de 1 μm .

El resultado se puede observar en la figura 5.6.



Figura 5.6 Probetas pulidas

5.5. Ataque.

Para las probetas tipo 1 se partió de una solución de HNO_3 concentrada al 82% v/v para preparar Nital 2% v/v que se utilizó como reactivo de ataque. Se ensayaron dos tipos de ataque:

- **Inmersión-agitación:** consiste en sumergir la probeta dentro de la solución de ataque y agitar constantemente de izquierda a derecha la probeta mientras sigue inmersa.
- **Goteo:** consiste en verter gotas de la solución de ataque de manera constante.

Para las probetas tipo 2 se experimentó con dos ataques distintos:

- **Inmersión-agitación en agua regia:** consiste en sumergir y agitar la muestra en una mezcla de HCl y HNO_3 en una ratio molar 3:1 respectivamente.
- **Algodón húmedo en mezcla 25-4:** Consiste en humedecer un algodón en una solución de 25 mL HNO_3 concentrado o para análisis (p.a), 25 mL HF (p.a), 25 mL glicerina, 25 mL H_2O_2 de 100 volúmenes y apoyarlo sobre la probeta.

Para una descripción más profunda de la metodología de ataque revísese el capítulo 8 del presente.

6. Dispositivo para ensayos de resistencia al galling.

Para llevar a cabo el ensayo ASTM G98 descrito en la sección 3.2 se tuvo que diseñar y fabricar los dispositivos mostrados en la figura 6.1 A) que consta de dos partes: la parte superior figura 6.1B) y la parte inferior figura 6.1C). Ambas partes fueron realizadas con acero al carbono. Este dispositivo se instrumenta utilizando una máquina de ensayos mecánicos marca INSTRON.

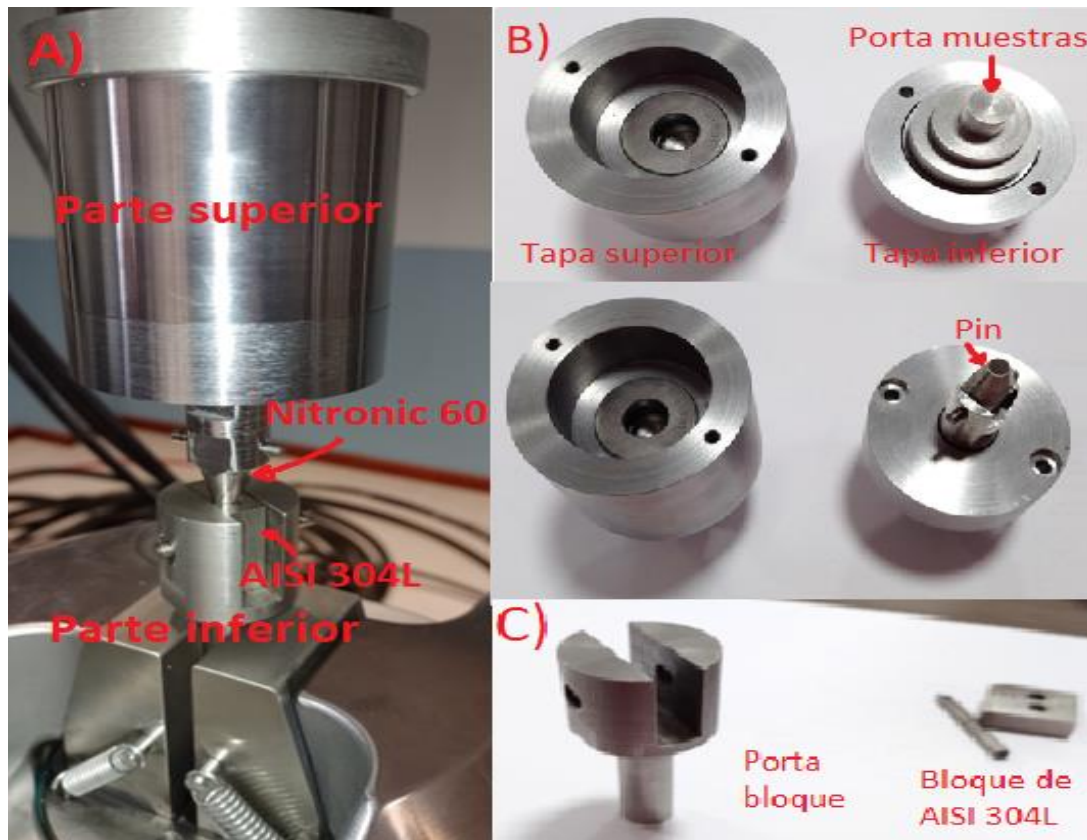


Figura 6.1 Dispositivo para ensayos ASTM G98. A) Dispositivo ensamblado B) Parte superior del dispositivo C) Parte inferior del dispositivo.

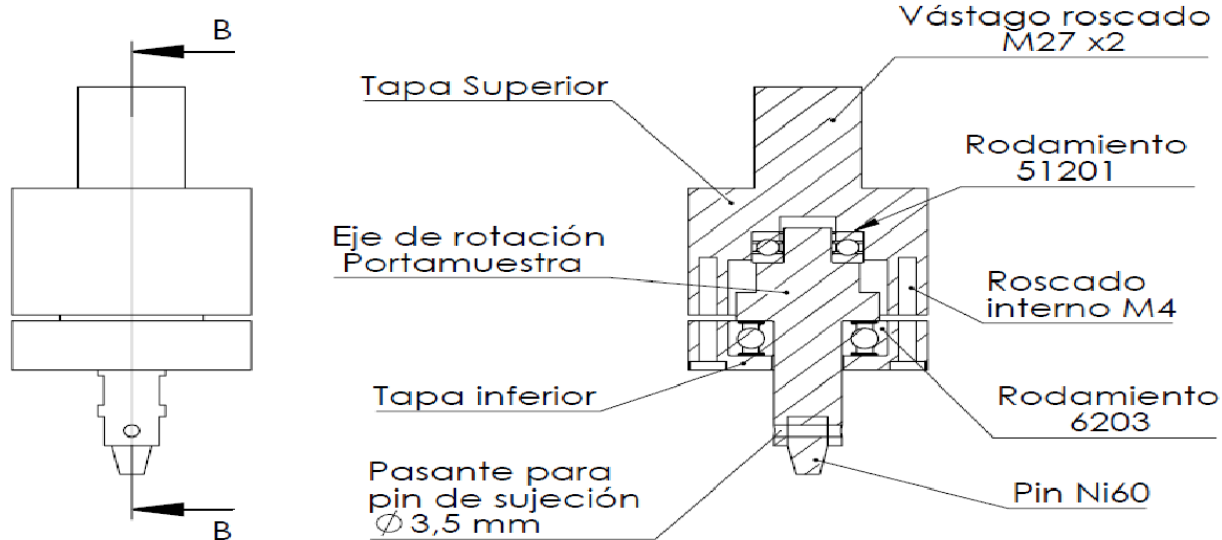
Como se ve en la figura 6.1 A) la parte superior del dispositivo consta de cuatro partes:

- Una tapa superior (figura 6.2 B)) que se sujeta a la mordaza superior de la máquina de tracción/compresión.
- Una tapa inferior (figura 6.2 C)) que sujeta el porta muestras.
- Un porta pin o porta muestra (figura 6.2 D)) que puede girar gracias a dos mecanismos de rodamientos; uno en la tapa superior y otro en la tapa inferior.
- Un pin (figura 6.2E)).

Por otro lado, la parte inferior consta del porta bloque y del bloque mostrados en la figura 6.1C).

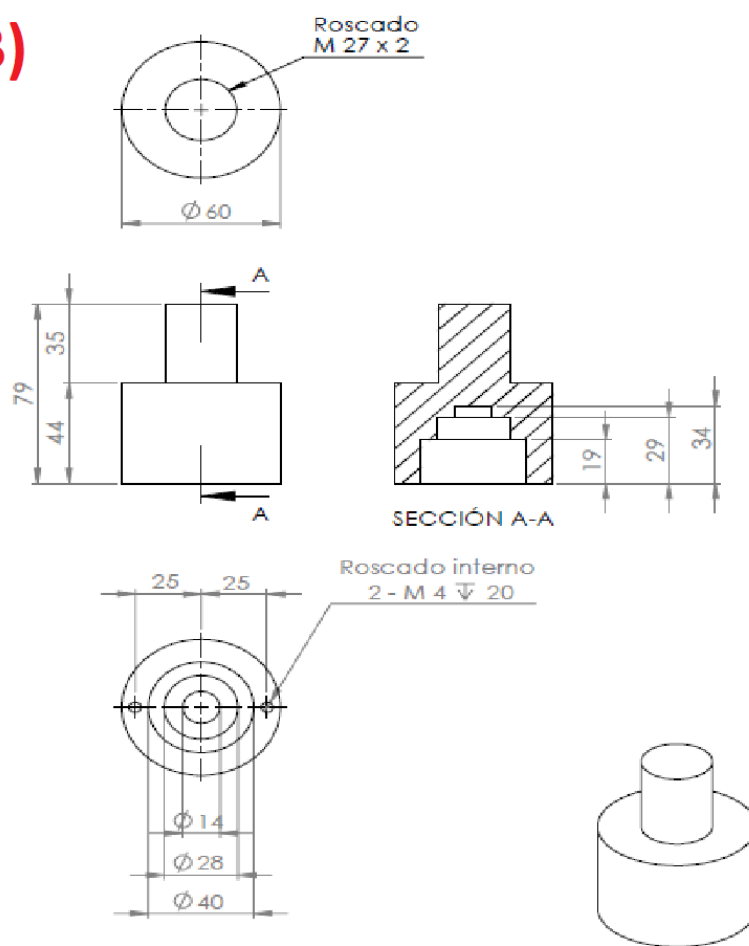
Se fabricaron cuatro pares pin bloque bloque , de los cuales dos pines fueron tratados térmicamente por 20 horas como muestra la *figura 5.5* . Tanto los bloques como los pines usados fueron fabricados a partir del cupón de la *figura 5.2*

A)

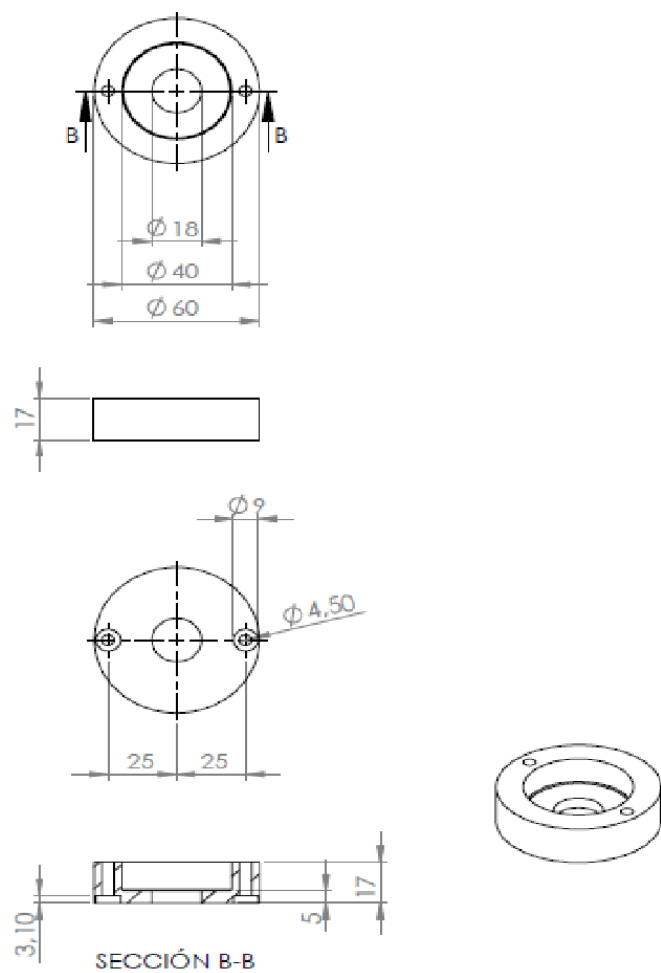


SECCIÓN B-B

B)



C)



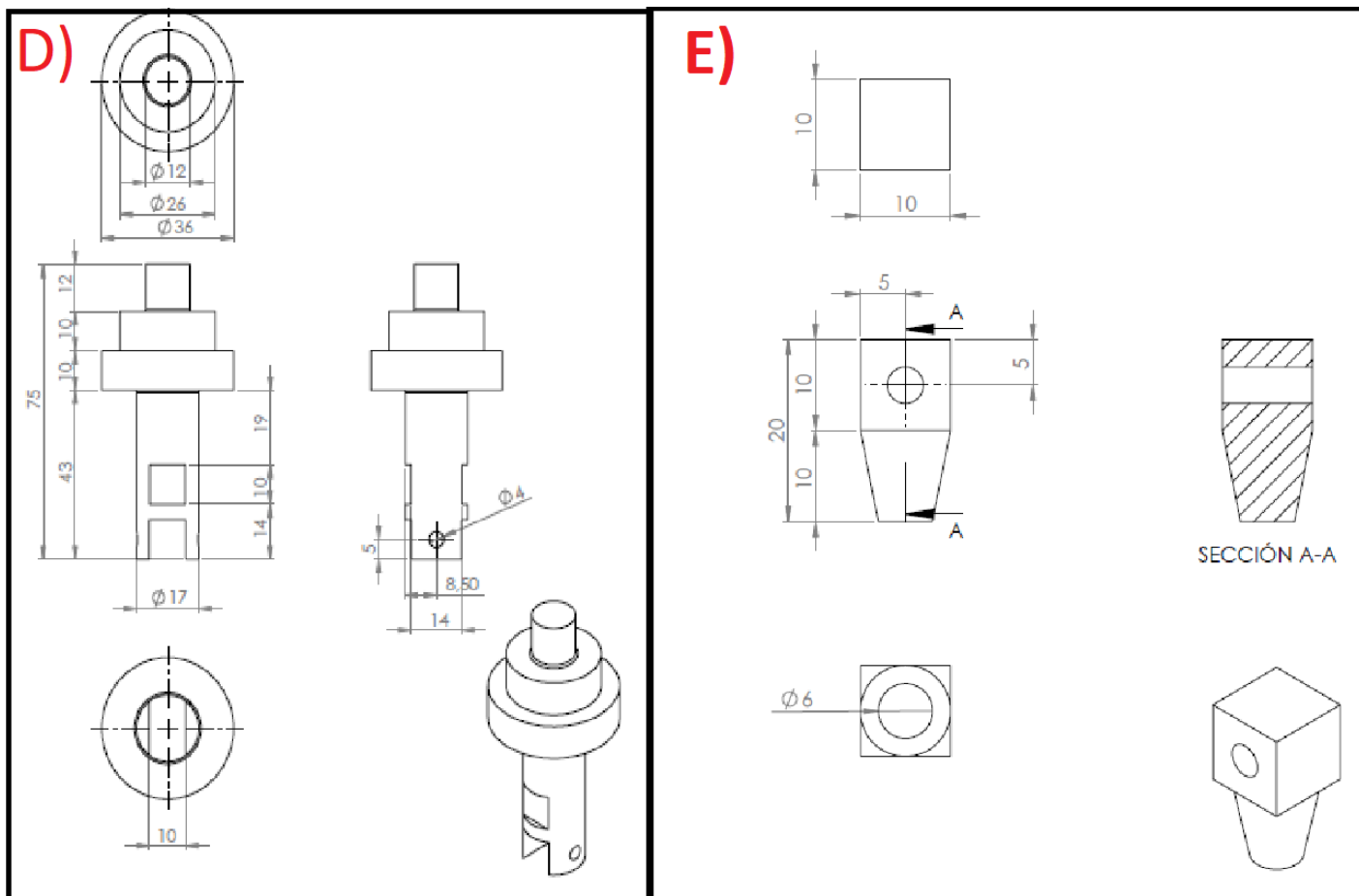


Figura 6.2 Planos dispositivo fabricado para ensayo ASTM G98. A) Ensamble. B) Tapa superior. C) Tapa inferior.

D) Porta pin. E) Pin.

7. Obtención de muestras para ensayos de corrosión.

A partir del cupón de soldadura mostrado en la *figura 5.2* se obtuvieron 4 probetas con geometría mostrada en la *figura 7.1*:

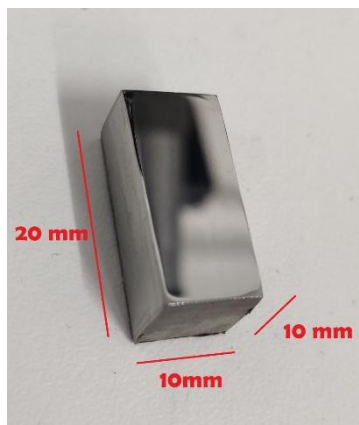


Figura 7.1 geometría de las probetas utilizadas durante el ensayo de corrosión.

Posteriormente, se trataron térmicamente tres probetas según lo indicado en la sección 5.2. Consecuentemente se procedió a pulir el plano longitudinal de cada muestra, el cual contiene únicamente metal de soldadura, para hacer sobre este los ensayos de corrosión.

8. Metodología ataques.

8.1. SA-508 Gr.3 Cl.1.

En el caso de las probetas *tipo 1* se experimentó con dos metodologías: inmersión agitación y goteo con Nital al 2%. A continuación, se ve una comparación de los resultados obtenidos con ambos ataques luego de 10 segundos en una probeta sin PWHT:

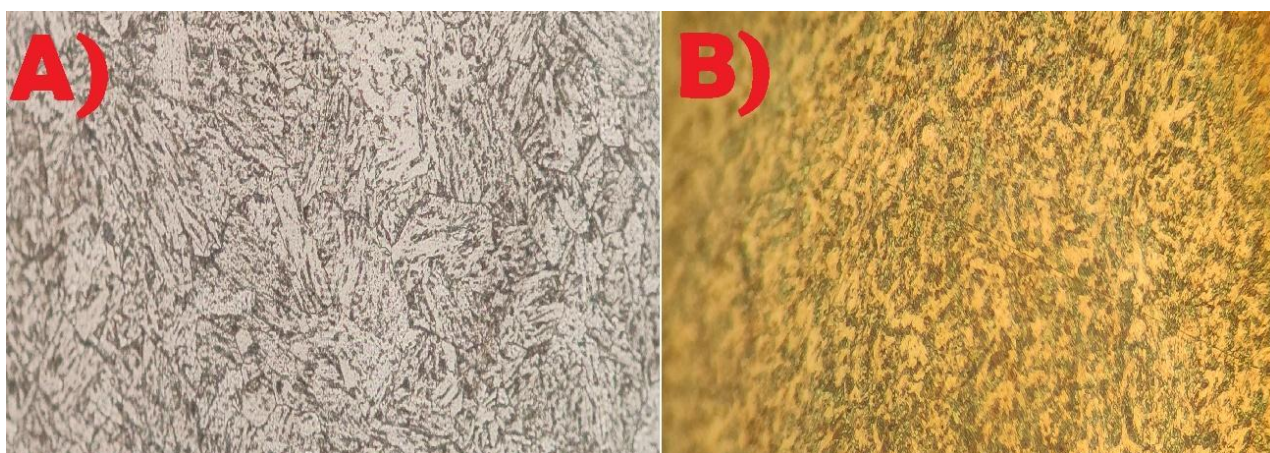


Figura 8.1 Comparación entre metodologías de ataque. A) Inmersión agitación. B) Goteo. Ambas durante 10 segundos. Probeta sin PWHT.

En el caso A) se observa claramente las microestructuras aciculares y se logran distinguir bordes de grano. En el caso B) no se distinguen bordes de grano ni estructuras aciculares. A raíz de este breve experimento todas las metalografías del SA-508 mostradas en este trabajo se hicieron con inmersión agitación en Nital al 2%.

Los tiempos de ataque usados son los que aparecen en la siguiente tabla:

Muestra según <i>tabla 5.3</i>	Tiempo de ataque [s]
1	5
2	1
3	1
9	3
10	2

Tabla 8.1 Tiempos de ataque óptimo para muestras tipo 1

8.2. SA-182.304L recubierto por Nitronic 60.

En el caso de las probetas *tipo 2* al no contar con experiencia en ataque de Nitronic 60 se recurrió a la norma ASTM E 407²⁰ y de sus tablas 1 y 2 se obtuvo la siguiente información:

Fe + 16–25 Cr + 3–6 Ni + 5–10 Mn (200 series)		103, 104, 98	delineates sigma phase and welds of dissimilar metals
		103, 104	chemical polish-etch
		86	grain boundary etch (no twins)
		219	darkens delta ferrite
		220	
86	3 g oxalic acid 4 mL H ₂ O ₂ (30 %) 100 mL water	Use a certified and tested hood. Solution should be freshly prepared. Immerse 15–25 min when specimens or parts cannot be given usual metallographic polish. Multiple etching may be required.	
98	10 g K ₃ Fe(CN) ₄ 10 g KOH or NaOH 100 mL water	Use a certified and tested hood—Can give off extremely poisonous hydrogen cyanide. Precaution—Also poisonous by ingestion as well as skin contact. Use fresh. (a) Immerse or swab 15–60 s. Stains carbides and sigma. (To differentiate, No. 31 electrolytic at 4 V will attack sigma, but not carbides. If pitting occurs, reduce voltage.) (b) Immerse in fresh, hot solution 2–20 min. Stains carbides dark, ferrite yellow, sigma blue. Austenite turns brown on overetching. (c) Swab 5–60 s. (Immersion will produce a stain etch). Follow with water rinse, alcohol rinse, dry.	
103	20 mL HNO ₃ 4 mL HCl 20 mL methanol (99 %)	Use a certified and tested hood. Immerse 10–60 s.	
104	5 mL HNO ₃ 45 mL HCl 50 mL water	Use a certified and tested hood. Immerse 10 min or longer.	
219	60 mL HNO ₃ 40 mL water	Electrolytic etch, does not reveal twins in γ stainless steel. Excellent grain boundary etch for ferritic stainless steels. Use at 1 V dc, 120 s, with stainless cathode; 0.6 V dc with platinum cathode.	
220	20 g NaOH 100 mL water	Electrolytic etch, colors δ -ferrite in stainless steels. Use at 2–20 V dc, 5–20 s, stainless steel cathode. If δ is not colored, increase NaOH to 40 g.	

Figura 8.2 Información sobre ataques extraídos de las tablas 1 y 2 de la norma ASTM E407

Como se puede observar en la figura 8.2 todos los ataques recomendados son usados para revelar ciertas fases, no toda la microestructura. Esto sumado al hecho de no contar con una celda electroquímica derivó en la búsqueda bibliográfica sobre un ataque adecuado como los que se discuten a continuación.

8.2.1. Agua regia

El agua regia consiste en una solución mezcla de HCl y HNO₃ en una ratio molar 3:1 respectivamente. La figura 8.3 y 8.4 muestran los efectos de dicho ataque tanto en el Nitronic 60 como en el 304L. Es fácil darse cuenta que la figura 8.3 revela mejor la microestructura a pesar de haberse obtenido con 220 segundos de ataque (100 segundos más que 8.4). La diferencia radica en que para obtener la figura 8.4 el ataque se realizó **inmediatamente** después del pulido, en cambio para obtener la figura 8.3 la probeta se limpió con agua y alcohol.



Figura 8.3 Efecto del agua regia luego de 220 seg de ataque **no inmediato** A) Nitronic 60. B) AISI 304L

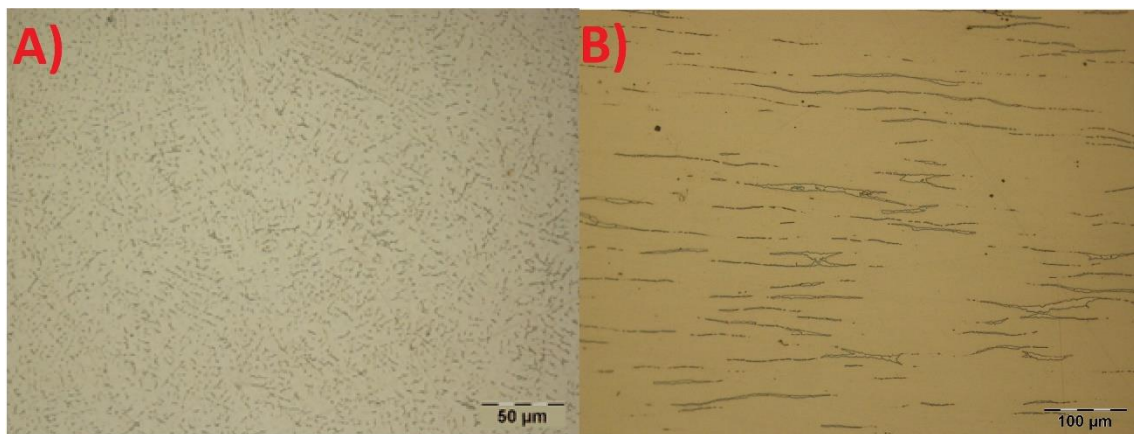


Figura 8.4 Efecto del agua regia luego de 120 seg de ataque **inmediatamente después de pulir** A) Nitronic 60. B) AISI 304L.

De la anterior experiencia se desprende la siguiente conclusión:

- El pulido elimina la capa pasivante típica de los aceros inoxidable. Se debe evitar la formación de dicha capa ya que ralentiza el ataque, por ello el ataque se debe realizar **inmediatamente** después de pulir.

Por otro lado, experimentando se encontró que el tiempo óptimo de ataque es de 120 segundos en todas las muestras, por lo tanto, todas las metalografías con agua regia en esta tesis fueron obtenidas con 120 segundos de ataque.

Cuidados a tener con esta solución:

- Diluir el HCl, a esta solución agregar el HNO₃ pausadamente, el procedimiento debe ser respetado para evitar reacciones exotérmicas.

- El agua regia tiende a evaporarse liberando gases por lo cual si el recipiente que la contiene es pequeño hay riesgo de que estalle, por este motivo no se aconseja almacenar la solución durante mucho tiempo (meses).

8.2.2. Solución 25-4.

Por otro lado, ya que el agua regia no revela los bordes de grano del 304L y probablemente tampoco otras fases en el Nitronic 60 se intentó con otro ataque: una mezcla denominada solución 25-4 compuesta por : 25 mL HNO_3 concentrado o para análisis (p.a), 25 mL HF (p.a), 25 mL glicerina ,25 mL H_2O_2 de 100 volúmenes. Dicho ataque adquiere su nombre por los 25 mL de las cuatro soluciones necesarias para su preparación.

Este ataque tiene una metodología especial que consiste en: humedecer un algodón en la solución, pulir la muestra e **inmediatamente** colocar el algodón sobre la muestra pulida, a medida que el ataque prospera se observa que el algodón tiende a tornarse verde pálido como muestra la figura 8.5



Figura 8.5 Algodón luego del ataque con la mezcla 25-4.

Experimentando con dicha solución se encuentran los tiempos de ataque óptimos mostrados en la tabla 8.2. En la figura 8.6 se muestra una comparación entre un tiempo de ataque óptimo figura 8.6 A) y un tiempo de ataque excesivo figura 8.6 B), nótese que esta última presenta manchas negras que son agujeros producidos por el tiempo excesivo de exposición al ataque. Entonces para determinar los tiempos de ataque óptimos el criterio tomado fue minimizar los agujeros producidos por sobre exposición al ataque.

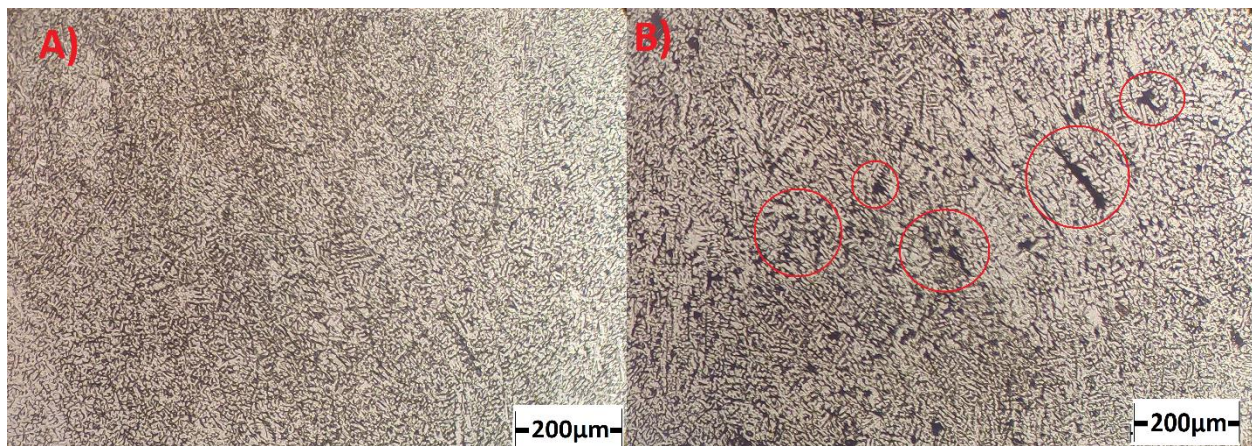


Figura 8.6 A) Tiempo de ataque óptimo. B) Tiempo de ataque excesivo, las manchas negras señaladas son algunos de los varios agujeros producidos por el sobre ataque. Ambos en aumento 100x

Muestra	Tiempo de ataque óptimo
5	1.5 min
6	50 segundos
7	40 segundos
8	20 segundos

Tabla 8.2 Tiempo de ataque óptimo por muestra. Nota: descripción de cada muestra en la tabla 5.3

Algunas recomendaciones del ataque:

- Es importante cerrar bien la tapa del recipiente que contiene este ataque ya que el agua oxigenada tiende a descomponerse y liberar oxígeno gaseoso, dicho ataque pierde efectividad a medida que el oxígeno gaseoso abandona la solución. Entonces no es aconsejable almacenar este ataque por tiempos prolongados (meses).
- Para evitar accidentes se recomienda usar un segundo recipiente de plástico que albergue el recipiente que contiene el ataque esto porque si llega a estallar puede diluir vidrio por contener HF y diluir metales por contener HNO₃ concentrado.
- Preparar la solución siempre con 25 ml de cada componente, otras cantidades no producen una mezcla tan efectiva.

9. Caracterización.

9.1. SA-508 Gr.3 Cl.1.

La figura 9.1 muestra lo observado en el SA 508 sin ser atacado en tres distintos planos:

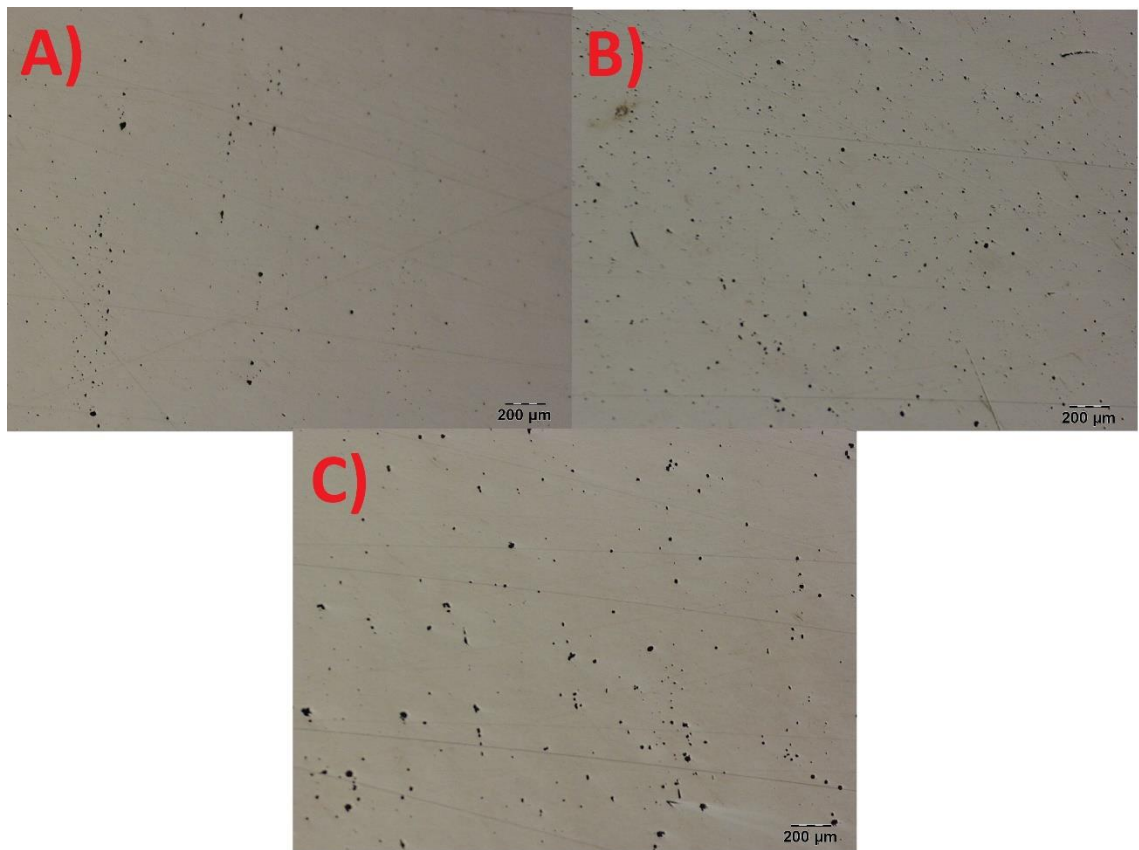


Figura 9.1 Inclusiones SA 508. A) Transversal corta (Max deformación). B) Transversal larga. C) Longitudinal.

De la anterior imagen salen algunas conclusiones:

- En ninguno de los cortes se observa inclusiones alargadas orientadas esto implica que no existe SMn tipo 2 lo cual concuerda con la composición química de la aleación. La inexistencia de dichos sulfuros es de capital importancia ya que estos merman la tenacidad y ductilidad en sentido perpendicular a las inclusiones.
- Las inclusiones esféricas que se observan son NAI ya que el acero es de practica de grano fino. Dicha característica es importante ya que durante la fabricación de las virolas del RPR el acero es forjado en el campo austenítico y el NAI controla el tamaño de grano. Además, mantener un tamaño de grano pequeño es crítico para evitar fisuraciones durante el temple.

Por otro lado, se encontraron conglomerados de inclusiones (figura 9.2) en 3 de las 6 muestras de SA 508. Luego de una búsqueda bibliográfica se concluyó que son conglomerados de alúmina²¹ lo cual es congruente con su morfología y el uso de Al como se mencionó anteriormente. Estos conglomerados parecen no mermar la tenacidad de la aleación ya que el

CMTR del material informa que los ensayos de tenacidad en distintas direcciones arrojan resultados muy similares.

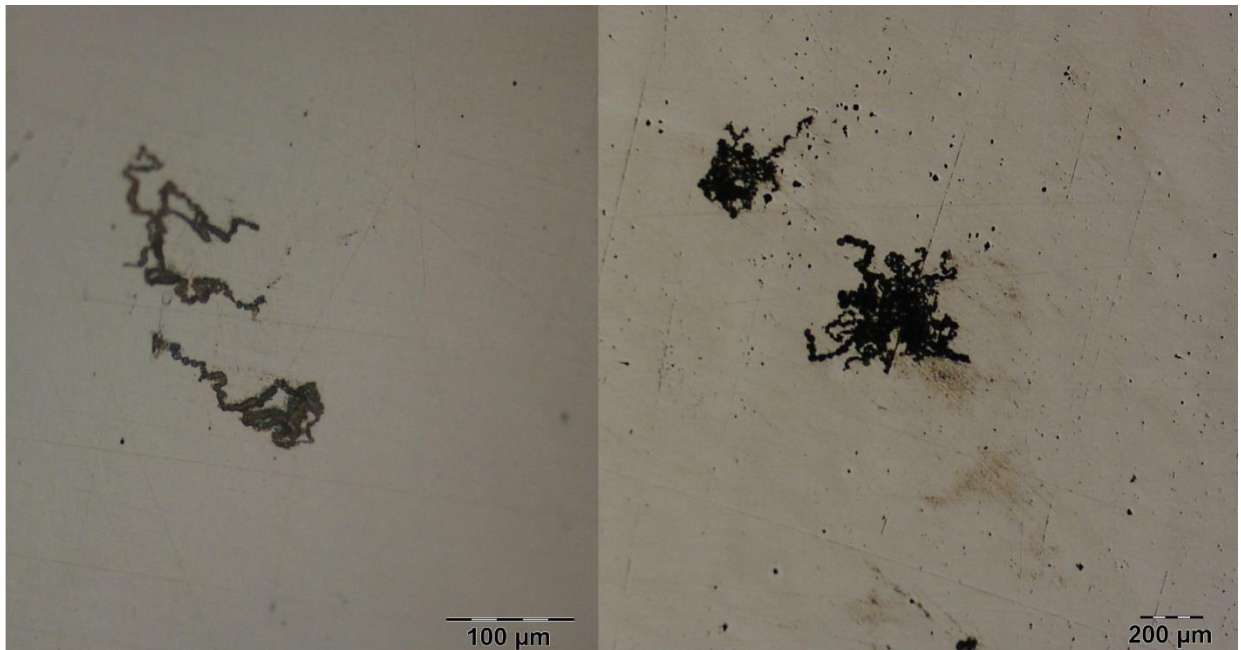


Figura 9.2 Conglomerado de Alúmina.

Posterior al ataque de las muestras como se describió en 9.1 se realizaron metalografías en distintos cortes. La figura 9.3 muestra los resultados.

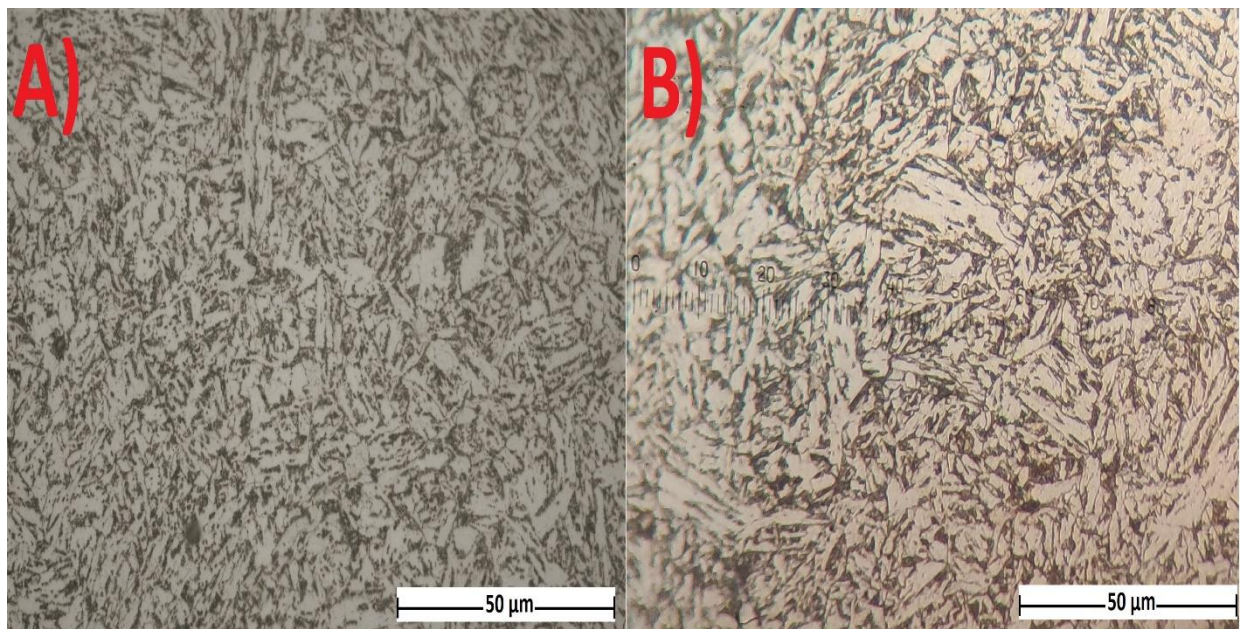


Figura 9.3 Comparación micro estructuras sin PWHT. A) Longitudinal. B) Transversal corta (Max deformación)

De la anterior figura surgen las siguientes conclusiones:

- El tratamiento térmico fue efectivo, se observa una microestructura martensítica.

- No se observan granos alargados y orientados por ende durante el proceso de forja el acero recrystalizó.

Posteriormente se realizó una comparación de las metalografías con los distintos PWHT como muestra la siguiente figura:

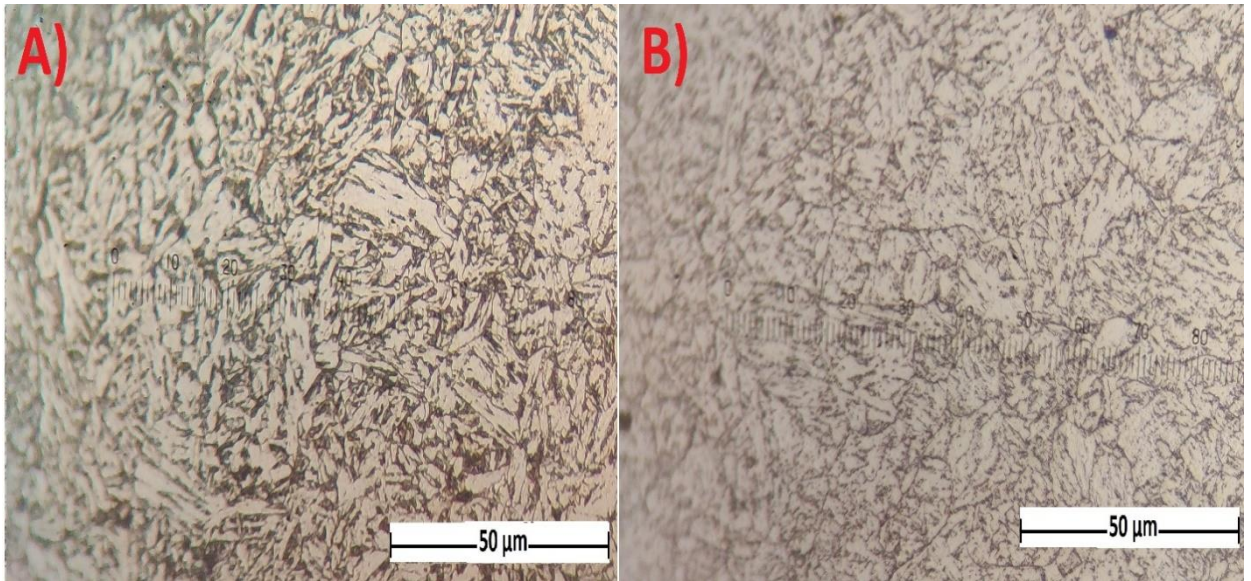


Figura 9.4 Comparación microestructura SA 508 A) Sin PWHT B) PWHT 20hs

Conclusión:

- El efecto del PWHT sobre la microestructura del SA 508 es eliminar los listones de martensita.

Por otro lado, se realizaron ensayos de dureza Vickers según la norma ASTM E92. Por cada condición de PWHT se realizaron 10 mediciones. La figura 9.5 muestra los resultados de dicho ensayo.

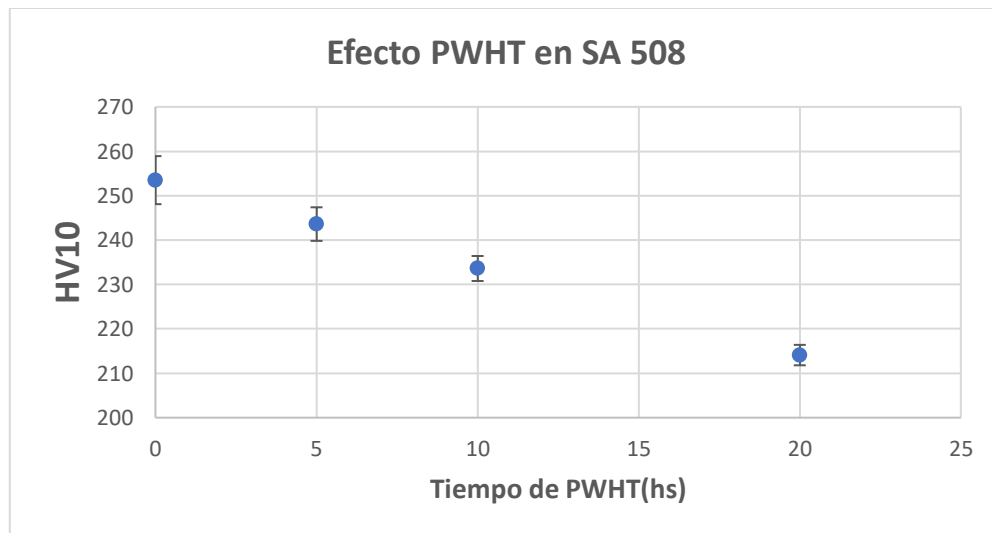


Figura 9.5 Mediciones de dureza (HV10) en distintas condiciones de PWHT.

Conclusión:

- A medida que aumenta el tiempo de PWHT el acero se reblandece lo cual no es sorpresivo debido a que las temperaturas del PWHT y del revenido son similares. Además, es congruente con la eliminación de martensita como se mencionó anteriormente.

9.2. SA-182.F304L recubierto por Nitronic 60.

9.2.1. Caracterización macro sin ataque.

Se observó diferencias en el tono de los óxidos promovidos por el tratamiento térmico. En la figura 9.6 se observan ambos óxidos donde se puede definir claramente la interfase entre el 304L y el Nitronic 60. El óxido color café pertenece al Nitronic 60 mientras que el óxido color turquesa pertenece al 304L. Cabe mencionar que dichos óxidos aparecieron en todas las probetas tratadas térmicamente.



Figura 9.6 Interfase Nitronic 60 – SFA 182.F 304 L

9.2.2. Caracterización micro sin ataque.

Se observaron las muestras con 0 y 5 hs de PWHT con el fin de buscar posibles fisuras fruto de algún mecanismo de daño como los descritos en 3.5. Para ello se pulieron las muestras a espejo y se observaron en el microscopio óptico. Dicho proceso se repitió 3 veces por cada muestra para asegurarse que durante el pulido las fisuras no quedaran ocultas. Se analizó todo el metal de soldadura y la interfase entre materiales. No se encontraron fisuras, ni poros, sin embargo, ocasionalmente se encontraron canales interdendríticos como se ven en la figura 9.7.

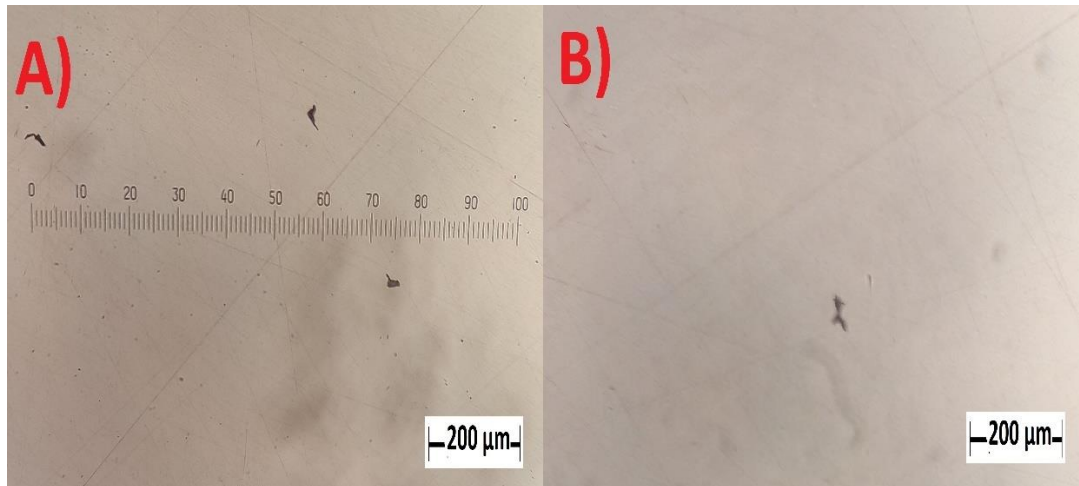


Figura 9.7 Canales Interdendríticos A) Muestra sin PWHT B) muestra con PWHT de 5 hs.

9.2.3. Caracterización micro con ataque.

9.2.3.1. Efecto de los ataques.

Luego de experimentar con los ataques y obtener los tiempos de óptimos descritos en la sección 8 se obtuvieron los siguientes resultados.

La figura 9.8 A) y 9.8 B) muestran la microestructura del SA-182.F304L con 0 y 20 hs de PWHT respectivamente atacado con la solución 25-4.

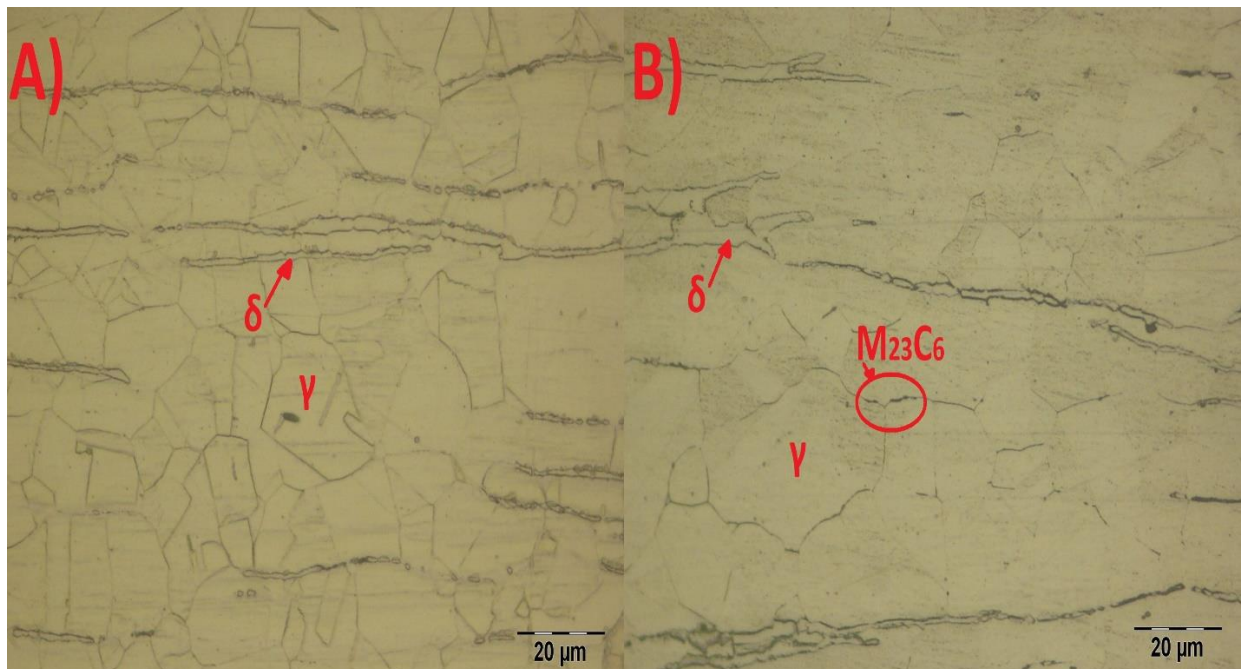


Figura 9.8 Microestructura SA-182.F304L revelada con ataque 25-4 A) Probeta sin PWHT B) Probeta con 20hs de PWHT.

De donde se desprenden las siguientes conclusiones:

- Se observan granos equiaxiados lo que demuestra la recristalización durante el forjado. Las fases de ferrita delta se observan alargadas producto de la deformación plástica generada por el conformado.

- La solución 25-4 Puede revelar bordes γ - γ , ferrita δ , carburos $M_{23}C_6$. (esta conclusión será importante para estudiar el Nitronic 60)

Por otro lado, del ataque con agua regia se obtienen las metalografías mostradas en la figura 9.9

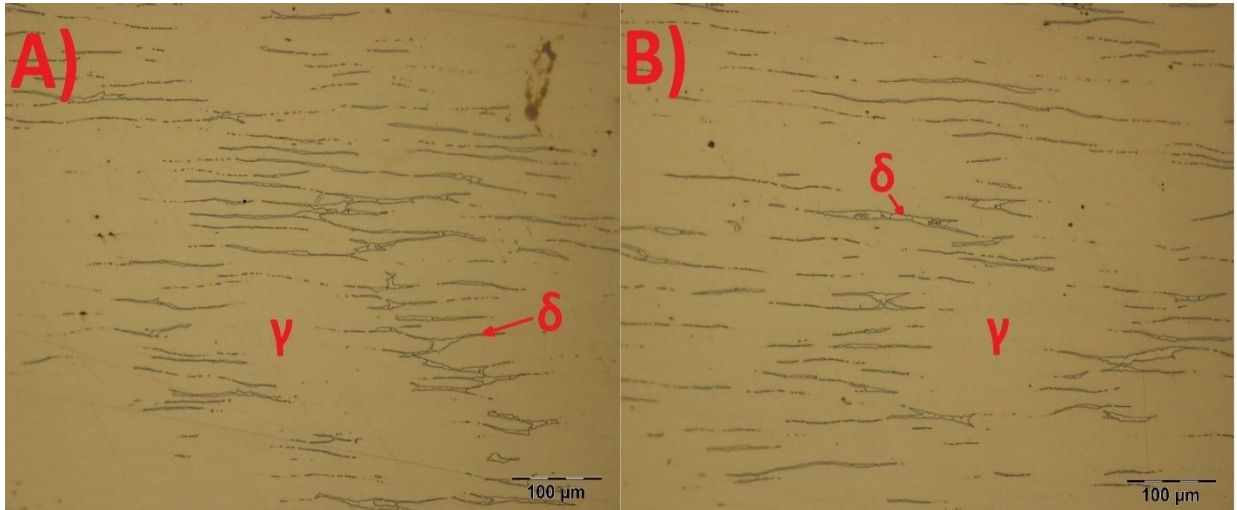


Figura 9.9 Microestructura SA-182.F304L revelada con ataque agua regia. A) Probeta sin PWHT B) Probeta con PWHT 20 hs.

De donde se desprende la siguiente conclusión:

- El ataque con agua regia revela únicamente ferrita delta (esta conclusión será importante para estudiar el Nitronic 60).

La figura 9.10 muestra una comparación entre metalografías en localizaciones similares obtenidas con solución 25-4 (figura 9.10A) y agua regia (figura 9.10B). Nótese que el agua regia muestra dendritas de δ discontinuas, en cambio la solución 25-4 revela dendritas continuas (estructuras negras) y δ en su interior.

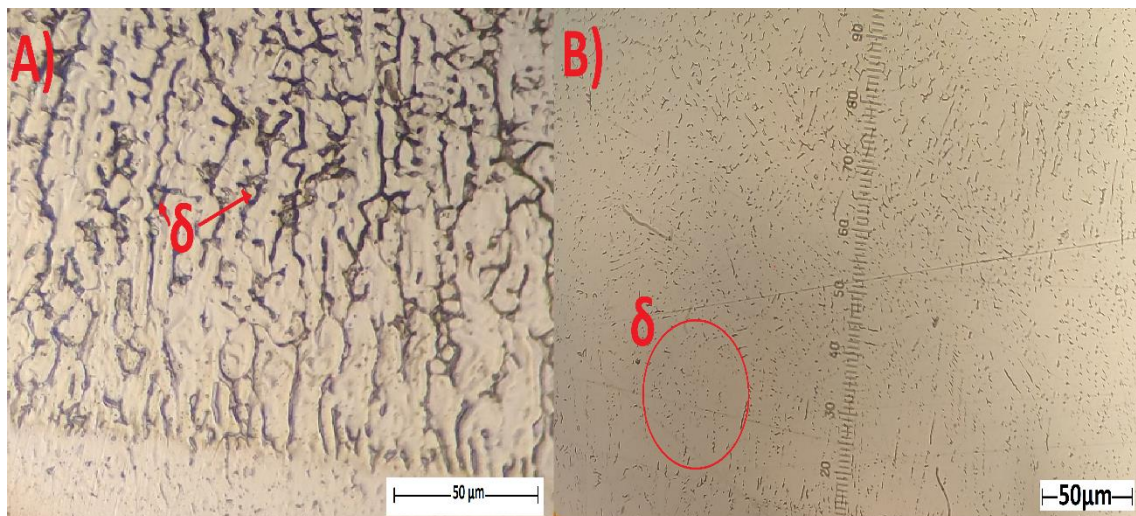


Figura 9.10 Comparación de ataques sobre Nitronic 60 A) Solución 25-4 B) Agua Regia . Probeta sin PWHT

9.2.3.2. Solidificación.

Por otro lado, se estudió el tipo de solidificación del Nitronic 60. En su investigación Suutala²² estudia el efecto del Mn y N en la solidificación de 30 aceros distintos y obtiene el mapa mostrado en la figura 9.11 que permite predecir el tipo de solidificación de la aleación a partir de los valores de Cr y Ni equivalentes. Más tarde Ritter y Savage²³ utilizaron dicho resultado para estudiar la solidificación de algunas aleaciones de la serie Nitronic con resultados exitosos, por ese motivo se siguió su metodología para predecir el tipo de solidificación del Nitronic 60. El resultado se ve en la figura 9.11, la composición química utilizada fue la que aparece en la *tabla 4.5*, la expresiones de Cr y Ni equivalentes fueron las siguientes :

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0.87 \text{ para el Mn} + 0.33\%Cu + 30(\%N - 0.45)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5\%Si + 0.5\%Cb + 5\%V + 3\%Al$$

Dichas expresiones son las mismas que se utilizó en la sección 9.2.6 con resultados satisfactorios.

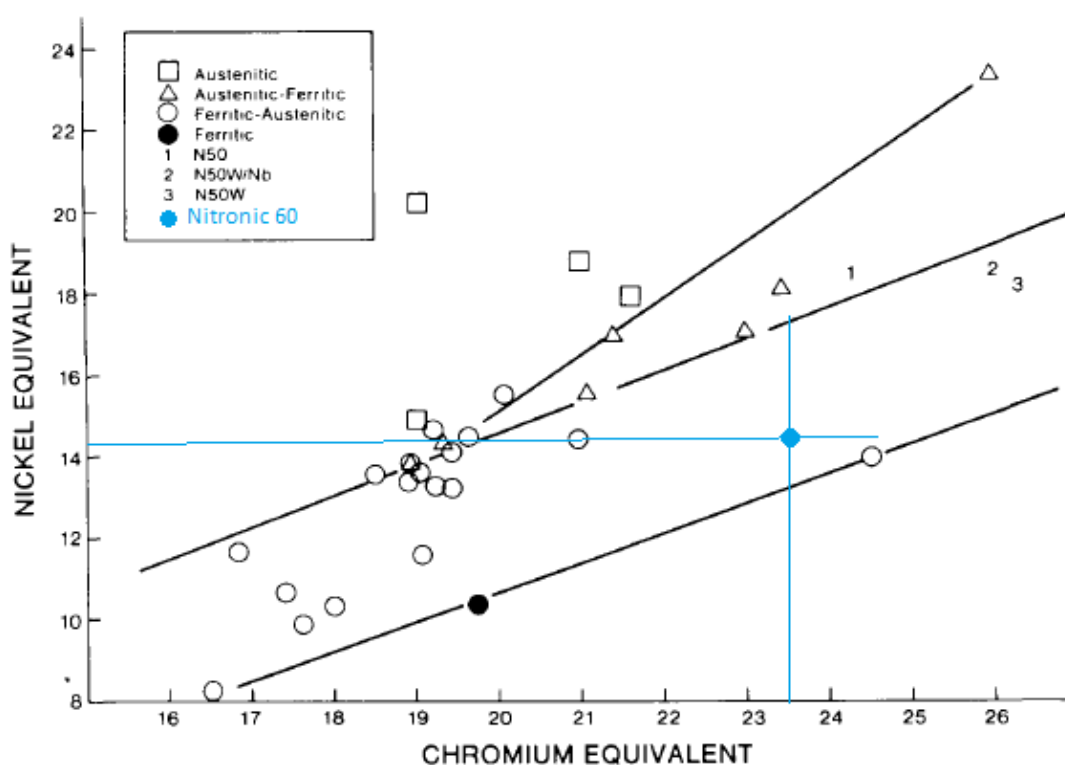


Figura 9.11 Mapa de solidificación obtenido experimentalmente por Suutala²²

Posteriormente se confirmó que la solidificación es del tipo FA con metalografías propias y obtenidas de bibliografía como muestra la siguiente imagen:

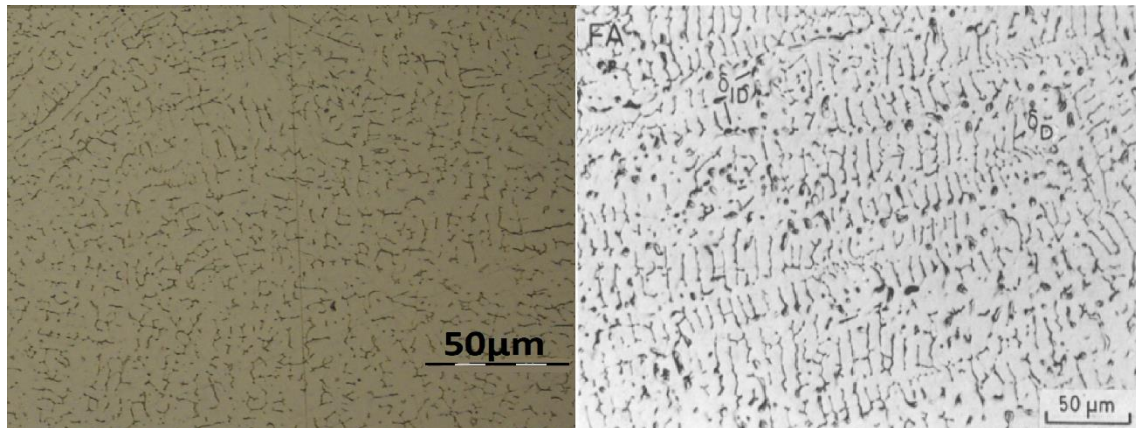


Figura 9.12 Comparación solidificación tipo FA . A) Metalografía propia B) Metalografía por Suutala²⁴

9.2.3.3. Islas austeníticas.

Durante la inspección del metal de soldadura se encontraron islas de austenita (figura 9.13A)), en 3 de las 4 muestras analizadas. Cabe mencionar que dichas islas se encontraron únicamente en los cordones en contacto con el AISI 304L. Dichas islas solidifican de forma austenítica, es decir, los bordes dendríticos son rectos (figura 9.13B)) lo que hace al material propenso a fisuración por solidificación.

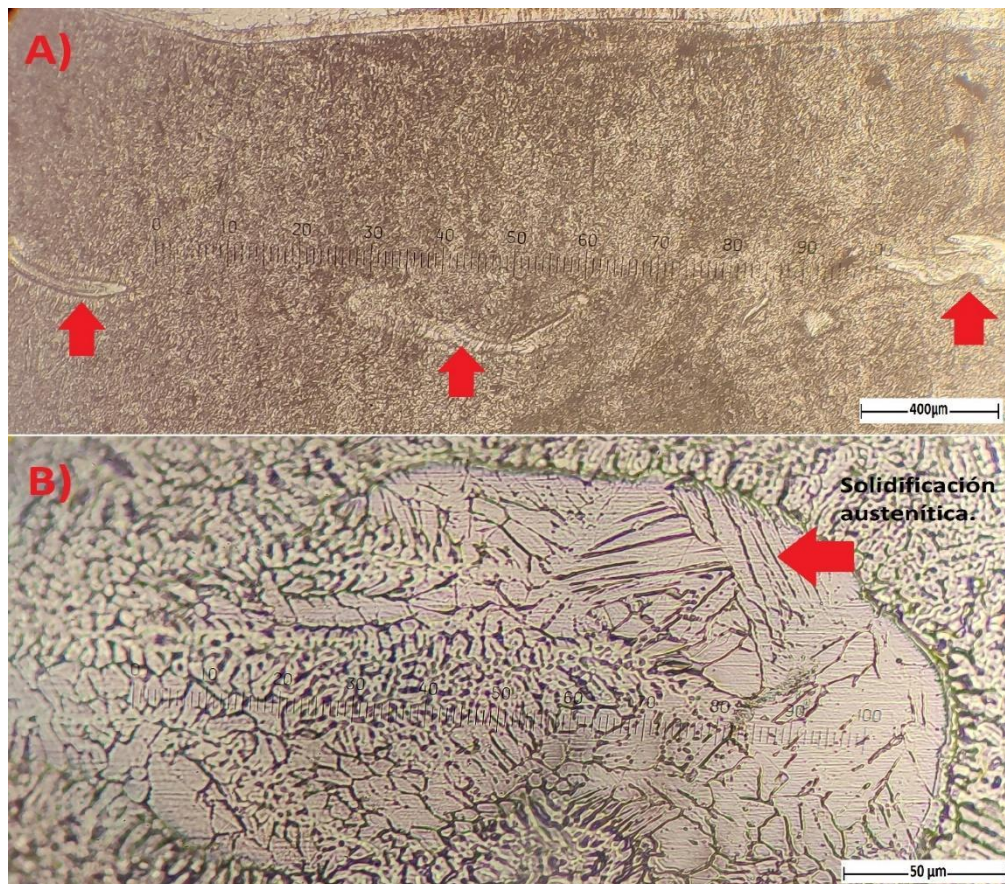


Figura 9.13 Islas austeníticas encontradas en el recubrimiento A) Se observa más de una anomalía B) Solidificación tipo austenítica (bordes dendríticos rectos).

Por lo general estas islas o macro segregaciones ocurren cuando:

- Los metales soldados son distintos.

- Las fuerzas de convección en el metal fundido son insuficientes para producir una buena mezcla. Revisar sección 3.6

Conclusiones:

- Las macro segregaciones o islas austeníticas son frecuentes en el material, sin embargo, con los parámetros utilizados durante la soldadura (sección 4.2) no se producen fisuras.
- En caso de que las macro segregaciones supongan una fuente de fisuras se debería investigar maneras de aumentar las fuerzas que agitan el metal fundido durante la soldadura descritas en 3.6.

9.2.3.4. Zonas de la unión soldada

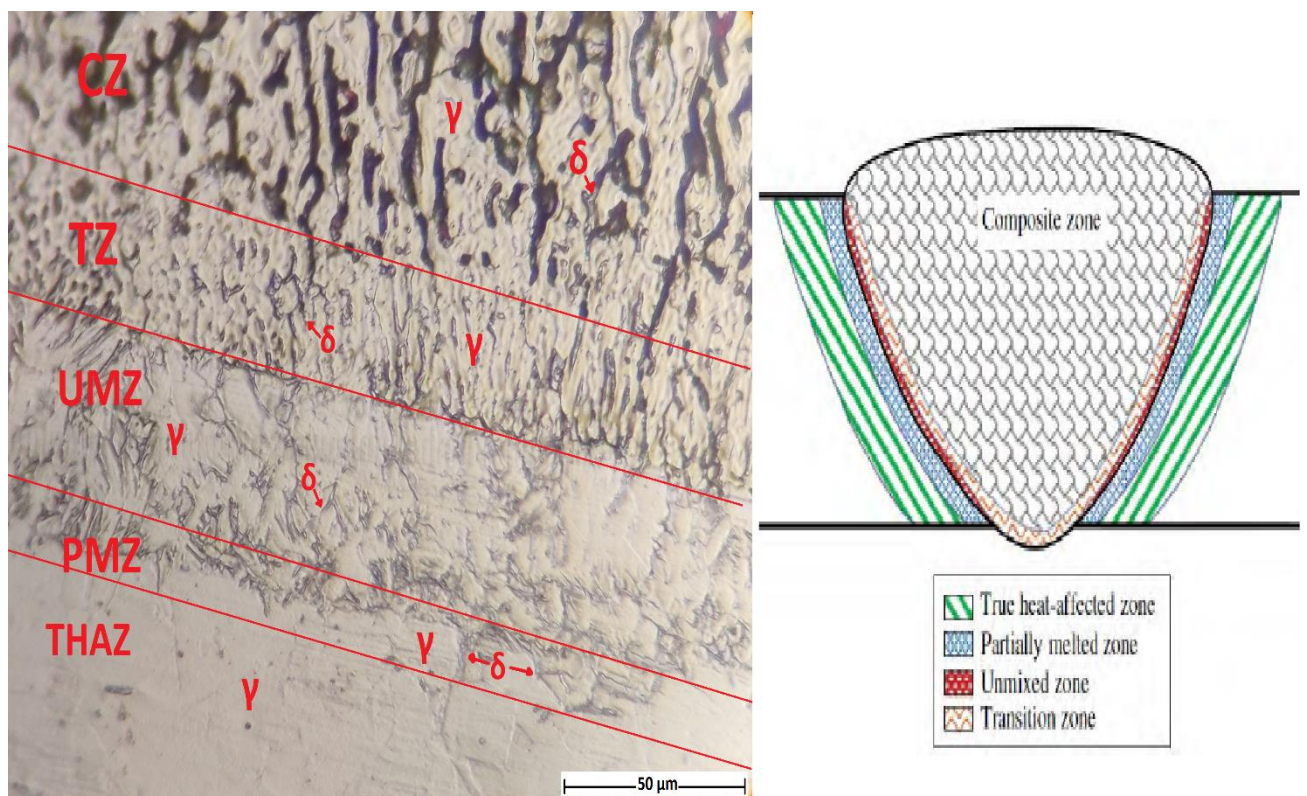


Figura 9.14 Caracterización de las zonas de la unión soldada.

La figura 9.14 muestra 5 zonas clasificadas según lo descrito en la sección 3.5. La clave para clasificarlas fue identificar la UMZ, que es similar a la encontrada por Lippold y Savage en un AISI 304L²⁵ e identificar la PMZ por las segregaciones en borde de grano. La figura 9.15 muestra claramente como existe ferrita delta en el borde de grano austenítico colindante a la UMZ, dicha ferrita delta aparece gracias a los mecanismos de segregación gibbsiana, barrido de borde de grano y pipeline descritos en 3.5. Además, muestra que la aleación AISI 304L puede ser susceptible a fisuración por licuación en la HAZ. En este caso no se observan fisuras lo cual se atribuye a que no hay restricciones impuestas por la junta al tratarse de un cladding.

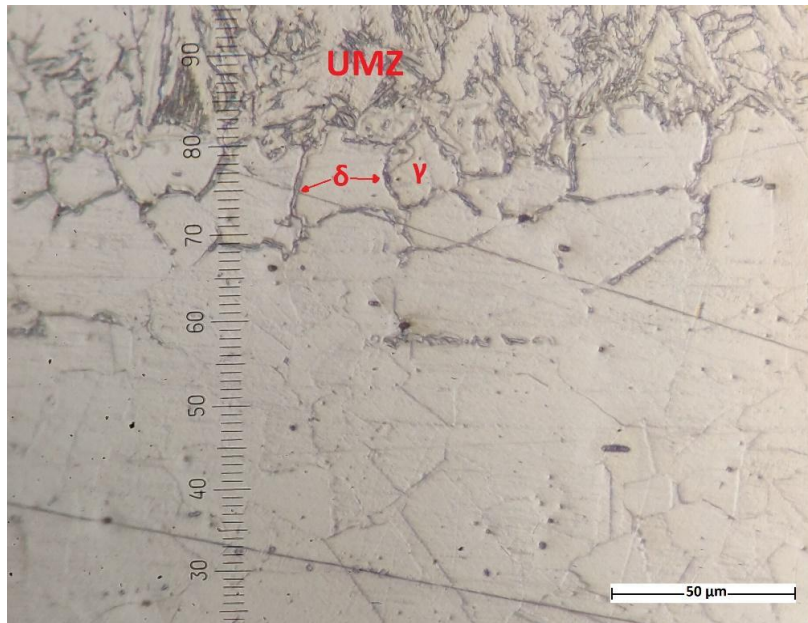


Figura 9.15 Segregación en borde de grano zona PMZ.

Finalmente, obsérvese la figura 9.16 donde se ve que:

- Hay un borde de grano (BDG), señalado con flechas naranjas, que atraviesa la interfase UMZ/PMZ.
- En dicho borde de grano en la UMZ se observa ferrita delta.

Las anteriores son condiciones clave de la segregación por “linepipe” (sección 3.5) por lo que se cree que fue el mecanismo de segregación más efectivo.

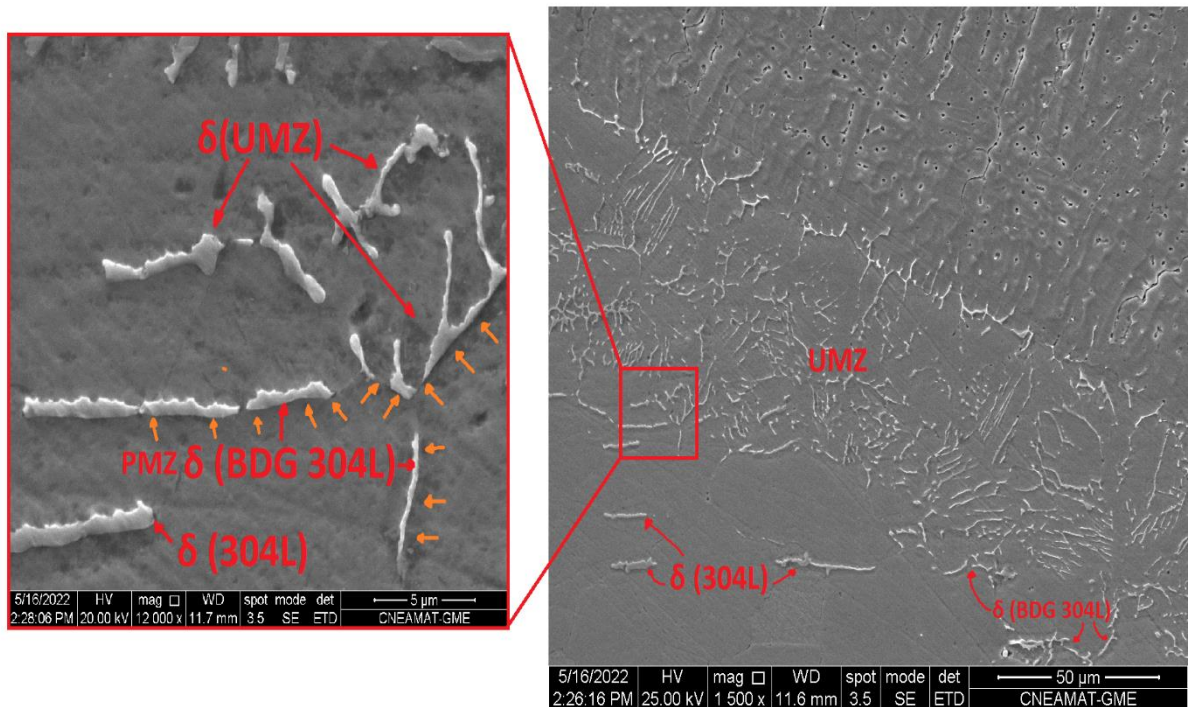


Figura 9.16 Segregación de δ en borde de grano γ por mecanismo de “line pipe”

9.2.4. Caracterización macro con ataque

9.2.4.1. Efecto de los ataques.

La figura 9.17 muestra cómo se ven macroscópicamente las muestras atacadas como se describe en la sección 8.2. La muestra 6 fue atacada con la solución 25-4 mientras que la muestra 8 fue atacada con agua regia.

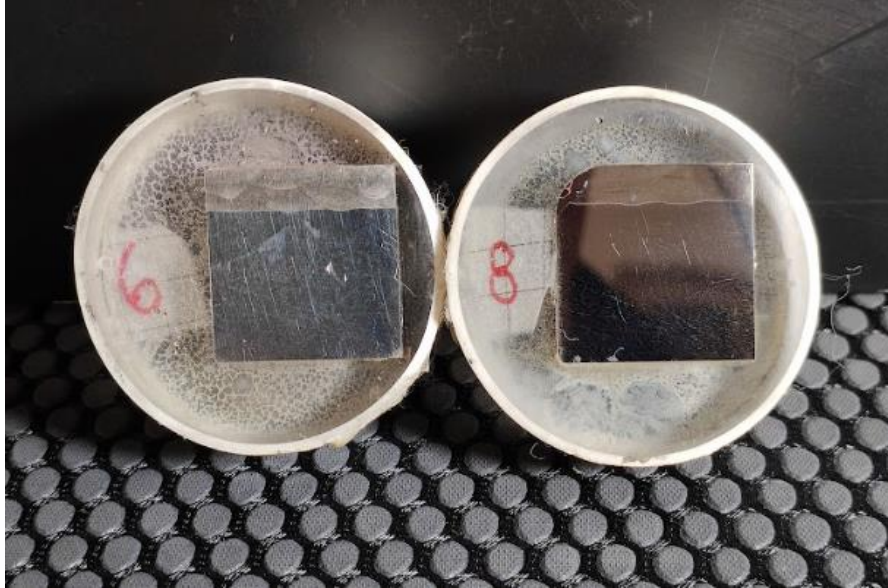


Figura 9.17 Comparación macroscópica de ataques con solución 25-4 (muestra 6) y agua regia(muestra 8)

Conclusión:

- El ataque con la solución 25-4 es más efectivo para la observación macrográfica ya que se observan claramente las dos capas de Nitronic 60 y los cordones que las constituyen.

9.2.4.2. Zonas MF y PF en el cordón de soldadura.

Como muestra la figura 9.18 A) mediante la observación con lupa metalográfica se notó que los cordones de soldadura presentan dos zonas bien delimitadas; una de color cobre pálido y otra gris pálido. Cabe recalcar que para poder obtener dicha imagen la muestra se tuvo que inclinar de manera que la luz incida en un ángulo particular, de lo contrario dichas coloraciones no se observan haciendo más difícil su identificación.

Como se observa en la figura 9.18 B) se identificaron dos cordones de soldadura y en la parte inferior de cada uno la zona de color cobre pálido a la cual se nombró PF. A la parte superior de cada cordón se nombró MF.

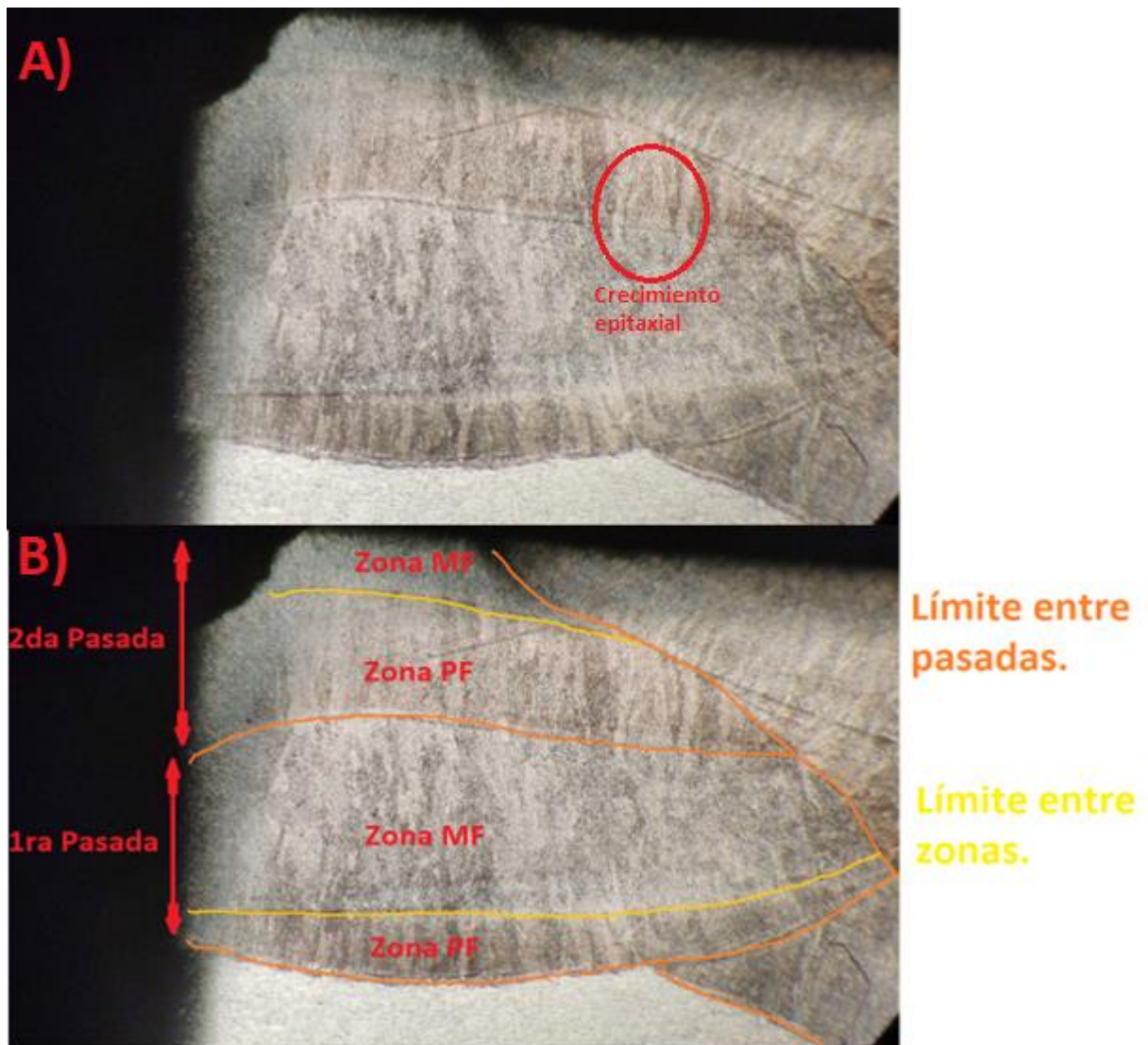


Figura 9.18 A) Crecimiento epitaxial entre granos B) Caracterización de los cordones de soldadura.

Por otro lado, en la figura 9.18 A) se observan los granos de gran tamaño y crecimiento epitaxial entre la primer y segunda pasada, ambas características típicas de una estructura de solidificación.

Como se mencionó anteriormente cada cordón de soldadura presenta dos zonas, las figura 9.19 y 9.20 muestran una caracterización de las mismas.

Zona PF: Esta zona adquiere su nombre por Poca Ferrita.

Zona MF: Esta zona adquiere su nombre por Mucha Ferrita.

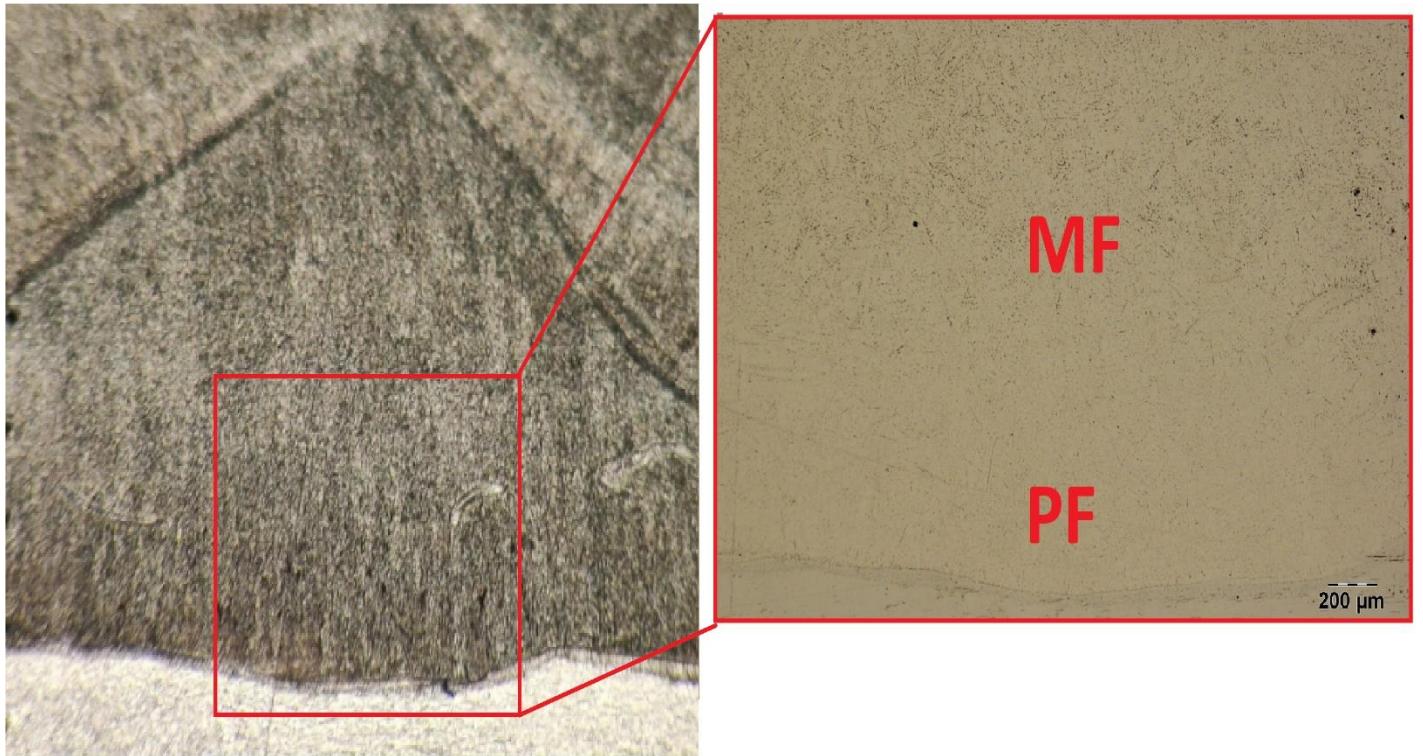


Figura 9.19 Caracterización de las zonas MF y PF en la primera capa de recubrimiento

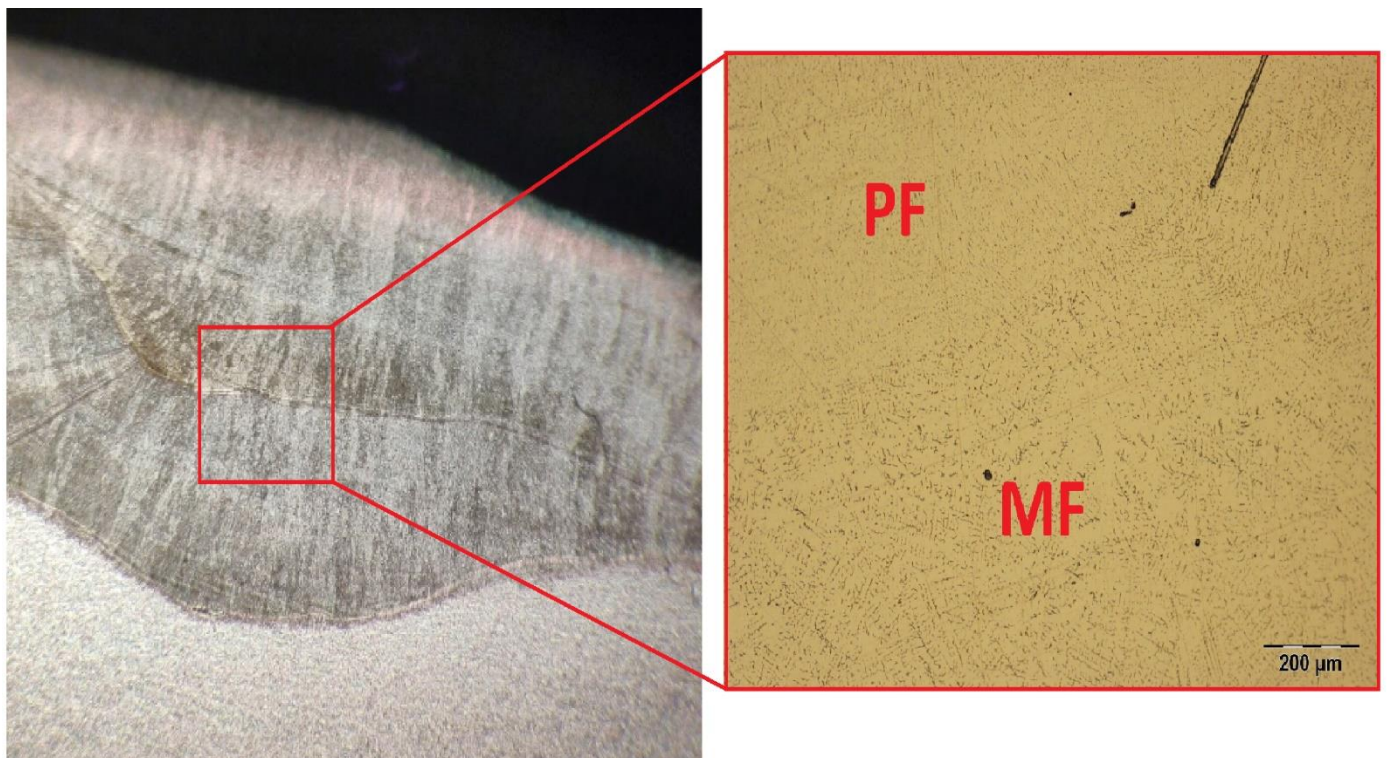


Figura 9.20 Caracterización de las zonas MF y PF entre la primera y segunda capa.

Se considera que esta diferencia en la cantidad de ferrita delta entre zonas tiene 2 causas:

1. El enfriamiento de la zona inferior del cordón, zona PF, es más veloz que la zona superior, zona MF, por estar en contacto con metal frío con lo cual la solidificación produce más austenita como se menciona en 3.5.
2. Particularmente en los cordones de la primera capa existe una dilución del AISI 304L, material con Ni equivalente más alto que el Nitronic 60.

9.2.5. Perfiles de dureza.

Para continuar con la caracterización se realizaron perfiles de dureza Vickers HV (1) en las distintas condiciones de PWHT según la norma ASTM E92. Es importante mencionar que previo a los ensayos de dureza todas las muestras fueron atacadas con la solución 25-4 a fin de revelar los límites entre cordones y realizar los perfiles de dureza en zonas equivalentes entre probetas. A continuación, los resultados:

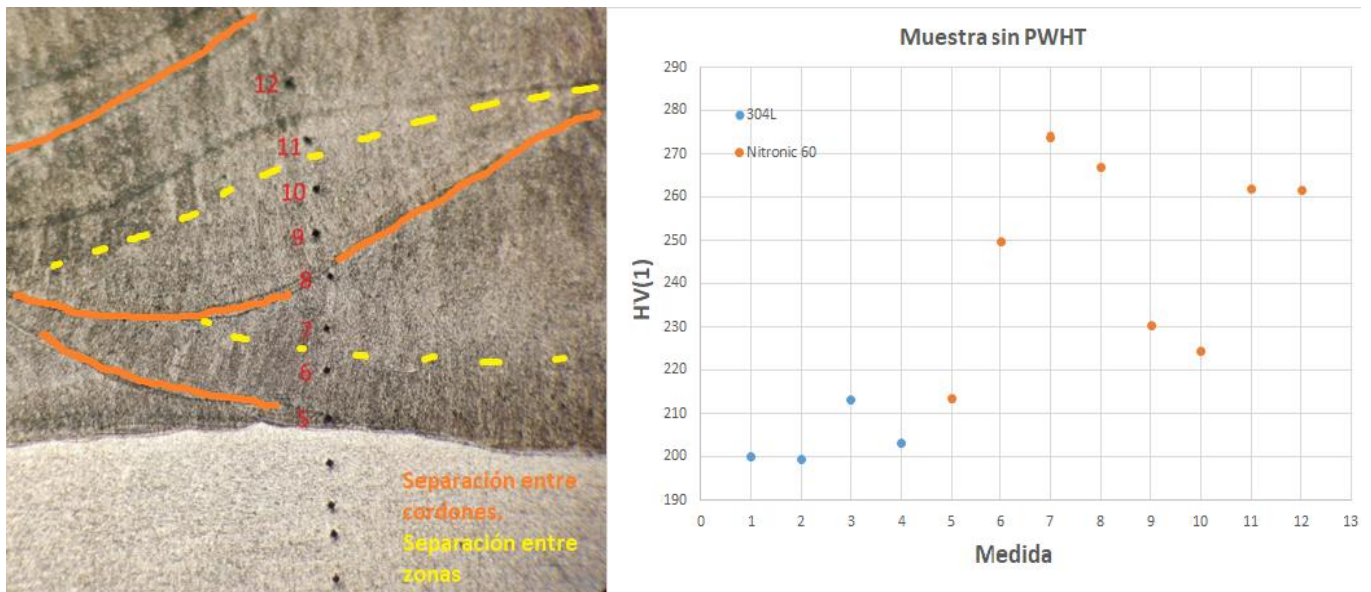


Figura 9.21 Perfil de dureza de una muestra sin PWHT

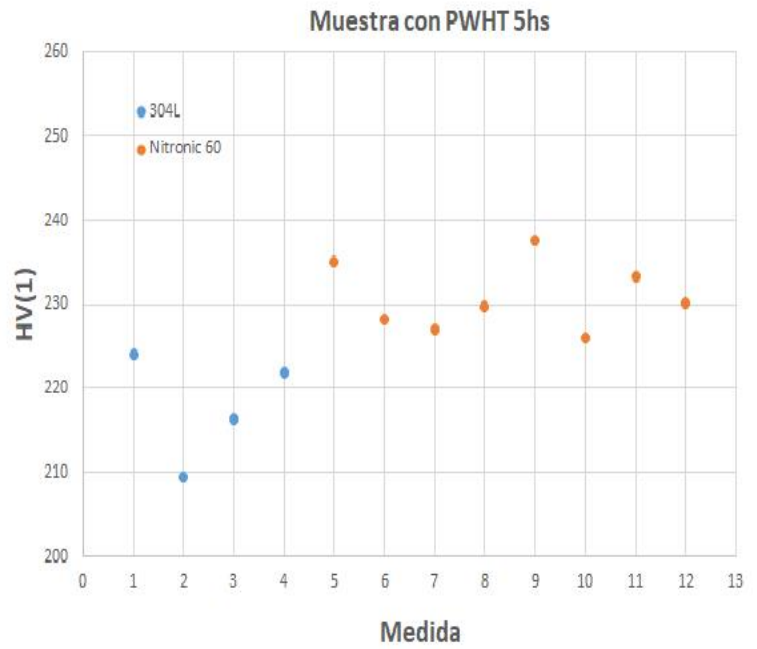
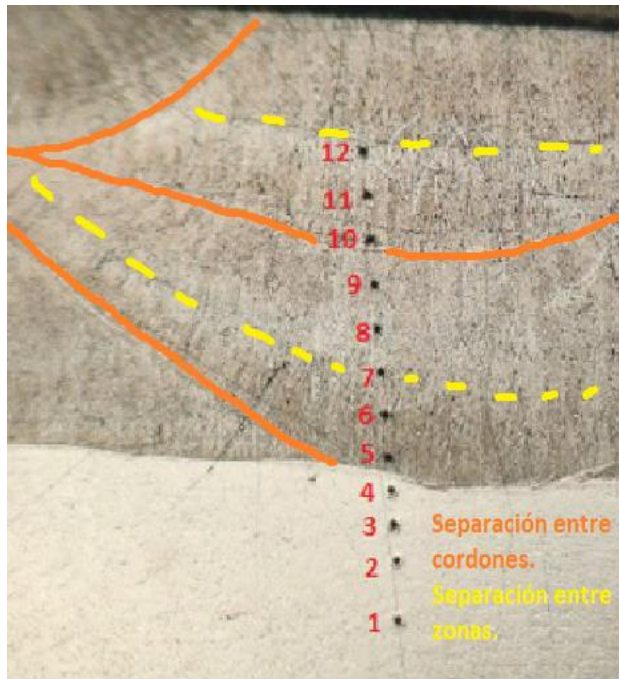


Figura 9.22 Perfil de dureza de una muestra con PWHT de 5 horas.

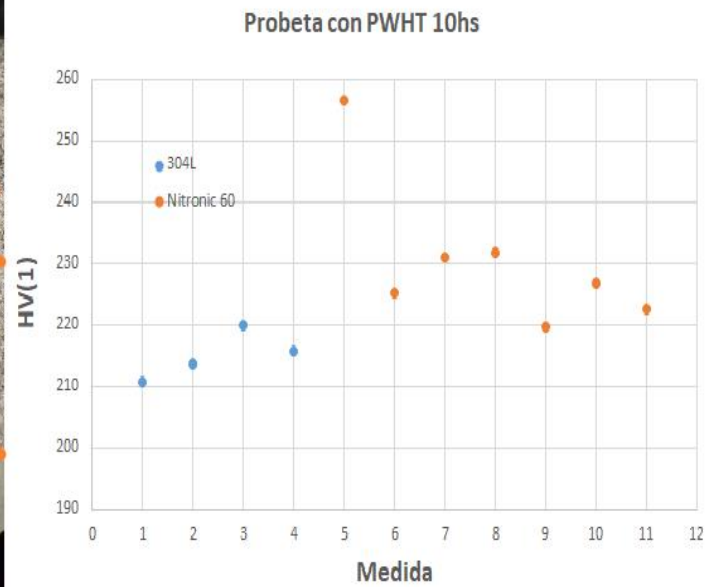
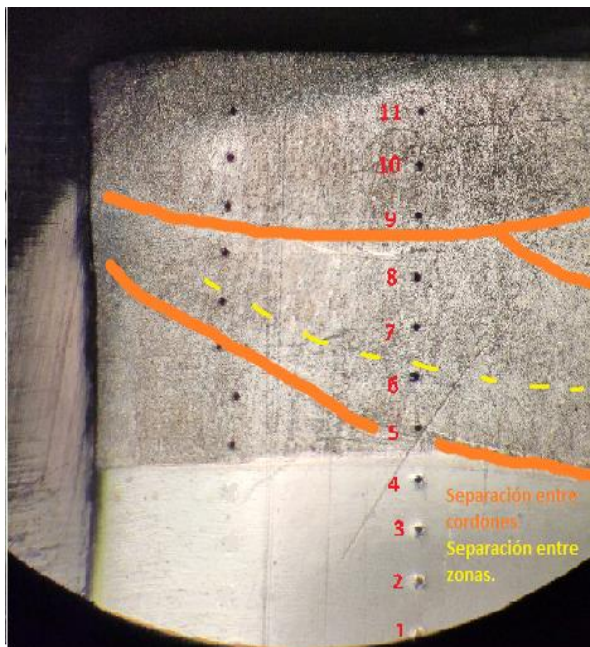


Figura 9.23 Perfil de dureza de una muestra con PWHT de 10 horas. Nota: las improntas que no están enumeradas fueron un error experimental. Nota 2: la medida 5 no debería tomarse en cuenta porque fue tomada sobre una isla mencionada en 9.2.3

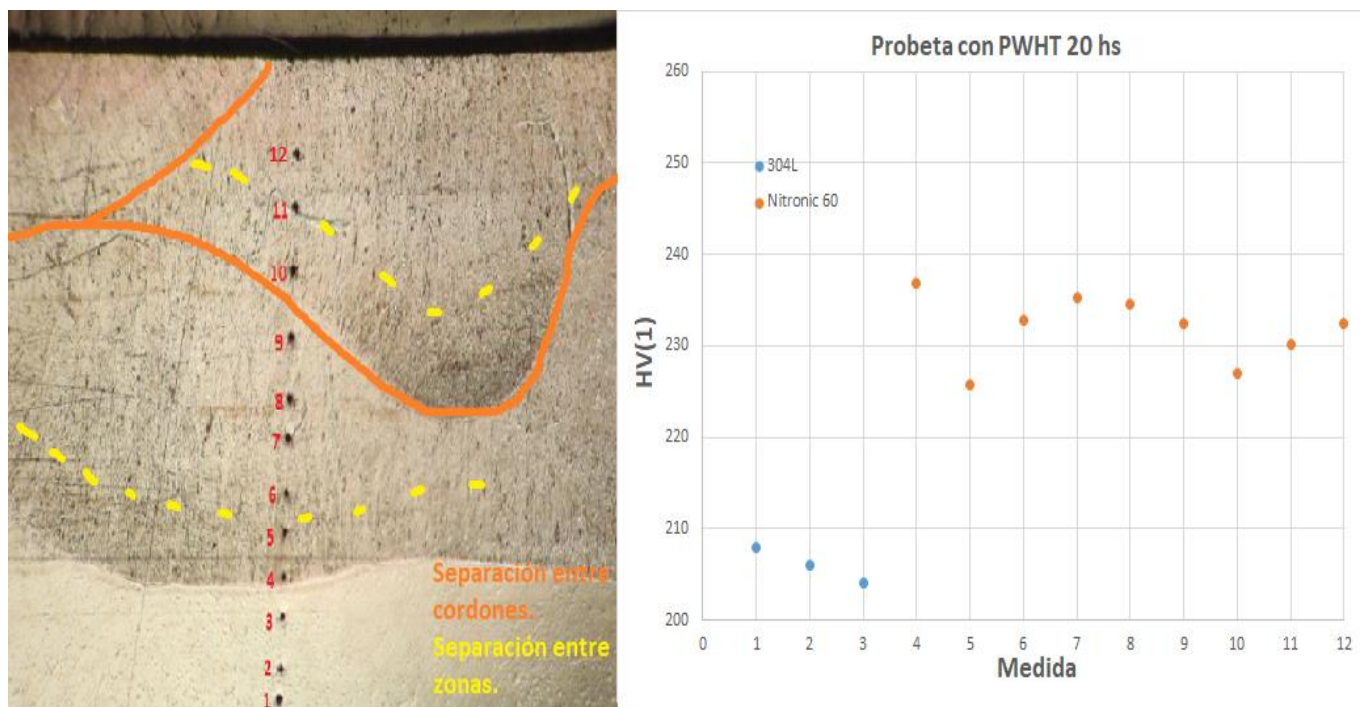


Figura 9.24 Perfil de dureza de una muestra con PWHT de 20 horas.

Se observa un aumento de dureza en la zona MF respecto a la zona PF cierta en la probeta sin PWHT. A continuación, una explicación:

Las figuras 9.25 y 9.26 corresponden a la muestra sin PWHT y muestran improntas de dureza en la zona MF y PF respectivamente, cada figura muestra una medida en la primer y segunda capa (véase figura 9.21). Mientras las zonas MF presentan mucha ferrita delta (dendritas) y pocas cavidades ocurre lo opuesto en las zonas PF: se observa poca ferrita delta y muchas cavidades.

- Conclusión: dichas cavidades (hechas por el ataque 25-4 previo al ensayo de dureza) facilitan la penetración del indentador disminuyendo la dureza.

Dicha teoría también explicaría porque en los perfiles de dureza de las muestras con 5, 10 y 20 hs de PWHT la diferencia de dureza entre las zonas MF y PF no es tan alta como en la probeta sin PWHT ya que como muestra la figura 9.27, correspondiente a una probeta con 5 hs de PWHT, solo se observan cavidades sin importar la zona (probetas con 10 y 20 hs de PWHT exhiben el mismo comportamiento). Pareciera que el hecho de haber atacado las probetas previamente imposibilita la obtención de información de este ensayo, sin embargo, el hecho que la ferrita delta haya sido eliminada por el ataque 25-4 en las probetas con 5, 10 y 20 hs de PWHT habla de una precipitación de carburos $M_{23}C_6$ preferentemente en el borde γ/δ quitando el Cr de δ haciendo a esta fase propensa al ataque 25-4.

- Conclusión hay una precipitación intensa de carburos $M_{23}C_6$ en las probetas con 5, 10 y 20 hs de PWHT (La sensibilización de dichas probetas es confirmada en la sección 11.2.)

Finalmente, nótese que en las probetas con 5, 10 y 20 hs existe un aumento leve de dureza en la zona MF respecto a la zona PF, se atribuye este fenómeno a la cantidad de δ remanente de la

zona MF ya que algunos autores ^{26 27} señalan a δ como una fase que mejora la resistencia a la tracción de los aceros inoxidables austeníticos y por ende a la dureza.

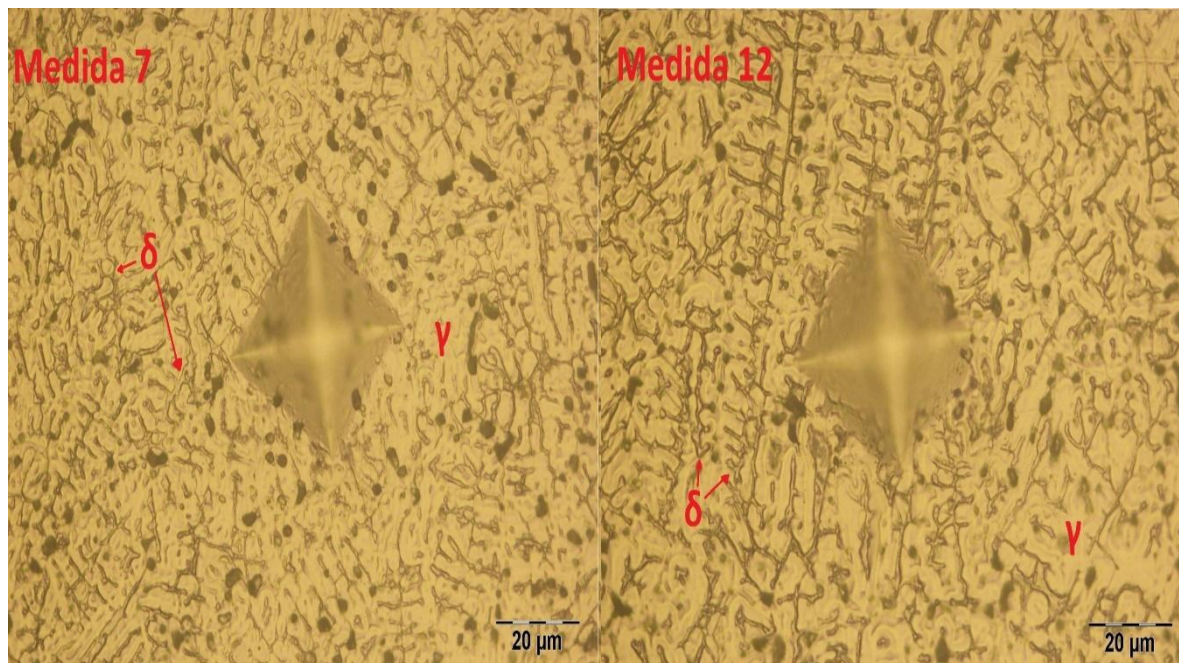


Figura 9.25 Medida 7 hecha en la zona MF de la primera capa , Medida 12 hecha en la zona MF de la segunda capa.
Probeta sin PWHT. Ataque 25-4.

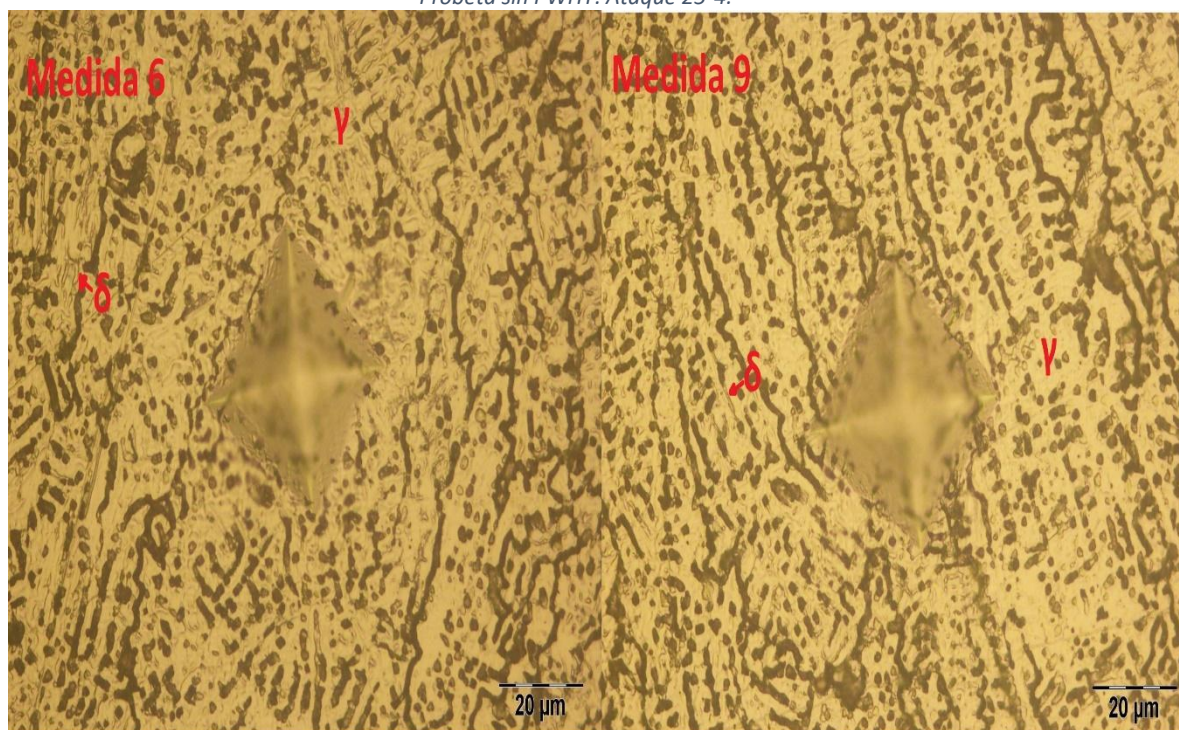


Figura 9.26 Medida 6 hecha en la zona PF de la primera capa, Medida 9 hecha en la zona PF de la segunda capa.
Probeta sin PWHT. Ataque 25-4.

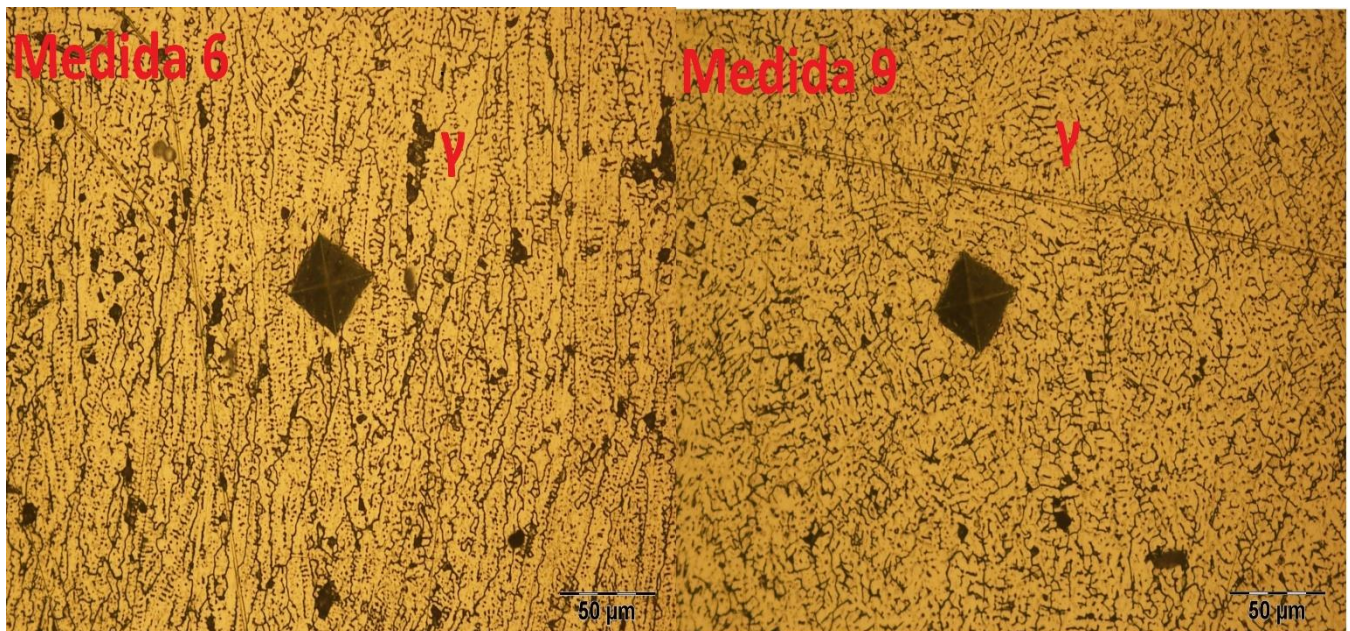


Figura 9.27 Medidas de dureza hechas en la muestra con PWHT de 5 hs. Medida 6 zona PF. Medida 9 zona MF.
Nota: en la medida 9 se percibe poca δ

9.2.6. Cuantificación de ferrita delta.

Uno de los efectos del PWHT fue disminuir la ferrita delta a medida que el tiempo de tratamiento térmico aumentaba. Por lo antes mencionado este apartado se trata de cuantificar δ , para ello se utilizaron 3 metodologías a continuación descritas:

Diagrama de Espy.

Se optó por el diagrama de Espy sobre otros diagramas más típicos como los diagramas de Schaeffler y De Long por los siguientes motivos:

- El diagrama de Schaeffler no toma en cuenta el N que es un fuerte alfégeno y que se encuentra presente en el Nitronic 60.
- El diagrama de De Long comete serios errores en predecir la microestructura del Nitronic 60 por su alto contenido de Mn¹⁴.
- El diagrama de Espy fue desarrollado especialmente para los aceros de la familia Nitronic.

Con el diagrama de Espy y la composición química mostrada en la *tabla 4.5* se obtuvieron los valores de $Ni_{eq} = 14,319$ $Cr_{eq} = 23,58$ según las ecuaciones mostradas en la figura 9.28 y se obtuvo un resultado de $\% \delta = 9\%$.

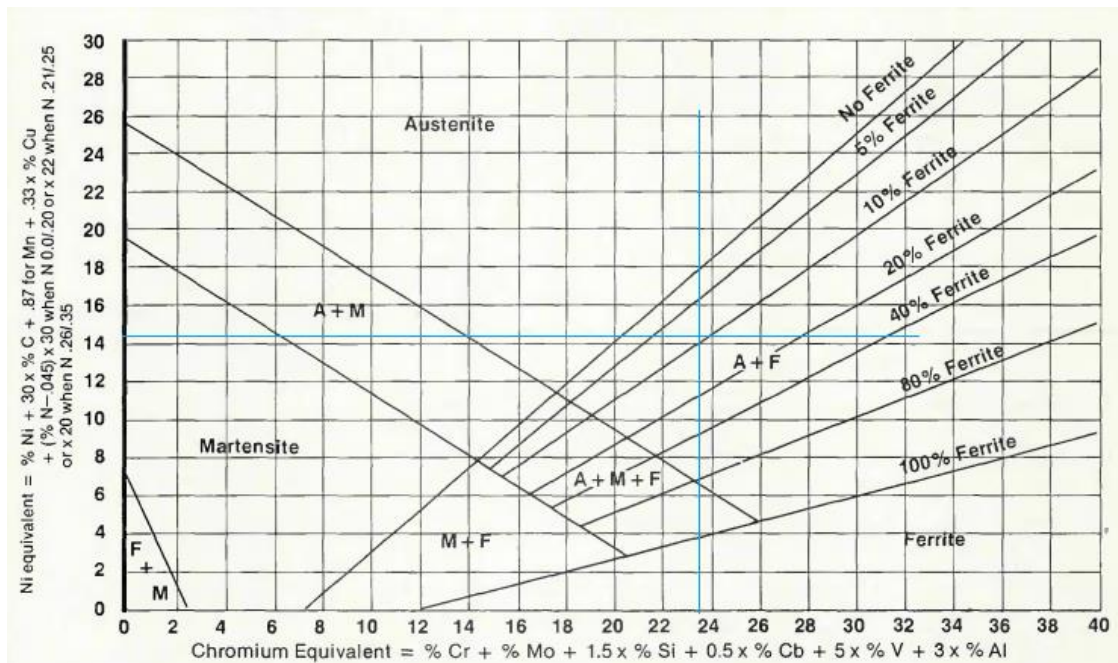


Figura 9.28 Diagrama de Espy en el que se ve el resultado de % δ para el Nitronic 60.

Como comentario lateral: el diagrama de De Long predice un 3% de ferrita delta, nótese la diferencia con el diagrama de Espy

[Metalografía asistida por ImageJ.](#)

Esta metodología consistió en re utilizar las probetas preparadas en el apartado 8 del presente, se re pulió a espejo el plano longitudinal de manera de observar solamente metal de soldadura y se atacó con agua regia, posteriormente se tomaron 10 metalografías con aumento de 200x por cada una de las 4 probetas. Dichas metalografías se tomaron en posiciones aleatorias.

Para obtener el porcentaje de ferrita delta de cada metalografía se utilizó el software ImageJ y se procedió de la siguiente manera:

- A) Se cargó la imagen a analizar en el software.
- B) Se transformó la imagen a 8bits.
- C) Se mide el parámetro de treshold con el programa, lo que hace es resaltar en rojo las zonas más oscuras de la foto, se inspecciona que dichas zonas coincidan con la ferrita delta, de ni hacerlo se ajusta dicho parámetro hasta que coincidan.
- D) Se escoge la zona en la que haya menos interferencia.
- E) Se transforma la foto a escalas de blanco y negro.
- F) Se mide el porcentaje de área negra en la foto que es el porcentaje de ferrita delta.

La figura 9.29 resume dichos pasos:

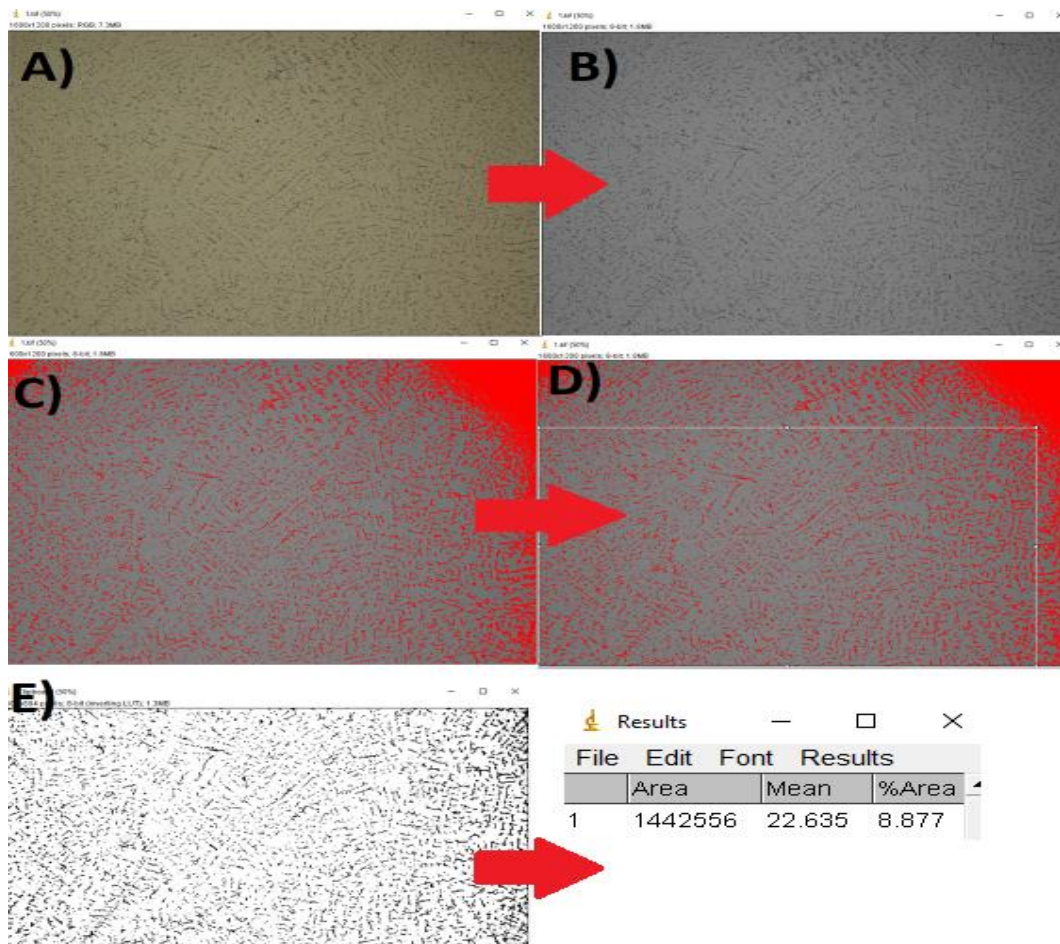


Figura 9.29 A) Imagen cargada en Image J B) Imagen transformada a 8 bits C) Se mide el threshold D) Se extrae la parte con menos interferencia E) Imagen transformada a blanco y negro F) Medición de porcentaje de ferrita delta.

A continuación, se muestran los resultados:

Sin PWHT		
Medida	Área	%Área
1	1346364	9.40
2	1391598	8.79
3	1447540	8.19
4	1461120	8.76
5	1506816	8.94
6	1495960	8.31
7	1248800	11.08
8	1330320	9.06
9	1450680	8.07
10	1418436	8.78
Media=		8.94
Desviación =		0.85

PWHT 5hs		
Medida	Área	%Área
1	896400	7.59
2	1112400	8.13
3	846153	8.20
4	1008000	6.31
5	1029600	7.54
6	1058400	7.69
7	1029600	8.16
8	1109619	8.12
9	997200	7.71
10	1004400	8.13
Media=		7.76
Desviación =		0.57

PWHT 10hs

Medida	Área	%Área
1	1030617	7.79
2	1076400	7.03
3	985508	8.24
4	968376	5.91
5	1045330	8.25
6	952800	6.70
7	1027200	7.13
8	969600	8.40
9	1042260	8.43
10	1132800	5.58
Media=		7.35
Desviación =		1.04

PWHT 20hs

Medida	Área	%Área
1	960000	5.76
2	1091664	6.51
3	993600	7.04
4	1023435	6.69
5	918000	6.68
6	936000	6.74
7	854400	3.95
8	819927	6.76
9	936000	7.20
10	939600	6.07
Media=		6.34
Desviación =		0.93

Ferritómetro.

Se realizaron 6 medidas por cada condición de PWHT usando las probetas descritas en la sección 8 , dichas medidas se hicieron sobre el Nitronic 60 en el plano transversal corto. Se decidió medir sobre dicho plano por dos razones:

1. El espesor de Nitronic 60 en el plano transversal corto era más grande que en el plano longitudinal con lo cual se puede confiar más en la medida.
2. El palpador del ferritómetro era lo suficientemente pequeño como para entrar en contacto únicamente con el Nitronic 60 en dicho plano.

El ferritómetro que se uso fue de la marca Fischer , aparece en la figura 9.30.



Figura 9.30 Ferritómetro , palpador y patrones utilizados

Los resultados de las medidas son mostrados en la siguiente tabla:

	Muestra			
	Sin TT	TT 5	TT 10	TT20
Medida 1 (%δ)	3.9	2.9	2.3	2.3
Medida 2 (%δ)	4.2	2.7	2.1	2.7
Medida 3 (%δ)	5.6	2.3	2.2	2.4
Medida 4 (%δ)	4.6	2.9	2.2	2.4
Medida 5 (%δ)	3.2	2.8	2.4	2.6
Medida 6 (%δ)	4.3	2.72	2.4	2.4
Promedio	4.3	2.72	2.27	2.47
desv estándar	0.8	0.2	0.1	0.2
final(%δ)	4.3 $\pm$ 0.8 %	2.72 $\pm$ 0.2 %	2.2 $\pm$ 0.1 %	2.47 $\pm$ 0.2 %

Tabla 9.1 resultados medición con ferritómetro en las distintas muestras.

Comparación entre metodologías.

Esta sección se trata de discutir y comparar las limitaciones de cada metodología:

- El diagrama de Espy solo puede predecir cantidad de δ en estado as welded, es decir, sin tratamiento térmico.
- Los resultados de metalografías asistidas por ImageJ son muy sensibles al parámetro “threshold” que se ajusta según el criterio del usuario para que las zonas rojas mostradas en la figura 9.29C) coincidan con la ferrita delta. Además, las interferencias, mostradas en la figura 9.29 D) provocan que el área analizada sea variable entre cada metalografía.
- El ferritómetro es muy preciso, pero no tan exacto, ver figura 9.31, además no se descarta que hubo interferencias por haberse hecho las mediciones en probetas que no eran únicamente de Nitronic 60.

A continuación, una comparación entre las distintas metodologías:

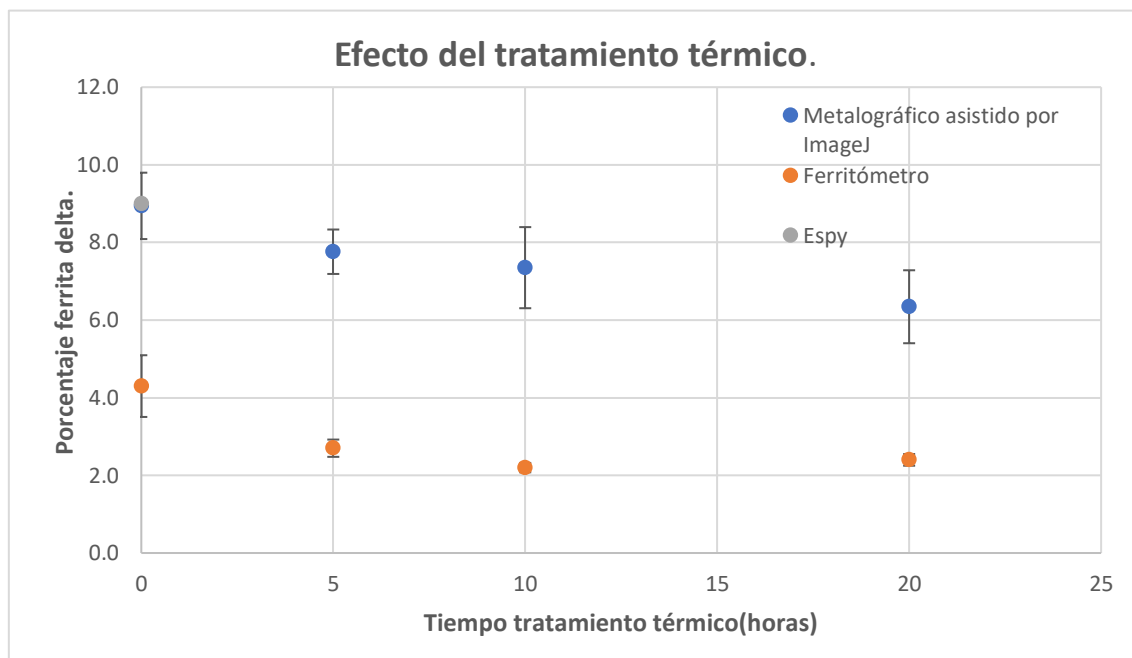


Figura 9.31 Comparación entre metodologías.

Tiempo PWHT (Hs)	%ferrita delta Metalografías asistidas por ImageJ	%ferrita delta ferritómetro	%ferrita delta Espy
0	8.9±0.85	4.3±0.8	9
5	7.8±0.57	2.7±0.2	-
10	7.4±1	2.2±0.1	-
20	6.3±0.93	2.4±0.2	-

Tabla 4 Valores obtenidos por las 3 metodologías utilizadas para cuantificar ferrita delta

Conclusiones:

- Como muestran las metalografías y el ferritoscopio no hay duda de que existe una disminución en la cantidad de δ con el aumento de tiempo del PWHT. Ranalli ¹¹ observa el mismo efecto en claddings de AISI 347 y 309L a una temperatura de 600°C.
- En condición as welded el diagrama de Espy y las metalografías predicen una cantidad de δ similar validándose entre ambas.
- Las primeras 5 horas de PWHT son las que más efecto tienen.

9.2.7. Caracterización SEM.

Mediante microscopía electrónica SEM se obtuvieron los siguientes resultados:

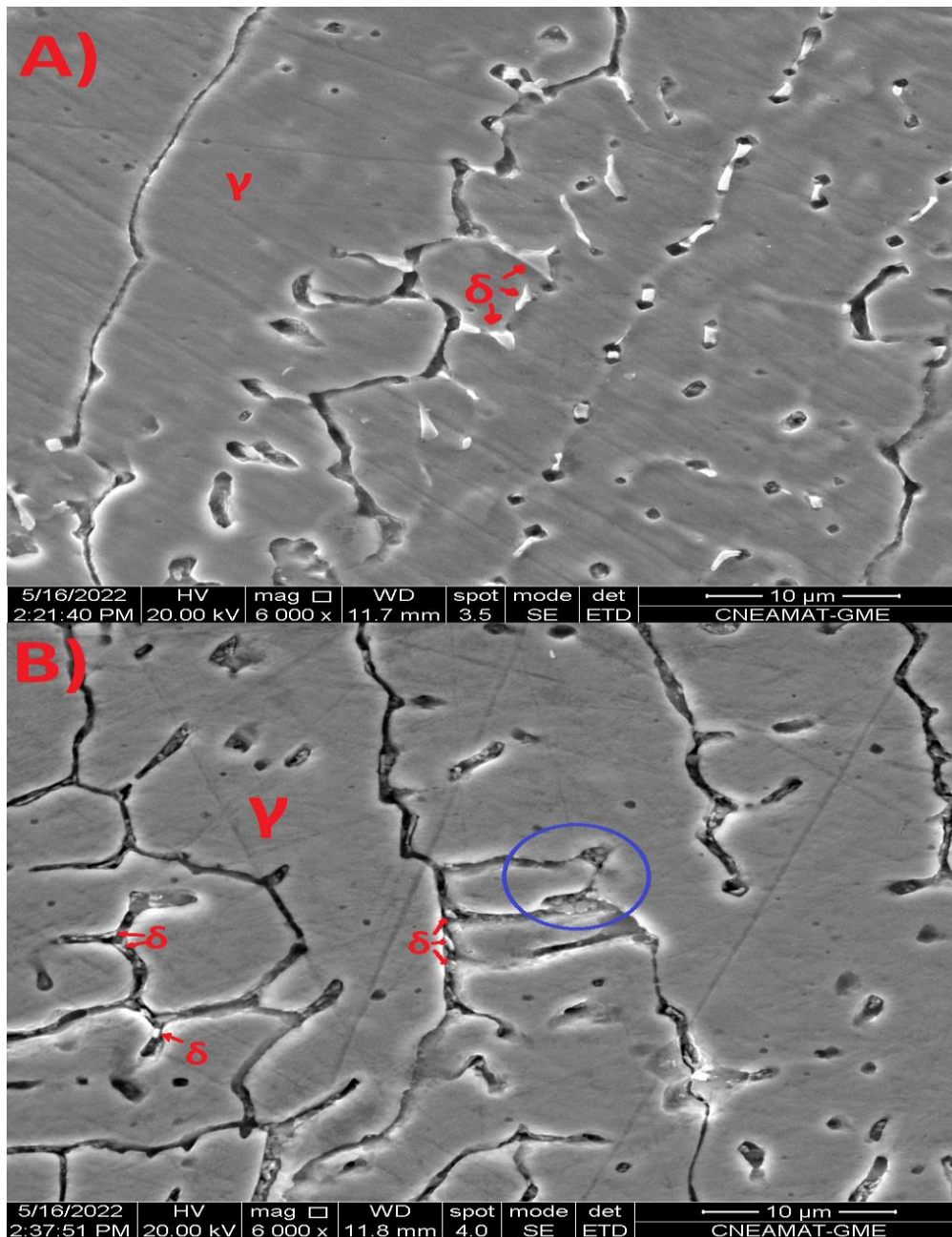


Figura 9.32 Comparación ferrita delta A) As welded B) 20hs PWHT. Ataque con solución 25-4

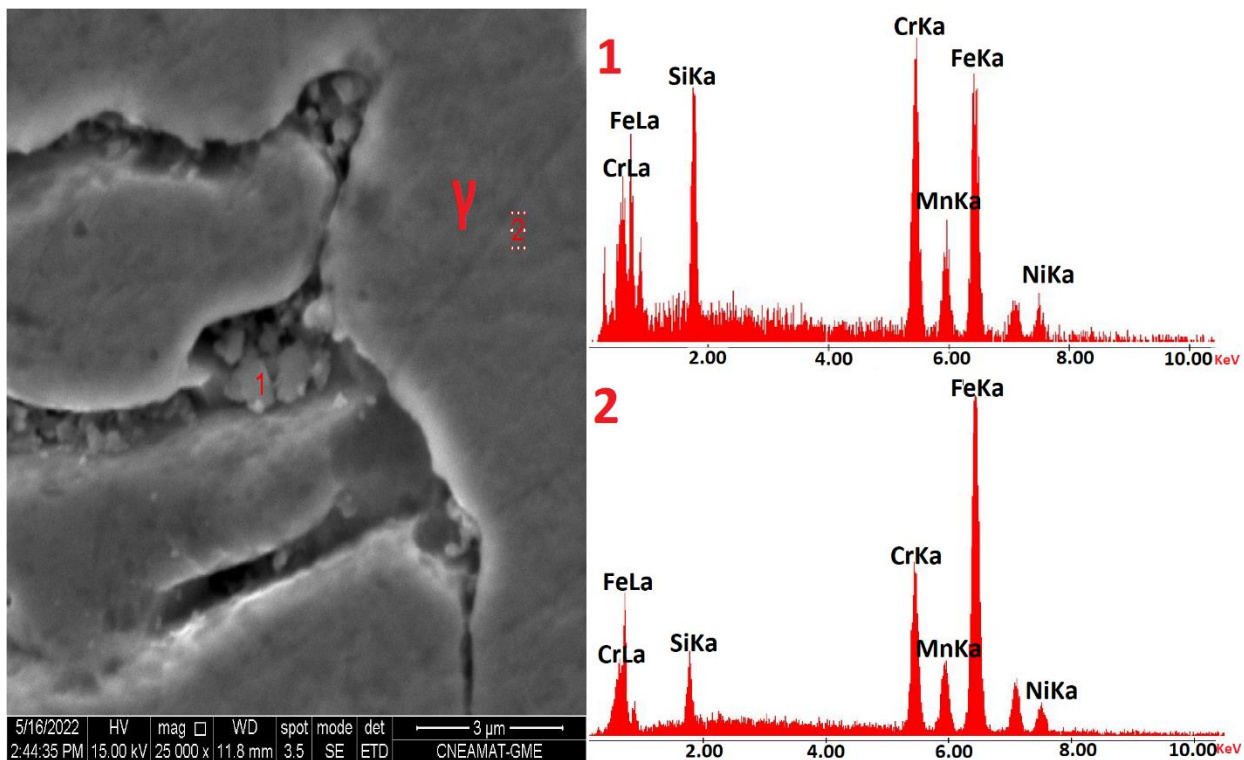


Figura 9.33 EDS probeta con PWHT de 20 hs , ataque 25-4.

La figura 9.32 muestra una comparación de la microestructura de una probeta sin PWHT y con PWHT de 20 de donde se extraen las siguientes conclusiones:

- Como se mencionó en 9.2.6 el PWHT disminuye la cantidad de ferrita delta.
- Dicha imagen fue hecha en el modo electrones secundarios, entonces la fase más brillante, ferrita delta, yace por encima de la fase más oscura, austenita, lo cual implica que el ataque de la solución 25-4 fue menos severo en δ .

Por otro lado, la figura 9.33 muestra un análisis EDS de una probeta con 20hs de PWHT. Se observa que, en el interior de las dendritas, lugar que originalmente aloja ferrita delta, existen precipitados. A continuación, una discusión sobre su naturaleza:

- La fase σ nuclea a partir de δ ²⁸, sin embargo, la probabilidad de que dichos precipitados sean fase σ es muy baja. Ranalli¹¹ trata un cladding de acero inoxidable 309L con 9.8% de δ donde σ aparece a las 25 hs de PWHT (5 horas más que la figura 9.33) a una temperatura de 600°C. En suma, el Nitronic 60 tiene mayor contenido de carbono que un acero 309L y mayor tenor de N ambas condiciones retrasan la precipitación de la fase σ ya que deben difundir fuera de la matriz donde σ precipitará^{29 17}
- Por otro lado, podrían ser vestigios de ferrita delta, sin embargo, observando la figura 9.32 B) se nota que la ferrita delta remanente no tiene la morfología de los precipitados en cuestión ni se ve opaca, por estos motivos se descarta sea δ .
- Finalmente, como se mencionó en 3.5 la interfase γ/δ es propensa a nuclear carburos tipo $M_{23}C_6$ cuya composición química va acorde a lo mostrado en el punto 1 de la figura 9.33, además dichos carburos son visibles a la escala de la figura 9.33. Por dichos motivos se cree que los precipitados son carburos $M_{23}C_6$

10. Resultados ensayo resistencia galling.

Se utilizaron cuatro ensayos de resistencia al galling utilizando el dispositivo descrito en la sección 7. Además, se utilizó una máquina de ensayos universales marca Instron controlada por carga con dos cargas 250MPa y 350MPa. Para cada valor de carga se ensayó una muestra tratada térmicamente (PWHT simulado) y una muestra en condición “as welded” de Nitronic 60 contra un bloque de acero inoxidable austenítico tipo 304L. Todos los ensayos se hicieron en el Laboratorio de Ensayos Mecánicos del grupo Física de Metales, Gerencia de Física, del Centro Atómico Bariloche.

Los ensayos y sus características se resumen en la siguiente tabla:

Ensayo N°	PWHT del pin	Tensión de compresión [Mpa]
1	Sin PWHT	250±30
2	20 hs	250±30
3	Sin PWHT	350±30
4	20 hs	350±30

Tabla 10.1 Condiciones de los ensayos ASTM G98 realizados. Nota.: Ningún bloque recibió PWHT

A continuación, se indican los resultados obtenidos utilizando la clasificación del daño superficial indicada en la sección 3.2:

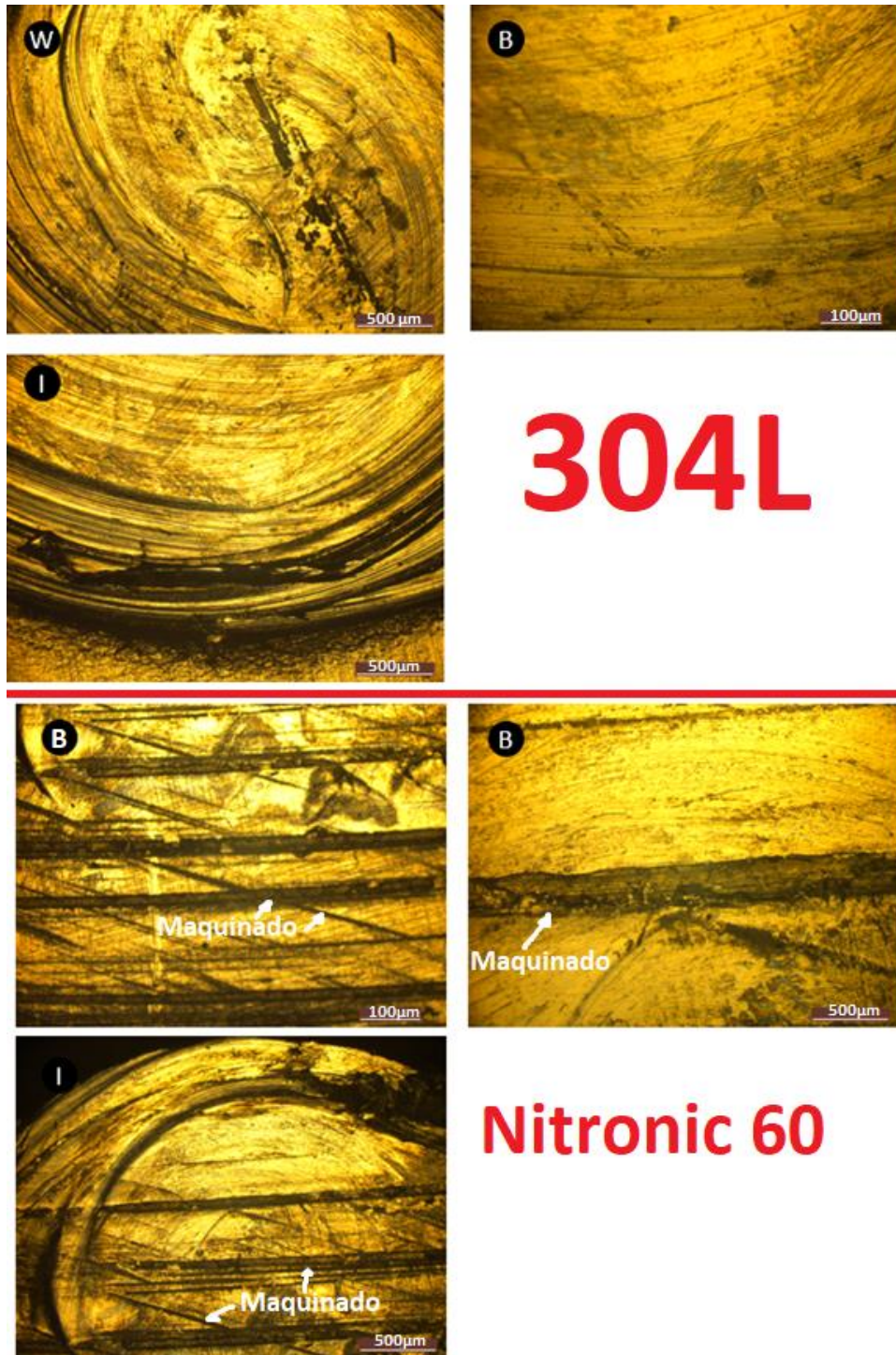


Figura 10.1 Ensayo 1 : bloque (304L), pin(Nitronic 60) sin PWHT , 250 MPa

304L y Nitronic 60 : Predominantemente desgaste (W) y bruñido (B) en el centro de la zona de contacto. Galling incipiente (I) en los bordes del contacto, debido a rebabas en el borde del pin producidas durante el maquinado.

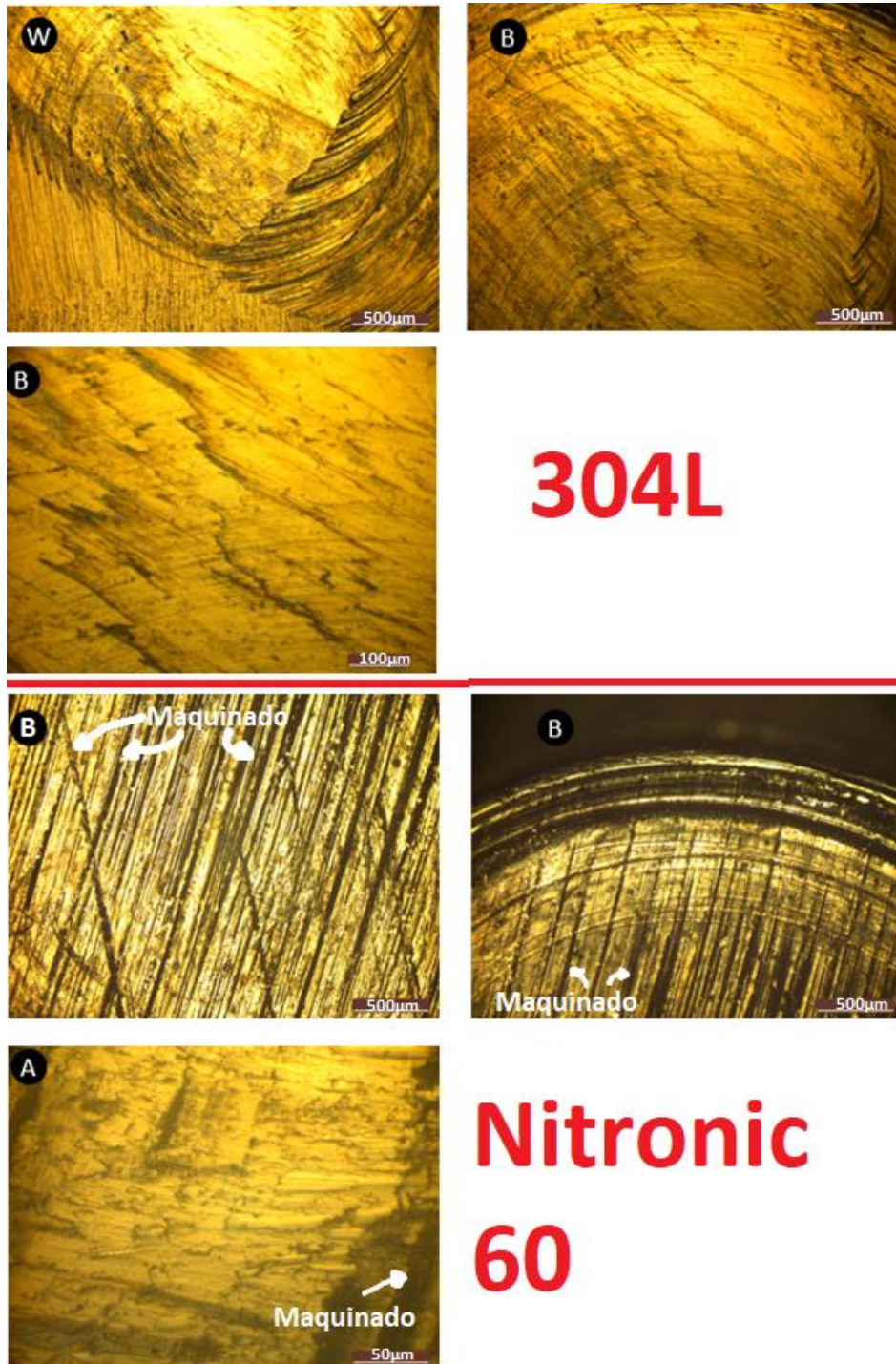
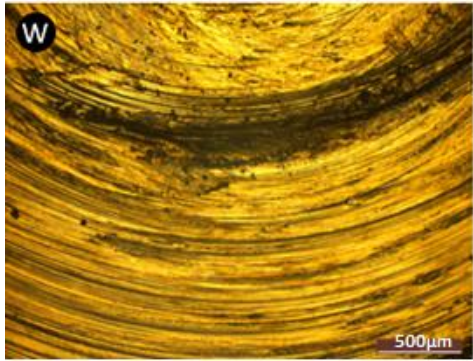
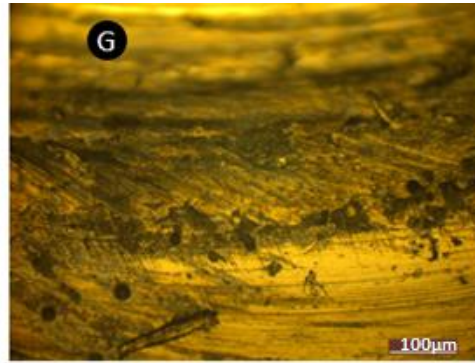
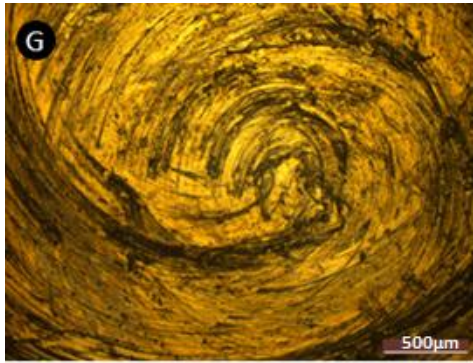


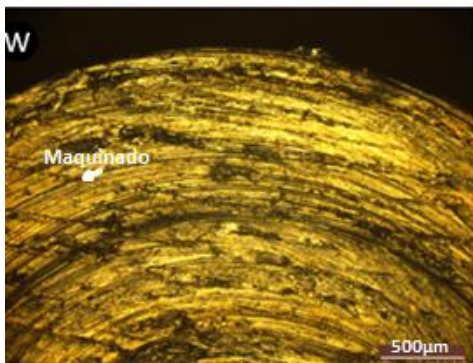
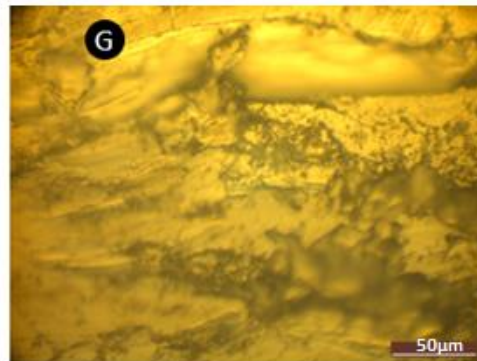
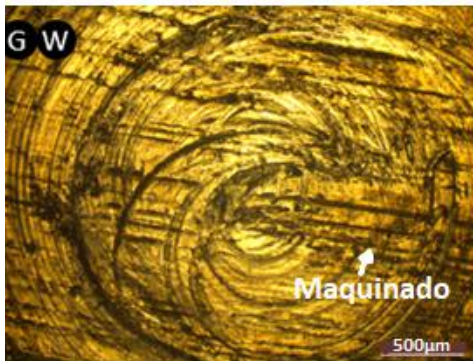
Figura 10.2 Ensayo 2: bloque (304L), pin(Nitronic 60) con PWHT de 20hs , 250 MPa.

304L: Predominantemente desgaste (W) y bruñido (B) en el centro de la zona de contacto. No se observó el *galling* incipiente en los bordes del bloque. El daño observado en el bloque fue menor en comparación al ensayo 1.

Nitronic 60: Predominantemente bruñido (B) en el centro de la zona de contacto. Se observó la existencia de pequeñas marcas asociadas a la existencia de adhesión (A) entre las marcas de maquinado del pin.



304L



**Nitronic
60**

Figura 10.3 Ensayo 3 : bloque (304L), pin(Nitronic 60) sin PWHT , 350 Mpa

304L: Predominantemente *galling* (G) con la existencia de ranuras concéntricas originadas por el desgaste (W) abrasivo.

Nitronic 60: Predominantemente desgaste (W) con la existencia de ranuras concéntricas originadas por la rotación del pin. También se observa la presencia de *galling* entre las ranuras.

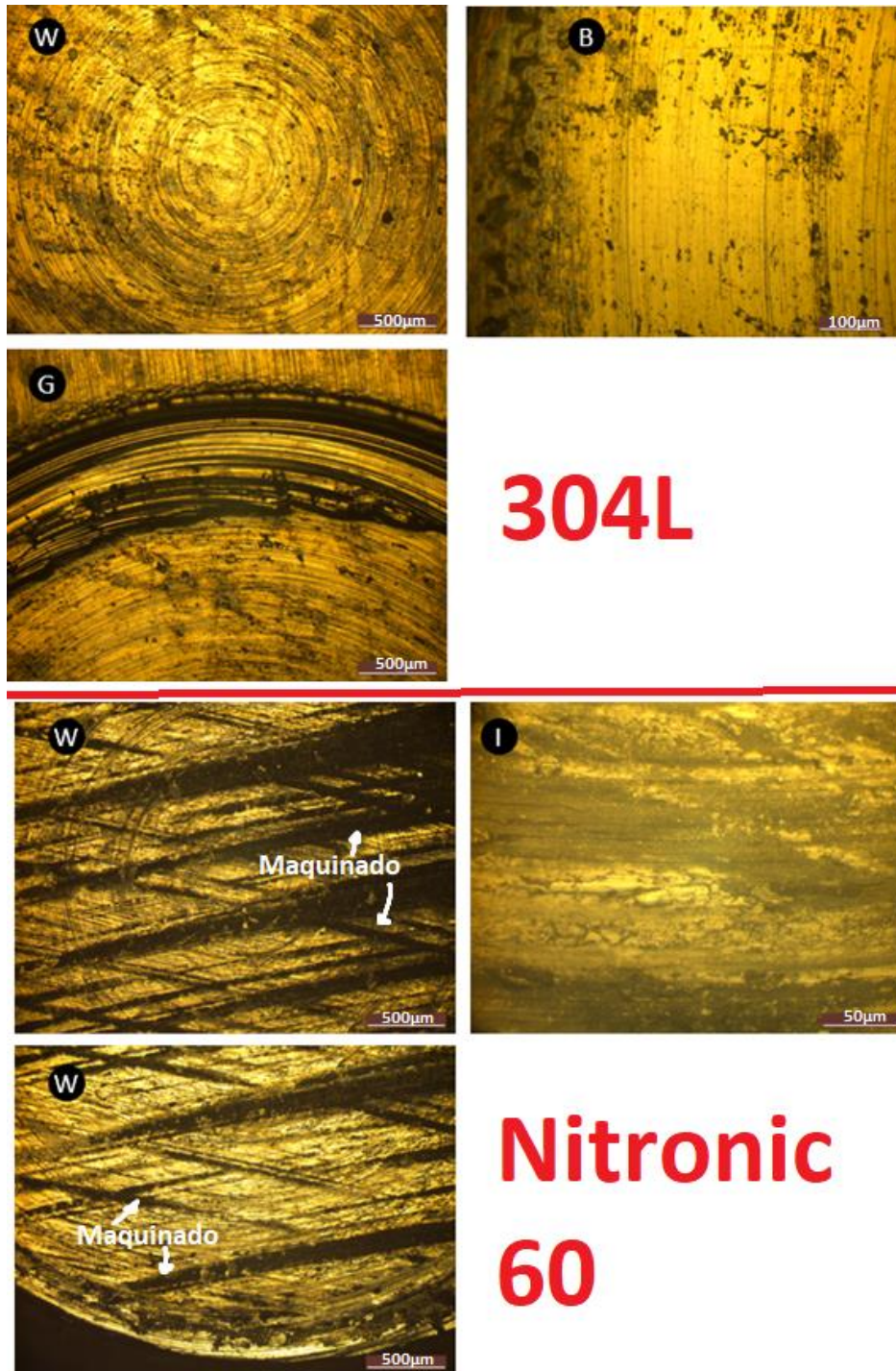


Figura 10.4 Ensayo 4 : bloque (304L), pin(Nitronic 60) con PWHT 20 hs , 350 Mpa

304L: Predominantemente desgaste (W) y bruñido (B) en el centro de la zona de contacto. *Galling* (G) observado en los bordes de la zona de contacto con el bloque. La presión de contacto es lo suficientemente alta para indentar el pin en el bloque, lo que se observa en el borde del contacto.

Nitronic 60 : Predominantemente desgaste (W) . *Galling* incipiente (I) observado entre las ranuras originadas por desgaste.

Conclusiones:

- A una presión de contacto de 250 MPa : Con y sin PWHT no se observó *galling* . Se sospecha que el efecto de *galling* incipiente está relacionado con la existencia de rebabas de maquinado en los bordes del pin. El mecanismo de daño principal fue el desgaste y el bruñido.
- El *galling* threshold del par 304L-Nitronic 60 está por encima de los 250 ± 30 MPa en cualquier condición de PWHT. Dicho resultado es similar al obtenido por T. Lesage et al ³⁰
- A una presión de contacto de 350 MPa: El *galling* se observó con y sin PWHT por ende el *galling* threshold es menor a 350 MPa en ambas condiciones, sin embargo, el daño observado en el ensayo que tenía el pin tratado térmicamente es menor que el pin sin tratar con lo cual se concluye que el *galling* threshold aumenta con el tiempo de PWHT.
- Corolario: el PWHT mejora el *galling* threshold menos de 100 Mpa.

Comentarios y lecciones aprendidas:

- Las conclusiones obtenidas se reducen a una pequeña muestra de ensayos. Se requieren mayor número de ensayos para validar las conclusiones. No fue posible realizarlo por falta de material.
- Se debe modificar el sistema de sujeción de la probeta. El sistema actual no permite asegurar un contacto uniforme y parejo entre los pares a ensayar. Una alternativa a la modificación del dispositivo es imponer tolerancias geométricas a las probetas. Si bien esta alternativa encarece la confección de la probeta una vez registrado el resultado se puede eliminar la zona dañada y volver a utilizar la muestra.
- Es necesario una preparación y control del estado inicial de las superficies. Se debe pulir hasta retirar todas las marcas de mecanizado y debe hacerse un registro fotográfico previo al ensayo.

11. Resultados ensayos resistencia a la corrosión.

11.1. ASTM 262 práctica A.

Se realizó el ensayo ASTM 262 practica A (3.3.1) en el Laboratorio de corrosión del grupo corrosión básica en Centro Atómico Constituyentes(CAC) utilizando las probetas descritas en 7. La superficie atacada fue de 0.20 cm^2 , con lo cual se utilizó una corriente de 0.2 A.

La figura 11.1 muestra el dispositivo de ensayo, los parámetros usados durante el ensayo y la probeta luego del ensayo.

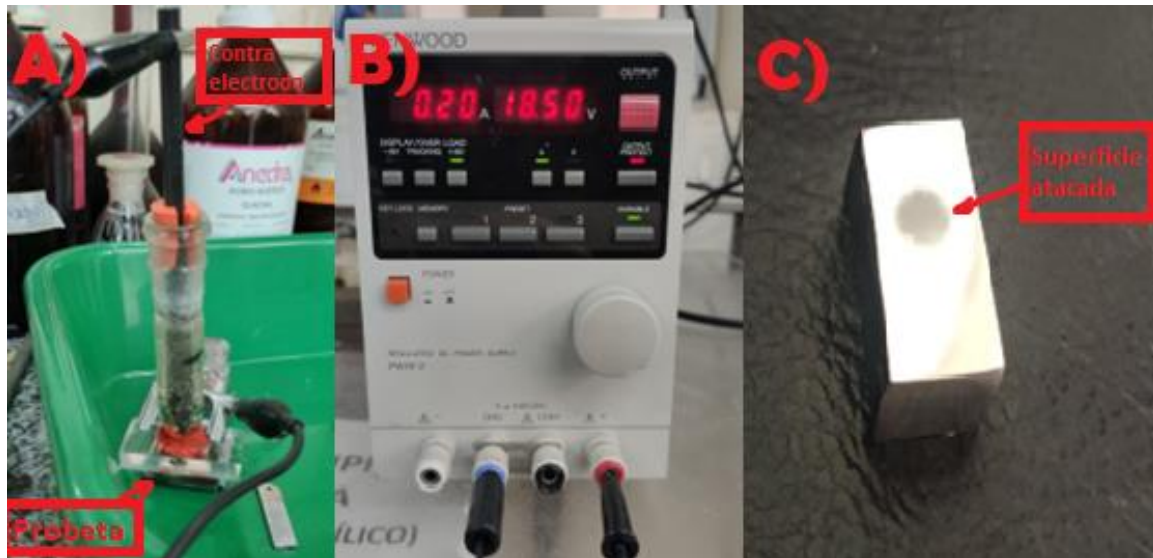


Figura 11.1. A) Dispositivo para ensayo. B) Parámetros eléctricos con los que se realizó el ensayo. C) Probeta post ensayo

Posteriormente, se llevaron las 4 probetas al microscopio metalográfico y se obtuvieron los siguientes resultados:

Lo primero que se observó es la morfología del ataque, como se muestra en la figura 11.2 hay dos zonas bien delimitadas:

- El centro: zona oscurecida donde el ataque fue muy agresivo y no se puede observar la microestructura.
- El borde: zona donde el ataque fue más benévolo y la microestructura es visible.

Es importante mencionar que en materiales más típicos como aceros AISI 304L no se logran distinguir dos zonas, sino, que el ataque es homogéneo. Se sospecha que esta anomalía es efecto que el contra electrodo de grafito estaba muy cerca de la muestra durante el ensayo.

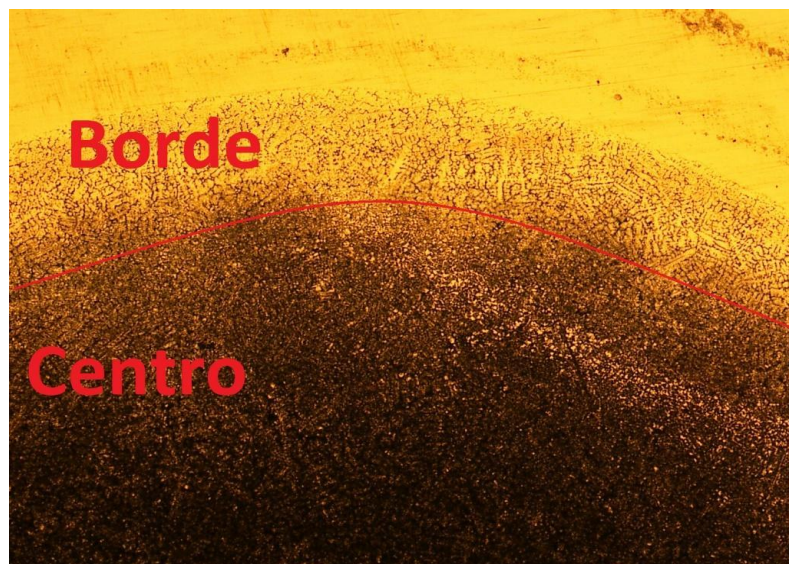


Figura 11.2 Morfología post ensayo de corrosión, Aumento de 50x. Muestra las zonas "Centro" y "Borde" de donde se obtuvieron posteriores metalografías.

Consecuentemente, se obtuvieron metalografías del centro de cada muestra, como se ve en la figura 11.3:

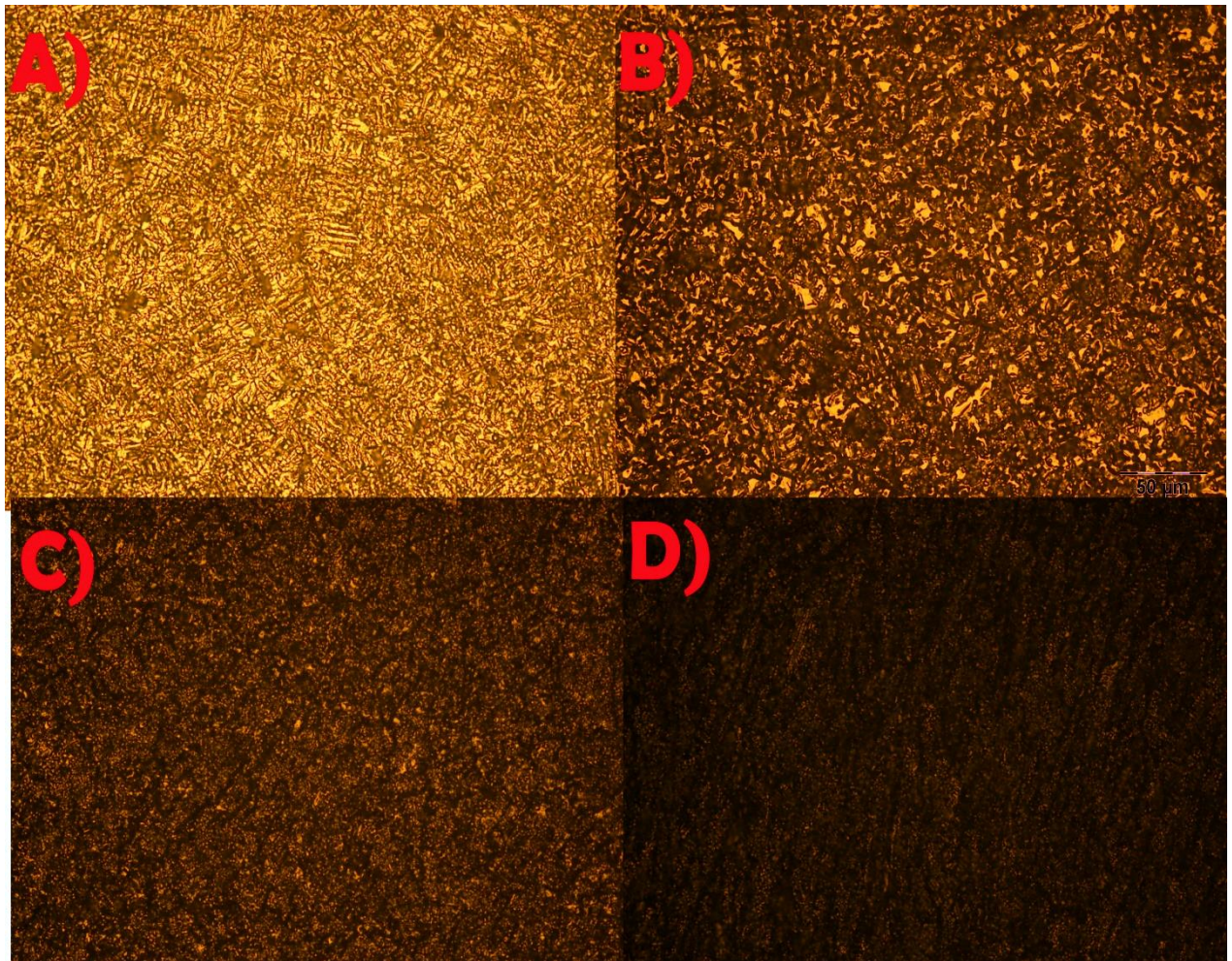


Figura 11.3 Comparación del centro de las probetas con distintos tratamientos térmicos. A) sin PWHT B) PWHT 5 hs C) PWHT 10 hs D) PWHT 20 hs. Todas con aumento de 200 x.

En la anterior figura se nota fácilmente que a medida que aumenta el tiempo de tratamiento térmico el ataque es más agresivo al punto de dejar una microestructura totalmente rugosa que desvía la luz casi por completo, como es el caso de la probeta con 20 horas de PWHT.

Por otro lado, un análisis de la microestructura en los bordes arroja las metalografías observadas en la figura 11.4:

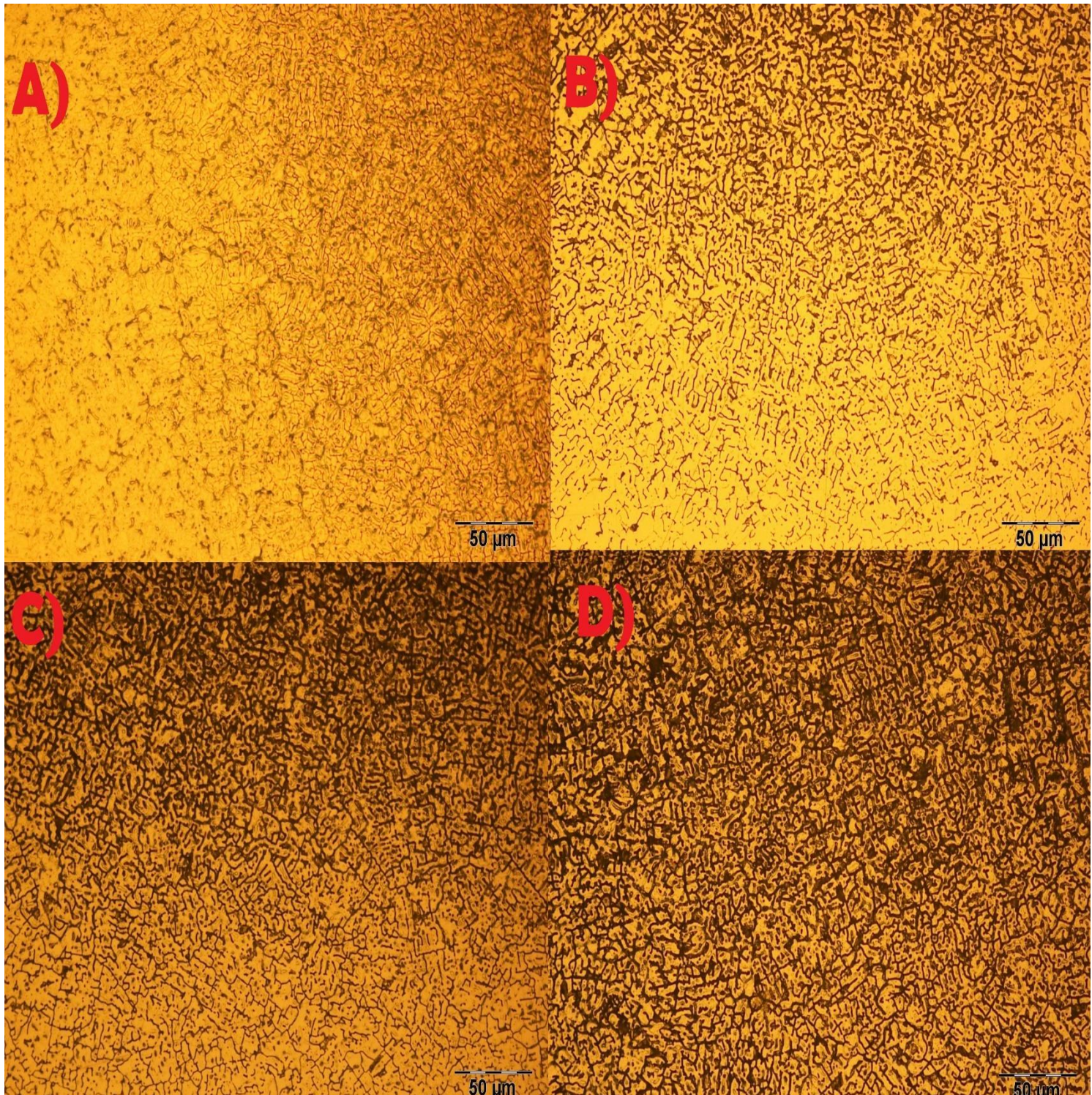


Figura 11.4 Comparación del borde de las probetas con distintos tratamientos térmicos. A) Sin TT B) TT 5 hs C) TT 10 hs D) TT 20 hs. Todas con aumento de 200 x.

En la figura 11.4 se observa claramente que en los casos B,C,D los bordes interdendriticos son del tipo “ditch”. Llegado este punto es importante recordar que el borde de las probetas son las zonas donde el ataque fue menos severo y aun así las **probetas con 5,10 y 20 hs de PWHT** no pasan el ensayo con lo cual dichas probetas quedan **rechazadas**.

Por otro lado, la probeta sin tratamiento térmico, caso A) de la anterior imagen, mereció mayor atención ya que no presentó, predominantemente, una micro estructura tipo “ditch”, La figura 11.5 muestra que en el borde la microestructura obtenida es de tipo “dual”

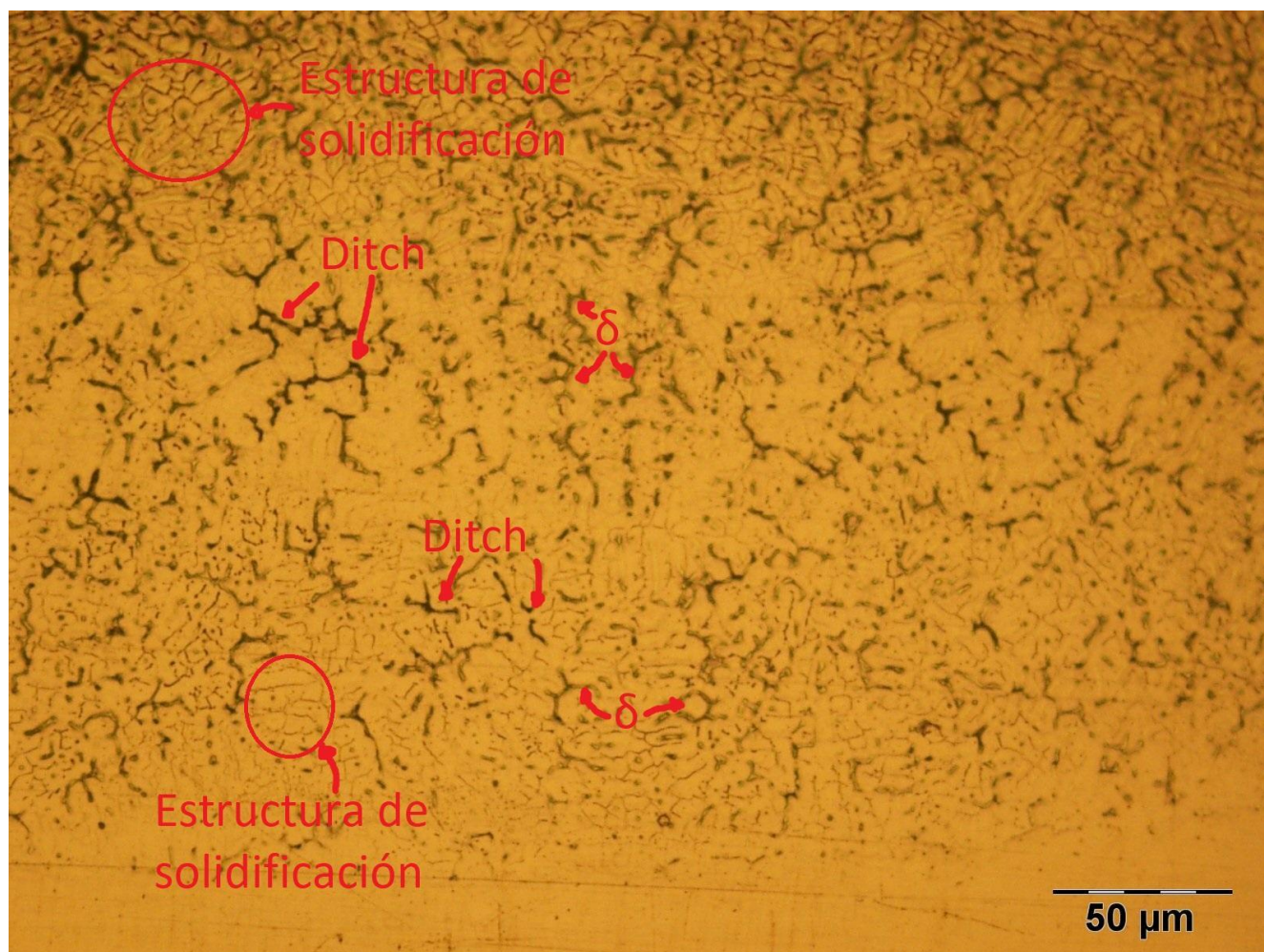


Figura 11.5 Borde de la probeta sin PWHT

A pesar de que una estructura tipo “dual” es aceptada, si se aplica estrictamente la norma el hecho de que el centro de la probeta no pase el ensayo implica que la **probeta sin PWHT es rechazada**.

11.2. Ensayo potencio cinético de reactivación por doble lazo (DLEPR).

Para este ensayo se reutilizaron las probetas del ensayo ASTM 262 practica A y se agregó una nueva probeta que fue solubilizada a 1050°C durante 1 hora y templada en agua.

En la figura 11.6 se observa el dispositivo de ensayo; la celda utilizada fue la misma que en el ensayo ASTM 262 practica A(figura 11.1 A)) se utilizó un contra electrodo de platino enrollado alrededor de un electrodo de referencia de Hg₂SO₄ y un potencióstato Gamry, todos los ensayos se hicieron sobre el plano longitudinal de las muestras donde solo se observa el recubrimiento de Nitronic 60.

En total se realizaron 5 ensayos según la norma descrita en la sección 3.3.2. Para iniciar el ensayo se midió durante 300 segundos el potencial de corrosión. Una vez medido se inició el

barrido de activación desde los -0.05 V respecto al potencial de corrosión hasta los -0.1V respecto al potencial de referencia, en el barrido de reactivación se hizo el camino inverso. Ambos barridos se hicieron con una velocidad de 1.67mV/s.

Una práctica común en este ensayo es eliminar el oxígeno de la solución para evitar que participe de las reacciones electroquímicas con un barrido de N₂ gaseoso, sin embargo, en este experimento no se evacuó el O₂ ya que no produce mucha diferencia en las curvas de polarización¹²

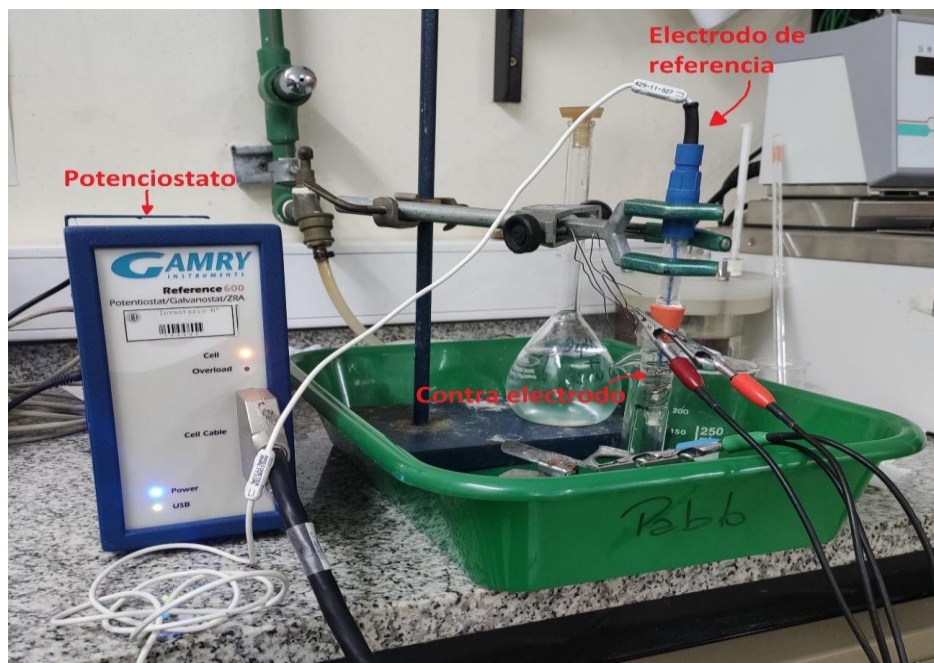


Figura 11.6 Dispositivo de ensayo

Luego de los 5 ensayos se obtuvieron los siguientes resultados:

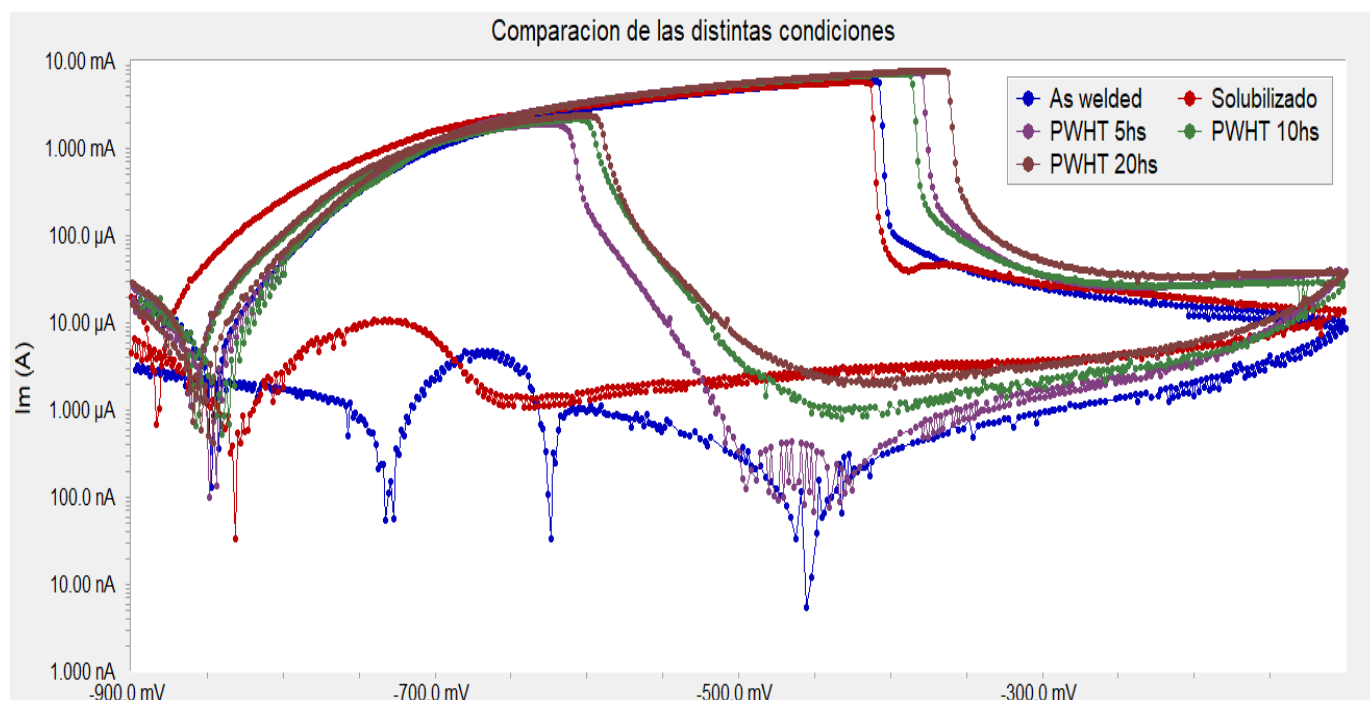


Figura 11.7 Ensayos de doble loop en las 5 condiciones distintas del Nitronic 60.

Condición	I_p [A]	I_r [A]	I_r/I_p
Solubilizado	6.12E-03	1.03E-05	0.002
As welded	5.90E-03	4.60E-06	0.001
PWHT 5hs	7.20E-03	1.90E-03	0.264
PWHT 10hs	7.00E-03	2.00E-03	0.286
PWHT 20hs	7.80E-03	2.30E-03	0.295

Tabla 11.1 Resultados del ensayo DLEPR

Conclusiones:

- En términos de resistencia a la corrosión las condiciones as welded es tan buena como la condición solubilizada, entonces la condición as welded no presenta sensibilización.
- Con el aumento de tiempo de PWHT la resistencia a la corrosión empeora.
- En términos de resistencia a la corrosión el Nitronic 60 en condiciones de 5,10 y 20 horas de PWHT es muy similar. Como se menciona en la sección 3.3.2 aceros con I_r/I_p mayores a 0.05 son considerados sensitizados , entonces las condiciones antes mencionadas están sensitizadas.

12. Conclusiones generales.

- Como se mencionó en la introducción (sección 2) esta tesis estaba destinada a estudiar al Nitronic 60 como recubrimiento de 3 componentes. A continuación, las conclusiones generales para cada componente:
Para las guías del RPR: Ya que el Nitronic 60 pierde su resistencia a la corrosión incluso con 5 hs de PWHT y los 250 ± 30 MPa son suficientes para la aplicación se recomienda usar al Nitronic 60 en su condición as welded , es decir , se debería soldar una vez el RPR haya recibido todos los tratamientos térmicos pertinentes. Nótese que la condición as welded tiene tan buena resistencia a la corrosión como una condición solubilizada (sección 11).
- Para las guías del barrel y el gorrón interno del soporte del barrel : ya que estas piezas no reciben tratamiento térmico las afirmaciones del anterior punto son también válidas. Además, véase la figura 12.1 que fue extraída del plano del gorrón interno, el gorrón interno hecho de SA 508 debe llevar dos recubrimientos uno de 309L+308L con fin de brindar resistencia a la corrosión y otro de Nitronic 60 para brindar resistencia al desgaste, sin embargo, ya que se sabe que la condición as welded tiene buena resistencia a la corrosión podría evitarse la capa de 308L+309L ya que el Nitronic 60 cumple con ambos requerimientos.

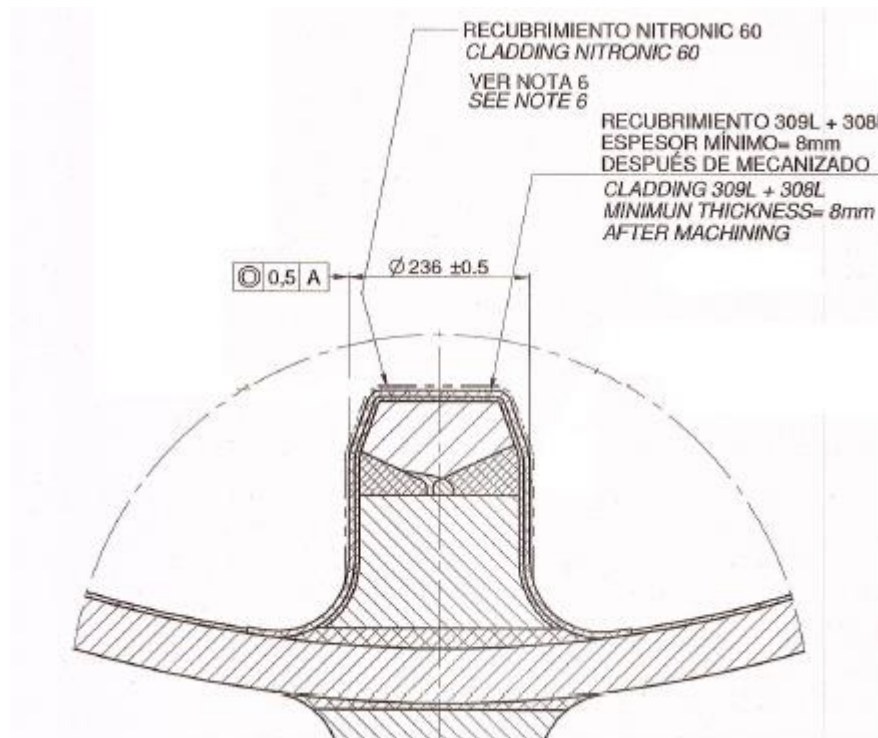


Figura 12.1 Plano gorrón interno del soporte del barrel.

- Respecto a la mejora de la resistencia al galling con el PWHT: Microestructuralmente el PWHT tuvo dos efectos: disminuir la cantidad de ferrita delta y precipitar carburos $M_{23}C_6$.

Por un lado, se podría atribuir el aumento de la resistencia al galling a la reincorporación de Si (aleante clave que brinda resistencia al desgaste adhesivo³¹) a la matriz austenítica fruto de la desaparición de ferrita delta (que tiene una concentración de Si mayor que la matriz por ser este un elemento alfégeno). Sin embargo, este mecanismo parece poco convincente debido a la poca cantidad de Si que se reincorpora a γ luego de 20 hs de PWHT como muestra el siguiente cálculo:

$$\text{Si reincorporado a } \gamma = 0.3 * \frac{9 \text{ Fe}\delta}{100 \text{ Fe}\gamma} * \frac{10 \text{ Si en Fe}\delta}{100 \text{ Fe}\delta} = \frac{0.27 \text{ Si en Fe}\delta}{100 \text{ Fe}\gamma} = 0.27\%$$

% de δ que desaparece luego de 20hs de PWHT. (figura 9.31 Método metalográfico).

% de δ inicial. (figura 9.31 Método metalográfico).

Suposición: δ tiene un 10% de Si. (La aleación tiene un 4.52%).

Por otro lado, según algunos autores ^{32 33} la resistencia al galling esta aparejada con carburos finamente distribuidos, condición que cumple el Nitronic 60 con PWHT ya que los carburos precipitan en los bordes γ/δ y esta última está bien distribuida en la superficie de contacto (ver figura 8.4 A)).

Conclusión: Pareciera que la precipitación de carburos es la que produce un aumento de la resistencia al galling.

13. Trabajos a futuro.

- Respecto a los ensayos de resistencia al galling: Si bien se encontraron valores umbrales del galling threshold y cuanto mejora el PWHT la resistencia al galling se deben realizar más ensayos con el fin de obtener resultados concluyentes.
Por otro lado, se deberían realizar mejoras en el dispositivo usado (apartado 6) para evitar giros excéntricos del pin y transmisiones no uniformes de carga.
Es muy importante mencionar que vale el esfuerzo seguir con el desarrollo de dicho dispositivo ya que hoy en día el ensayo ASTM G98 no se realiza en el país y más allá de la innovación tecnológica podría ser de mucha utilidad para el proyecto CAREM ya que se prevé rozamiento en varios otros componentes no tratados en esta tesis.
- Para desmentir o confirmar la relación entre el aumento de la resistencia al galling y la precipitación de carburos se sugiere comparar ensayos de galling con 5 y 10 hs de PWHT. De ser correcta la teoría la mejora entre dichas dos condiciones será mínima en comparación con la mejora respecto a una condición as welded ya que como se deduce de la tabla 11.1 la precipitación de los carburos más intensa es en las primeras 5 hs de PWHT.
- Ya que el Nitronic 60 es un material nuevo en los proyectos de CNEA se desconoce cuál será su comportamiento bajo radiación, por lo cual se recomienda sumarlo al plan de vigilancia del CAREM.

14. Bibliografía.

1. Féron, D. Overview of nuclear materials and nuclear corrosion science and engineering. *Nucl. Corros. Sci. Eng.* 31–56 (2012) doi:10.1533/9780857095343.1.31.
2. J.T. Caduca, P.L. Mellor - Wear Measurements of Nuclear Power Plant Components. Electric Power Research Institute, Palo Alto, Calif. Mayo 1984. NP-3444. *Methods* (2000).
3. Christensen, H. Effect of water radiolysis on corrosion in nuclear reactors. **3**, 675–687 (1981).
4. Alloys, H. Nitronic 60 product data bulletin. 167–173 (1999).
5. Bayer, R. Fundamentals of Wear Failures. *Mach. Prod. Eng.* **116**, 169–174 (1970).
6. ASTM Standard. Standard test method for galling resistance of materials. **02**, 4–8 (2004).
7. Budinski, K. G. & Budinski, S. T. Interpretation of galling tests. *Wear* **332–333**, 1185–1192 (2015).
8. Siefert, J. A. & Babu, S. S. Experimental observations of wear in specimens tested to ASTM G98. *Wear* **320**, 111–119 (2014).
9. ASTM Standard. Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels. *ASTM Int. West Conshohocken, PS* **01**, 1–17 (2021).
10. ISO 12732:2006 “Corrosion of metals and alloys Electrochemical potentiokinetic reactivation measurement using doble loop method” (DLEPR).
11. Ranalli, J. M. Relationship Between Microstructure and Corrosion of Pressure Vessel Cladding Materials. (2017).
12. Altamirano, P. M., Kappes, M. A. & Rodríguez, M. A. Determinación in situ del grado de sensibilizado de aceros inoxidable austeníticos. *Petrotecnia* **2**, 96–102 (2021).
13. Anteri, G. *Apunte clase Materiales Metálicos. Elementos de aleación*.
14. Lippold, J. C. *Welding Metallurgy and Weldability. Welding Metallurgy and Weldability* (2014). doi:10.1002/9781118960332.
15. Espy, R. H. Weldability of Nitrogen-Strengthened Stainless Steels. *Weld. J. (Miami, Fla)* **61**, (1982).
16. Wilde, B. E. Influence of Silicon on the Intergranular Corrosion Behavior of 18Cr-8Ni Stainless Steels. *Corrosion* **44**, 699–704 (1988).
17. Folkhard, E. *Welding metallurgy of austenitic stainless steel*. vol. 41 (1972).
18. Er, M. I. & Bare, N. I. Midalloy ER218 Bare wire technical bulletin. vol. 218 1–2 at (2010).
19. Pastor, A. *Apunte procesos 2 . Metal de soldadura*.
20. ASTM Standard. E407-07 Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. *ASTM Int.* **07**, 1–22 (2015).
21. Yin, H., Shibata, H., Emi, T. & Suzuki, M. ‘In-situ’ observation of collision, agglomeration and cluster formation of alumina inclusion particles on steel melts. *ISIJ Int.* **37**, 936–945 (1997).

22. Suutala, N. Effect of Manganese and Nitrogen on the Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds. *Metall. Trans. A, Phys. Metall. Mater. Sci.* **13 A**, 2121–2130 (1982).
23. Ritter, A. M. & Savage, W. F. Solidification and solidification cracking in nitrogen-strengthened austenitic stainless steels. *Metall. Trans. A* **17**, 727–737 (1986).
24. Myllykoski, L. & Suutala, N. Effect of solidification mode on hot ductility of austenitic stainless steels. *Met. Technol.* **10**, 453–460 (1983).
25. Baeslack, W. A., Savage, W. F. & Lippold, J. C. Unmixed Zone Formation in Austenitic Stainless Steel Weldments. *Weld J (Miami Fla)* **58**, 168–176 (1979).
26. Cockeram, B. V. Some observations of the influence of δ -ferrite content on the hardness, galling resistance, and fracture toughness of selected commercially available iron-based hardfacing alloys. *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* **33**, 3403–3419 (2002).
27. N.S. Stoloff : *Materials Handbook, vol. 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys*, ASM INTERNATIONAL, Materials Park, OH, 1990, pp. 950-1007.
28. Hsieh, C.-C. & Wu, W. Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels. *ISRN Metall.* **2012**, 1–16 (2012).
29. J. Barcik (1988) Mechanism of σ -phase precipitation in Cr–Ni austenitic steels, *Materials Science and Technology*, 4:1, 5-15, DOI: 10.1179/mst.1988.4.1.5.
30. Lesage, T. *et al.* Galling categories investigations in stainless steels. *Wear* **460–461**, 203413 (2020).
31. Dumbleton, H. & Douthett, A. The unlubricated adhesive wear resistance of metastable austenitic stainless steels containing Silicon. **42**, 305–332 (1977).
32. Ko, D. C., Kim, S. G. & Kim, B. M. Influence of microstructure on galling resistance of cold-work tool steels with different chemical compositions when sliding against ultra-high-strength steel sheets under dry condition. *Wear* **338–339**, 362–371 (2015).
33. Gård, A., Krakhmalev, P. & Bergström, J. Influence of tool steel microstructure on origin of galling initiation and wear mechanisms under dry sliding against a carbon steel sheet. *Wear* **267**, 387–393 (2009).

15. Anexo.

El siguiente anexo tiene como objetivo ilustrar algunos componentes del reactor CAREM a fin de informar al lector sobre el estado actual del proyecto.

Ver figuras 4.1 y 4.7 que muestran los conjuntos del RPR y barrel respectivamente.

La figura 15.1 muestra el cuello y el hombro del RPR. En el interior del cuello irán soldadas las guías del RPR que estarán recubiertas por Nitronic 60 (aplicación estudiada en esta tesis).



Figura 15.1 Partes del RPR A) Cuello. B) Hombro.

En la figura 15.2 se observan : A) el cuerpo intermedio superior al cual se le están mecanizando las ventanas para unirlo con las bridas del conjunto plena. El conjunto plena consisten en 12 bridas como las mostradas en la figura B) que se conectan con los generadores de vapor del reactor.



Figura 15.2 A) Cuerpo intermedio superior del RPR B) Brida del conjunto plena.

En la figura 15.3 se observan: A) el cuerpo intermedio inferior el cual hoy en día esta siendo recubierto con un cladding de acero inoxidable en su cara interior. B) muestra el gorrón interno del soporte del barrel el cual se recubrirá con Nitronic 60 (aplicación de esta tesis.)



Figura 15.3 Partes del RPR A) Cuerpo intermedio inferior. B) Casquete inferior.

Por otro lado, las siguientes figuras muestran el estado actual del conjunto barrel. Las flechas azules señalan las guías del barrel que serán recubiertas por Nitronic 60 (aplicación que se estudio durante esta tesis)

La 15.4 A) muestra la parte inferior del barrel, la flecha roja señala el soporte del barrel donde el gorrón interno del RPR (figura 15.3 B)) debe encastrar.

En la figura 15.4B) se ve el interior de una virola del barrel. Dicha parte deberá ir soldada a la virola inferior mostrada en la figura 15.4 A) y a la parte superior mostrada en la figura 15.4C)



Figura 15.4 Partes del barrel A) Virola inferior B) Virola intermedia C) Virolas superiores.