

**Ing.
Maxime Domain**

T.P
(043) 62
D 71
2023

Tesis CEATEN

Estudio de las propiedades termo mecánicas del
Nitronic 50

Director: Dr. Ing. Marcos Bergant

Co-director: Mg. Ing. Maximiliano Escoda



Instituto Balseiro



UNCUYO
UNIVERSIDAD
NACIONAL DE CUYO



Comisión Nacional
de Energía Atómica

(Biblioteca Leo Falicov CAB-IB)

TESIS DE POSTGRADO DE ESPECIALIZACIÓN EN APLICACIONES
TECNOLÓGICAS DE LA ENERGÍA NUCLEAR

**ESTUDIO DE LAS PROPIEDADES TERMO MECÁNICAS DEL
NITRONIC 50**

Ing. Maxime Domain

Dr. Ing. Marcos Bergant

Director

Mg. Ing. Maximiliano Escoda

Co-director

Miembros del Jurado

Dr. Mauricio Chocrón

Dr. Carlos Gho

Lic. Gerardo Quintana

Ing. Daniel Guerrero Gil

Diciembre 2023

División Física de Metales, Gerencia de Física (GAIDI), Centro Atómico Bariloche

Instituto Balseiro

Universidad Nacional de Cuyo

Comisión Nacional de Energía Atómica

Argentina

Inventario 24891

24/05/2024

Biblioteca Leo Falicov

1 Índice de contenido

1	Índice de contenido.....	4
2	Agradecimientos	5
3	Introducción	6
4	Nitronic	8
4.1	Generalidades	8
4.2	Fragilización en metales de soldadura de aceros inoxidables austeníticos.....	14
4.3	Microestructura	16
4.3.1	Phase sigma (σ)	16
4.3.2	Efectos de las radiaciones en un contexto nuclear.....	23
4.4	Propiedades mecánicas.....	26
4.4.1	Ensayo de tracción	26
4.4.2	Correlación entre el K_{IC} y la tensión.....	28
4.4.3	Ensayo normalizado para medición de la tenacidad a la fractura.....	30
5	Conclusión.....	35
6	Bibliografía.....	37
7	Índice de tablas	40
8	Indice de figuras	41

2 Agradecimientos

Esta pasantía se ha realizado en la División Física de Metales, Gerencia de Física (GAIDI), del Centro Atómico Bariloche

No habría sido una experiencia tan extraordinaria sin la ayuda de muchas personas. Me gustaría expresar aquí mi más sincero agradecimiento a todas ellas.

En primer lugar, mi familia, que siempre me ha apoyado y sin la cual no habría conseguido tanto.

Después, a los dos que más han contribuido a esta experiencia: Maximiliano Escoda y Marcos Bergant. Además de ofrecerme la oportunidad de unirme a su equipo, fueron mis mentores durante todo el periodo de prácticas, tanto a nivel profesional como personal. Trabajadores, íntegros y abiertos de mente, me influyeron más de lo que pensaban.

Por supuesto, me gustaría dar las gracias también a Mauricio Chocrón, que hizo posible estas prácticas.

También quiero agradecer a todos los profesores del Instituto Balseiro, de la Universidad de Buenos Aires, y de los Centros Atómicos de Ezeiza y Constituyentes, cuya enseñanza mostró toda su calidad durante esta pasantía.

Por último, porque no es un trabajo fácil, quisiera agradecer especialmente a Maximiliano Escoda y Marcos Bergant por la corrección de esta tesis y sus útiles comentarios.

3 Introducción

El diseño de los reactores nucleares incorpora el uso de un acero inoxidable austenítico de alta resistencia endurecido por solución sólida con un alto contenido de nitrógeno, conocido comercialmente como Nitronic. Este puede ser utilizado en partes presurizadas que implican soldaduras.

El aporte térmico que se le realiza a la unión juega un papel fundamental en la microestructura y propiedades mecánicas finales de la soldadura, en particular, la zona de material transformado comúnmente llamada zona afectada por el calor (ZAC).

La necesidad de investigar las propiedades termo mecánicas y microestructurales de la soldadura Nitronic, particularmente en la ZAC, surge del hecho de que el ciclo térmico durante el proceso de soldadura a menudo induce la formación de ferrita delta, lo que conduce en las zonas de recalentamiento a:

- Una transformación de un material austenítico en un acero de microestructura dúplex
- Una generación de fase sigma (σ)

Esta alteración de la microestructura puede dar lugar a cambios en el comportamiento del material, lo que se traduce en un decremento de las propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión, y potencialmente, fractura frágil.

Para ello se propone:

- En una primera instancia un trabajo bibliográfico sobre el Nitronic, y un tipo de Nitronic en particular: el Nitronic 50 (N50)
- Se recopilará información de sus propiedades mecánicas disponibles en particular la tenacidad a la fractura, que es de alto interés
- Se explorará el ciclo térmico que experimenta el Nitronic durante el proceso de soldadura, en particular con la intención de simular ZAC
- Se recopilará información de otras aleaciones similares utilizadas en la industria nuclear
- Se realizarán ensayos de mecánica de fractura los cuales se comparan con los obtenidos por diversas fuentes

4 Nitronic

4.1 Generalidades

Nitronic ®50 (N50) constituye un acero inoxidable super austenítico endurecido mediante una solución sólida intersticial con nitrógeno [1].

Este material se propone como una alternativa a los aceros inoxidables austeníticos convencionales, tales como el tipo 304 y 316, en aquellas aplicaciones que demandan una mayor resistencia mecánica y a la corrosión [2][3].

El N50 puede ser identificado de diversas maneras, como UNS S20910 [4], XM-19 [1], Armco 22-13-5 (22Cr-13Ni-5Mn) [5], Aquamet®22, EN 1.3964 y DIN X2CrNiMnMoNNb21-16-5-3.

En lo que respecta a sus propiedades, el N50 exhibe, en términos generales, una resistencia a la corrosión superior a los grados 316 y 316L [3], con aproximadamente el doble de tensión de fluencia a temperatura ambiente.

A diferencia de algunos aceros inoxidables austeníticos de la serie 300, el N50 no manifiesta propiedades magnéticas tras el trabajo en frío o el enfriamiento a temperaturas muy bajas [4].

La Tabla 1 presenta la composición química nominal del N50 junto con una comparación con otras aleaciones austeníticas [1], [6][6]. El equilibrio químico del N50 resulta en una microestructura austenítica monofásica (γ -FCC).

La Tabla 2 proporciona una breve descripción de las propiedades mecánicas mínimas especificadas.

Elemento	200	304 (304 L)	316 (316 L)	316 Ti	347	N50	N60	N33	N40
Ni	1.0 - 5.5	8.0 - 11.0	10.0 - 14.0	10.5 - 13.5	9.0 - 13.0	11.5 - 13.5	8.0 - 9.0	3.26	7.16
Cr	16.0 - 19.0	18.0 - 20.0	16.0 - 18.0	16.5 - 18.5	17.0 - 19.0	20.5 - 23.5	16.0 - 18.0	18.09	19.75
C	0.12 - 0.25	0.08 (0.03)	0.08 (0.03)	0.06	0.08	0.06	0.10	0.038	0.019
Mn	5.5 - 12.5	2.0	2.0	2.0	2.0	4.0 - 6.0	7.0 - 9.0	13.22	9.49
Si	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	3.5 - 4.5	0.52	0.15
P	0.045 - 0.060	0.045	0.045	0.035	0.045	0.045	0.060	0.028	0.004
S	0.030 - 0.040	0.030	0.030	0.015	0.030	0.030	0.030	0.005	0.003
Mo	-	-	2.0 - 3.0	2.0 - 2.5	-	1.5 - 3.0	-	0.12	-
N	0.25 - 0.40	-	-	-	-	0.20 - 0.40	0.08 - 0.18	0.37	0.28
Ti (Nb)/C	-	-	-	8	10	-	-	-	-
Otros	-	-	-	-	-	V: 0.10 - 0.30 Nb: 0.10 - 0.30	-	-	-

(1) Se abarca las aleaciones 201, 202 y 205

(2) La composición del 316 Ti se controla para que tenga un porcentaje de ferrita delta típicamente entre el 4 y el 8 %.

Tabla 1: Composición química en porcentaje en peso de diferentes inoxidables austeníticos.

Propiedad	304 (304 L)	304N (304 LN) ¹	316 (316 L)	316N (316 LN) ¹	347	N50
Resistencia a la fluencia (MPa)	205 (170)	240 (205)	205 (170)	240 (205)	205	380
Resistencia a la tracción (MPa)	485 (450)	550 (485)	485 (450)	550 (485)	485	690
Elongación a 50 mm (%)	30 (30)	25 (30)	30 (30)	25 (30)	30	35

(1) Las designaciones N y LN son de igual composición que los grados de la tabla 1, solo que el contenido de nitrógeno está especificado para estar entre 0,10 y 0,16% wt.

Tabla 2: Propiedades mecánicas mínimas especificadas a temperatura ambiente, ASME SA 965.

Es imperativo señalar que, si bien las aleaciones Nitronic pueden clasificarse en la categoría de aceros inoxidable austeníticos con elevados contenidos de nitrógeno y manganeso, poseen una composición química única.

Algunos autores las sitúan dentro de la serie 200 [7]; sin embargo, no es apropiado agruparlas en ninguna serie de aceros inoxidable austeníticos. Por ende, debido a sus peculiaridades de composición química, se debe ejercer precaución al realizar comparaciones y/o extrapolaciones basadas en otros aceros inoxidable austeníticos.

A modo de ejemplo, los aceros comúnmente clasificados en la serie 200, caracterizados por bajos porcentajes en peso de níquel y altos contenidos de manganeso y nitrógeno, manifiestan una temperatura de transición dúctil-frágil [8][9][10], como se ilustra en la Figura 1.

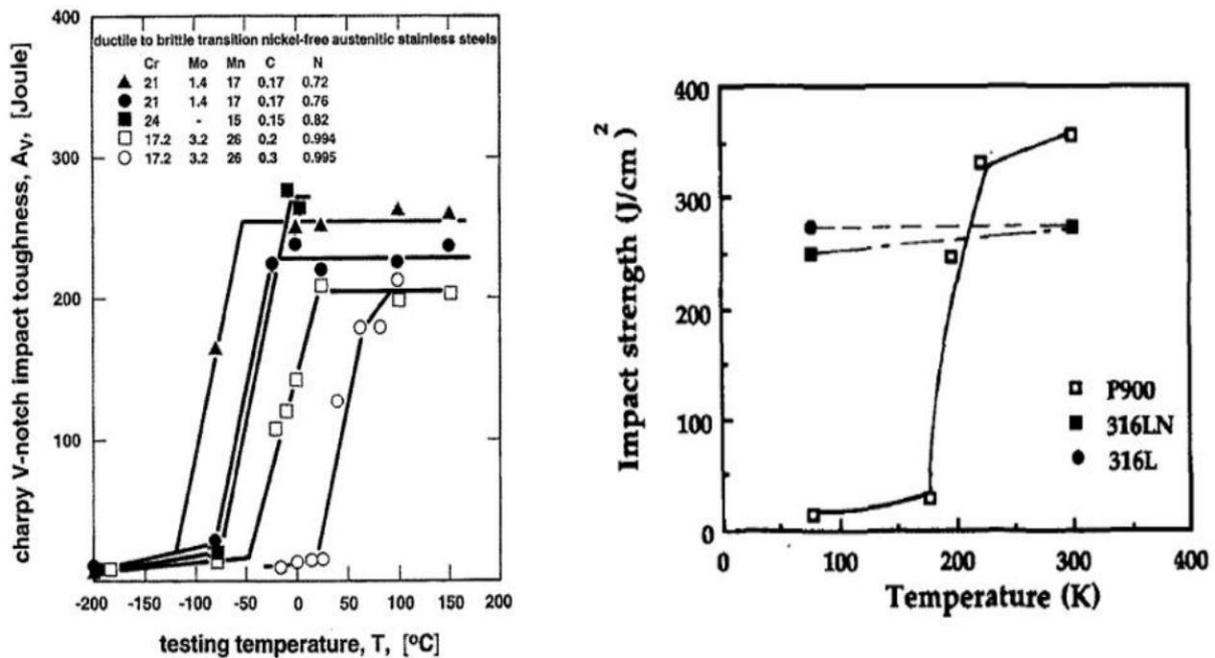


Figura 1: Resultados de ensayos de Charpy, a la izquierda aceros austeníticos Cr-Mn-N libres de níquel. A la derecha comparación entre acero P900 (Cr-Mn) y los grados 316L y 316LN.

El libro de Peckner y Bernstein [11], publicado en 1977, destaca que los aceros austeníticos con elevados niveles de manganeso y nitrógeno, pero con bajos porcentajes de níquel.

En el caso del N50, no se ha observado que presente una temperatura de transición dúctil-frágil, similitud que comparte con los aceros inoxidable de la serie 300. Este aspecto reviste relevancia en proyectos como el ITER (*International Thermonuclear Experimental Reactor*), donde se empleará el N50 con requisitos de tenacidad a temperaturas tan bajas como 4 kelvin [12].

Es relevante señalar que el uso del N50 en los últimos años en el ámbito nuclear se ha incrementado [1], utilizándose en aplicaciones dentro de la industria nuclear, especialmente en reactores del tipo BWR, donde desempeña funciones como componente interno, por ejemplo, en las estructuras destinadas al soporte del núcleo [13].

No obstante, no existen informes en servicio que documenten su utilización como elemento retenedor de presión.

Un aspecto crítico para los reactores reside en la soldabilidad del N50.

La soldabilidad puede ser conceptualizada de dos maneras:

- en primer lugar, la soldabilidad de fabricación, que implica lograr uniones soldadas íntegras y minimizar la aparición de defectos en un proceso de soldadura dado
- en segundo lugar, la soldabilidad de servicio, que asegura que el cordón de soldadura y la zona afectada por el calor cumplan con los requisitos de servicio establecidos.

En los catálogos del N50 se destaca que su soldabilidad durante el proceso de fabricación es comparable a la de las aleaciones de la serie 300 [4].

No obstante, se debe ejercer precaución debido al elevado contenido de nitrógeno, lo cual podría aumentar la susceptibilidad a la formación de porosidad durante la soldadura. Esta situación puede abordarse mediante el uso de consumibles con menores niveles de nitrógeno en comparación con el metal base [14], junto con un cuidado más riguroso en la utilización de gases de protección.

Este aspecto se considera de suma importancia, ya que la resolución de este desafío resulta crucial para el progreso de diversas tareas pendientes, siendo una de ellas la inspección no destructiva mediante ultrasonido, la cual se encuentra intrínsecamente vinculada a la microestructura resultante del material soldado, dependiente del procedimiento utilizado.

Se llegó a la conclusión de que, aunque existen varios consumibles de acero inoxidable austenítico que podrían superar los valores mínimos requeridos en las pruebas de Charpy, no se ha identificado ningún metal de aporte de acero inoxidable austenítico capaz de igualar la resistencia a la tracción mínima del N50, excepto el E209.

En otras palabras, si bien es factible utilizar otros tipos de consumibles de acero inoxidable austenítico, no se puede garantizar que logren igualar las propiedades mecánicas mínimas especificadas para el metal base [4].

En relación con los antecedentes asociados a la soldadura del N50, cabe destacar el proyecto ITER, el cual seleccionó el Nitronic 50 como material estructural [12]. Su investigación se enfocó en evaluar la viabilidad de la soldadura en espesores considerables, aproximadamente 100 mm, primero con el E209 y posteriormente con el E316LMn.

Los resultados observados indican que con el E209 se lograba una tenacidad a la fractura inferior a los requisitos del proyecto, considerando que la temperatura de servicio es de 4 kelvin.

Por otro lado, utilizando el 316LMn, se cumplieron de manera satisfactoria con los requisitos fractomecánicos; sin embargo, se obtuvo una resistencia a la tracción menor a la especificada mínima del metal base. Este trabajo destaca que la baja tenacidad del MS E209 no era anticipada y se atribuyó a la microestructura del mismo.

Específicamente, el MS de N50 contenía ferrita delta, la cual se reconoce por degradar la tenacidad a 4 K [12][15]. Por esta razón, la segunda opción fue seleccionar un aporte como el 316LMn, cuya microestructura es completamente austenítica.

Debido a los resultados insatisfactorios, el ITER decidió fabricar los componentes prescindiendo de soldaduras, optando en su lugar por piezas completamente forjadas de N50 [16].

Un precedente notable consiste en la utilización del N50 como componente del recipiente a presión (RPR) del Sistema Modular Reactor (SMR) estadounidense, propiedad de la empresa NuScale [17].

El N50 formará parte de la virola inferior del RPR, la cual representa la zona más crítica desde el punto de vista de la radiación.

Las soldaduras circunferenciales serán ejecutadas con el aporte E209. Hasta el momento, no se ha logrado recopilar información detallada acerca de las propiedades del metal de soldadura. En el transcurso del año 2023, NuScale obtuvo la licencia de la Comisión Reguladora Nuclear (NRC), y actualmente la central se encuentra en fase de construcción.

Es fundamental destacar que no se proporciona información respecto al valor requerido de tenacidad para el N50 y el MS E209 en el caso del reactor de NuScale [17]. Lo que se informa es que se deben cumplir los siguientes criterios:

- La composición de carbono no debe exceder el 0,04 % en peso, tanto para el Metal Base (MB) como para el MS.
- El metal de soldadura debe presentar ferrita delta en un rango de 5 a 20 FN, con el fin de prevenir la fisuración por solidificación, de acuerdo con las disposiciones de la NRC.

En futuras revisiones de este trabajo, se hará hincapié en la revisión bibliográfica relacionada con la soldadura del N50 por parte de NuScale.

Por otro lado, en EPRI existe un informe sobre las reparaciones llevadas a cabo en componentes internos de algunos reactores BWR.

Entre los materiales utilizados se incluye el XM-19 (N50), en el cual se proporcionan pautas de diseño y requisitos de soldadura. Sin embargo, dado que dicho informe tiene un costo asociado, no se ha tenido acceso al mismo [18].

4.2 Fragilización en metales de soldadura de aceros inoxidables austeníticos

Se acepta comúnmente que los aceros ferríticos y aquellos con estructura tipo dúplex son propensos a la fragilización durante su servicio a temperaturas comprendidas entre 250 y 550 °C. Este fenómeno, reconocido como fragilización de los 475 °C, se caracteriza por la precipitación de fases en la ferrita [19].

La fragilización de los 475 °C se manifiesta a través de una descomposición espinodal de la fase ferrítica (α), la cual experimenta una transformación en $\alpha + \alpha'$, siendo la primera rica en hierro y la segunda con un elevado contenido de cromo [19][20][20].

Asimismo, se han documentado informes sobre la presencia de otra fase precipitada denominada G en estos intervalos de temperaturas.

A pesar de que los aceros inoxidables austeníticos en su condición forjada exhiben una sobresaliente resistencia y estabilidad a altas temperaturas, se evidencia una disminución en la tenacidad y un aumento en la dureza con el tiempo de exposición en un rango de 300 a 450 °C en productos colados y metales de soldadura con microestructura dúplex, compuesta por austenita y ferrita [19]. Es esencial destacar que, en el caso de los metales de soldadura, se establece un contenido de ferrita delta entre el 5 y el 12 % con el propósito de mitigar los riesgos de fisuración por solidificación durante el proceso de soldadura [20][7].

Como se mencionó anteriormente, estos cambios ocurren principalmente en la fase ferrítica, con alteraciones menores en la fase austenítica [21].

Los cambios microestructurales no son detectables mediante microscopía óptica ni microscopía electrónica de barrido [21], pero sí pueden ser identificados mediante microscopía de transmisión, que revela una morfología moteada [19][21].

Por otro lado, la modificación en el comportamiento electroquímico es significativamente más lenta que el incremento de dureza y la disminución de tenacidad. Hasta la fecha, no se han llevado a cabo estudios para identificar estas fases por medio de métodos electroquímicos, a

pesar de que presumiblemente existen, tal como ocurre para la fase sigma que precipita en un rango de temperaturas más elevado (550 a 1000 °C) y presenta consecuencias similares [21].

Dado que el rango de temperatura en el cual se produce la fragilización es de 475 °C, y este es el rango operativo de la mayoría de los reactores nucleares, este mecanismo de degradación ha sido identificado como un problema potencial a medida que las plantas nucleares envejecen [1][19]. Este fenómeno se manifiesta durante la operación normal de las centrales nucleares y, hasta el momento, no se han reportado fallas, reparaciones o reemplazos de materiales colados o soldaduras en centrales nucleares debido a este mecanismo [1].

La fragilización en este rango de temperaturas se aborda principalmente como un tema de investigación. Sin embargo, la Nuclear Regulatory Commission (NRC) está imponiendo como requisito que las plantas que soliciten una extensión de vida incluyan en sus planes de gestión del envejecimiento la evaluación de este tipo de fragilización. A modo de ejemplo, en la Tabla 3 se presenta una guía de la Comisión Reguladora Nuclear de Estados Unidos (NRC) que enumera productos colados susceptibles a la fragilización [1].

Mo Content (Wt. %)	Casting Method	δ -Ferrite Level	Susceptibility Determination
High (2.0 to 3.0)	Static	$\leq 14\%$	Not susceptible
		$> 14\%$	Potentially susceptible
	Centrifugal	$\leq 20\%$	Not susceptible
		$> 20\%$	Potentially susceptible
Low (0.5 max.)	Static	$\leq 20\%$	Not susceptible
		$> 20\%$	Potentially susceptible
	Centrifugal	ALL	Not susceptible

Tabla 3: Criterios de selección de susceptibilidad al envejecimiento térmico en productor colados de microestructura dúplex (NRC) [1].

4.3 Microestructura

4.3.1 Phase sigma (σ)

La fase sigma es un compuesto Inter metálico que puede formarse en aceros inoxidable austeníticos bajo ciertas condiciones.

Se trata de una fase rica en cromo o molibdeno. Se caracteriza por su naturaleza dura y frágil, lo que puede tener efectos perjudiciales en las propiedades mecánicas del acero, como la tenacidad y la ductilidad.

Esta inherentemente frágil fase puede llevar a una disminución en la tenacidad y la ductilidad generales del acero inoxidable austenítico, afectando así adversamente su rendimiento mecánico.

La formación de la fase sigma depende de varios factores, incluyendo la temperatura y la composición de la aleación.

Las temperaturas elevadas, típicamente dentro del rango de sensibilización (500-1000°C), proporcionan un entorno propicio para la iniciación y propagación de la formación de la fase sigma.

Las consecuencias de la formación de la fase sigma se extienden más allá de la mera alteración de las propiedades mecánicas, ya que también puede generar susceptibilidad a la corrosión y otros efectos perjudiciales.

En consecuencia, una comprensión profunda de los mecanismos que rigen la precipitación de la fase sigma es imperativa para metalurgistas e ingenieros que buscan mitigar los impactos adversos en el rendimiento y la confiabilidad de los aceros inoxidable austeníticos en servicio.

4.3.1.1 Mecanismo Propuesto de Formación de la Fase Sigma en High Strength Stainless Steels

La formación de la fase sigma en Nitronic 50 High Strength (N50HS) durante la soldadura por fusión está asociada con condiciones específicas dentro de las microestructuras.

En la zona no mezclada (UMZ), donde una estrecha capa de N50HS fundido se solidifica justo dentro de la línea de fusión sin mezclarse con el metal de soldadura debido a efectos de capa límite, pueden formarse microestructuras susceptibles a la fase sigma como le mostro la Figura 2.

La soldadura autógena sin metal de aporte resulta en que la composición fundida de N50HS se solidifica en un modo austenítico-ferrítico (AF) bajo condiciones de solidificación de Scheil, lo que lleva a la segregación de solutos en las regiones interdendríticas y al enriquecimiento local de cromo (Cr) y molibdeno (Mo) [22], ambos promoviendo composiciones susceptibles a la formación de fase sigma durante el recalentamiento subsiguiente.

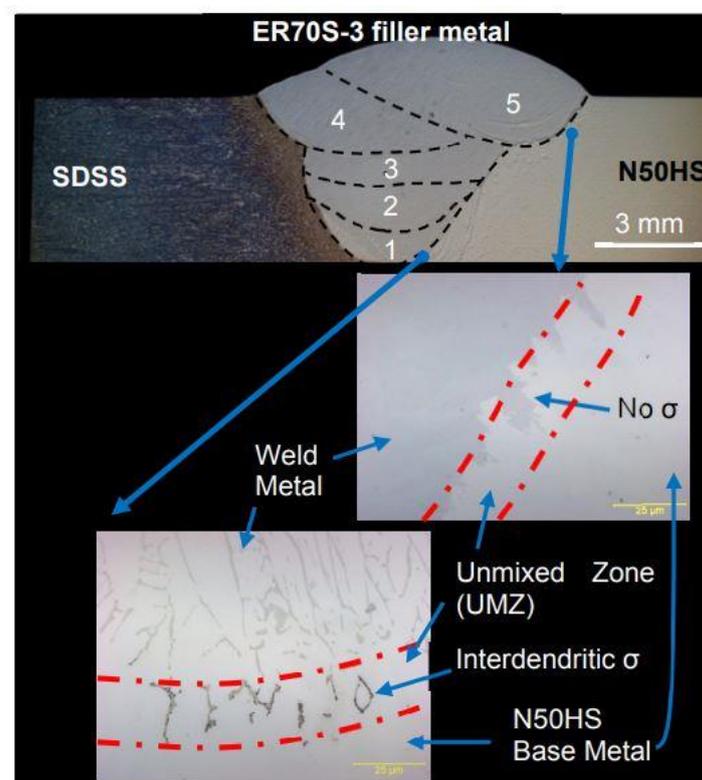


Figura 2: Sigma phase formation found in the reheated portions of the N50HS base material unmixed zone (UMZ). Sigma was not observed in the SDSS or in the ER70S-3 weld metal [22].

4.3.1.2 Formación de Fase Sigma en N50HS Durante el Recalentamiento

La precipitación de la fase sigma ocurre en N50HS solidificado durante el recalentamiento, particularmente en la zona afectada por el calor (HAZ) de la soldadura de múltiples pasadas y en ubicaciones de inicio/parada de la soldadura. Es importante destacar que la fase sigma no se forma en la Unmixed Zone (UMZ) del pase de tapa [22][23], excepto en ubicaciones de inicio/parada, ya que el pase de tapa no experimenta el ciclo térmico de recalentamiento de un pase de soldadura subsiguiente.

4.3.1.3 Reducción de la Tenacidad en N50HS con Fase Sigma

Se identifica una reducción en la tenacidad en especímenes de N50HS que contienen fase sigma. A pesar de esta reducción, se enfatiza que la tenacidad de N50HS sigue siendo adecuada para muchas aplicaciones incluso con la cantidad observada de fase sigma [23].

Se nota también que la tenacidad es proporcional a la cantidad de fase sigma tal que en la Tabla 4 y la Figura 3.

Sample Condition	Fraction Intermetallic (%)	Impact Value (J)	Average (J)	Standard Deviation
As-welded	0	137	138	2.1
		136		
		140		
20s at 960°C	0.65	111	98	11.0
		92		
		92		
60s at 960°C	1.13	65	58	6.6
		52		
		57		
120s at 960°C	1.93	48	51	4.4
		49		
		56		

Tabla 4: CVN test results and fraction intermetallic compounds identified by image análisis [22].

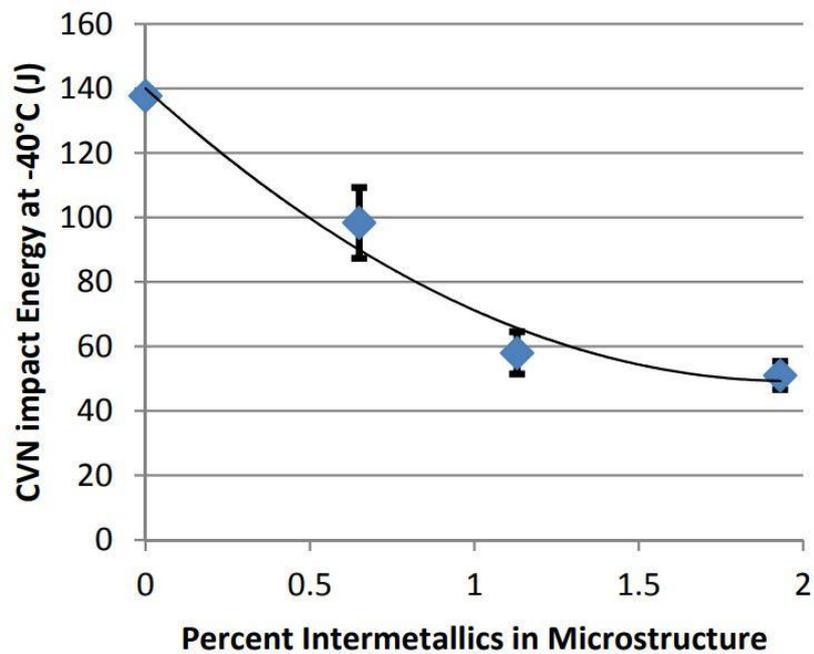


Figura 3: Plot of CVN test results vs. fraction intermetallic compounds. Error bars shown are for one standard deviation [22].

4.3.1.4 Mejores Prácticas de Soldadura para Minimizar la Fase Sigma

Se pueden aplicar mejores prácticas de soldadura, como el control del aporte de calor, para minimizar la formación de la fase sigma en N50HS.

Este enfoque tiene como objetivo maximizar la tenacidad del material al regular las condiciones de soldadura.

4.3.1.5 Efectos de las soldaduras con multipasadas

La soldadura multipasadas, un proceso crítico en la unión de materiales, sobre todo metales, tiene profundos efectos en las propiedades mecánicas y la integridad de la soldadura.

Esta técnica implica múltiples pasadas de la herramienta de soldadura sobre una unión, lo que influye en la microestructura, las tensiones residuales y la resistencia general del material [22].

En conjunto, estos factores desempeñan un papel importante en el comportamiento de fractura de la estructura soldada, por lo que la comprensión de los efectos de la soldadura multipasada es esencial en aplicaciones.

En el contexto de la soldadura multipasada, es fundamental comprender las distintas zonas afectadas por el calor (HAZ).

Entre ellas se incluyen:

- Coarse-Grained Heat-Affected Zone (CGHAZ): Se caracteriza por granos grandes, formados a altas temperaturas. Suele presentar menor tenacidad debido a una estructura de grano más grueso.
- Intercritical Coarse-Grained Heat-Affected Zone (ICGHAZ): Se forma a temperaturas intermedias y presenta una mezcla de granos transformados y no transformados. Esta zona puede presentar propiedades mecánicas variadas.
- Intercritical Coarse-Grained Heat-Affected Zone (ICCGHAZ): Experimenta ciclos térmicos a temperaturas más bajas. Su microestructura se ve afectada por el calentamiento repetido, dando lugar a granos más finos y propiedades mecánicas potencialmente alteradas.

Cada una de estas zonas está influenciada de forma única por los intensos y variados ciclos térmicos de la soldadura multipaso, lo que provoca importantes cambios microestructurales como le mostro la Figura 4.

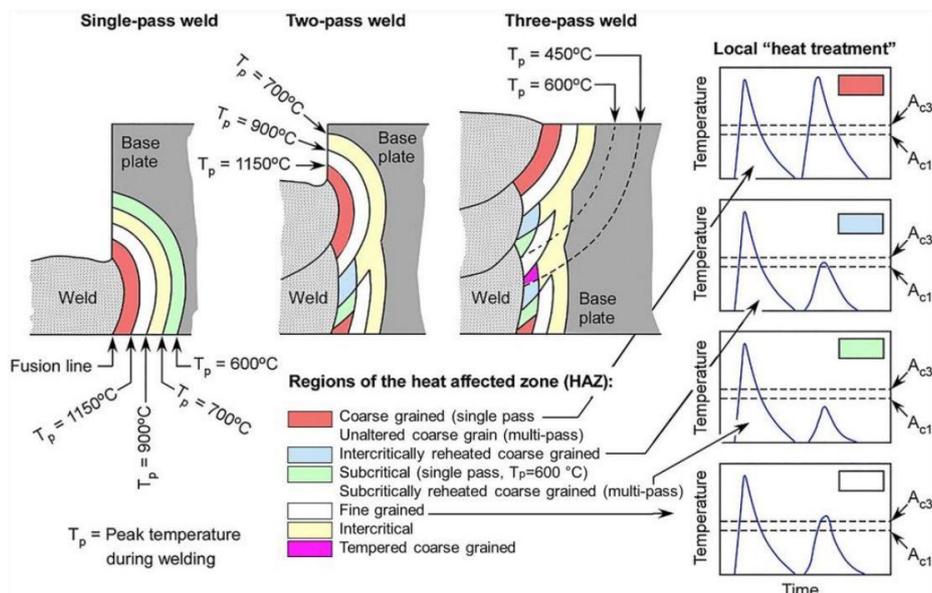


Figura 4: Diferentes HAZ en el caso de soldaduras multipaso [24].

Estos cambios afectan de forma crítica a las propiedades mecánicas y a la integridad del material soldado, lo que las convierte en áreas clave de interés en la tecnología de la soldadura y la ciencia de los materiales [24].

Los efectos de la soldadura multipasadas, especialmente en el comportamiento de fractura, pueden resumirse como sigue:

- Ciclos térmicos: La soldadura multipasadas implica ciclos térmicos repetidos, que pueden dar lugar a microestructuras heterogéneas en la zona de soldadura y en la zona afectada por el calor (ZAC), lo que afecta a la tenacidad a la fractura.
- Tensiones residuales: Cada pasada de soldadura induce tensiones residuales que pueden influir en la iniciación y propagación de grietas, afectando al comportamiento de fractura del material.
- Alteración de la microestructura: El proceso de soldadura altera la microestructura del material, lo que puede provocar variaciones en la dureza y la resistencia, que son factores críticos en la mecánica de la fractura.
- Tamaño y forma del grano: El tamaño y la forma del grano en la soldadura y la ZAT pueden modificarse debido al proceso de soldadura, lo que influye en la resistencia a la fractura del material.
- Defectos de soldadura: La soldadura multipasadas puede introducir defectos como porosidad, inclusiones de escoria o fusión incompleta, que actúan como concentradores de tensiones y afectan al comportamiento de fractura.

Estos puntos ponen de relieve la complejidad y la importancia de comprender los efectos de la soldadura multipasadas en los materiales, especialmente en el contexto de su comportamiento a la fractura.

4.3.2 Efectos de las radiaciones en un contexto nuclear

La interacción entre metales y las radiaciones ionizantes constituye una importante área de estudio.

Los efectos de la radiación sobre los metales se manifiestan de diversas maneras, influyendo en sus propiedades estructurales, mecánicas y químicas.

La comprensión de estos fenómenos es crucial tanto para los conocimientos teóricos como para las aplicaciones prácticas.

El objetivo de esta parte es proporcionar una visión concisa de los efectos generales de la radiación sobre los metales, que abarque los cambios en la estructura de dislocación, la formación de helio y las implicaciones más amplias de la fragilización intergranular.

Esta investigación sirve para iluminar las transformaciones fundamentales que experimentan los metales cuando se exponen a radiaciones ionizantes, sentando las bases para una comprensión global de su comportamiento en entornos irradiados.

4.3.2.1 Cambio en la estructura de dislocación y el crecimiento de propiedades mecánicas

La exposición de los metales a la radiación induce cambios significativos en su estructura cristalina, específicamente en la configuración de las dislocaciones.

En un principio, se observa un rápido crecimiento de las propiedades mecánicas del material. Este fenómeno se atribuye a la alteración inicial de la disposición de las dislocaciones, lo que resulta en un fortalecimiento de la matriz metálica.

Sin embargo, este proceso muestra una tendencia a desacelerar con el tiempo, alcanzando eventualmente una saturación.

El aumento en las propiedades mecánicas está vinculado a la evolución de la estructura de dislocación, marcando una fase inicial de rápido cambio seguida de una transición hacia un crecimiento más lento hasta alcanzar un estado de saturación.

4.3.2.2 Evolución de las dislocaciones hacia una red de bucles finos

Durante la irradiación, las dislocaciones preexistentes en el material experimentan una evolución gradual.

Estas dislocaciones tienden a ser sustituidas progresivamente por una red de bucles finos.

Este fenómeno revela la complejidad de las interacciones entre la radiación y la estructura cristalina del metal.

La formación de bucles finos implica una reorganización interna del material, lo que tiene implicaciones directas en sus propiedades mecánicas y en la resistencia a la radiación.

4.3.2.3 Formación de helio (He) y endurecimiento adicional

La irradiación conlleva la formación de helio (He), especialmente a través de la activación del níquel (Ni).

Este proceso contribuye a un endurecimiento adicional del material.

La creación de internos del orden de 0,5 a 1 partículas por millón (ppm) de helio por desplazamientos por átomo (dpa) al final de la vida útil del material es un fenómeno bien documentado.

La ley de evolución de este endurecimiento adicional muestra una relación cuadrática en función de la duración de la irradiación, indicando una progresión no lineal de la influencia del helio en las propiedades mecánicas del metal.

4.3.2.4 *Fragilización intergranular*

La fragilización intergranular constituye un fenómeno crítico inducido por la radiación en los metales.

Este efecto se manifiesta bajo condiciones de solicitaciones mecánicas significativas, especialmente en presencia de agua del primario, particularmente en reactores de agua en ebullición (BWR).

La irradiación conduce a un empobrecimiento de hierro/cromo (Fe/Cr) y un enriquecimiento de níquel/silicio (Ni/Si), lo que resulta en una disminución de la resistencia a la corrosión.

Este debilitamiento de la resistencia a la corrosión favorece la propagación de fisuras intergranulares, aumentando la susceptibilidad del material a la fragilización.

Además, la interacción entre el flujo de revestimiento/aislante térmico (F/O/Cl), el flujo neutrónico y el entorno de un BWR contribuye a una mayor segregación y corrosión, exacerbando la fragilización intergranular en el material irradiado.

4.3.2.5 *Conclusión*

En conclusión, podemos notar dos observaciones:

- Las radiaciones tienen un efecto significativo en la microestructura, tal que se observa en el comportamiento del material y sus propiedades mecánicas
- Vigilancia con el Nitronic: hemos visto que el Nitronic es rico en Nickel, y que el Ni es crítico en la formación de He. Si bien no se estudió en detalle este punto (o no hay referencias de esto), es un tema de interés para evaluar el uso del N50 en condiciones de irradiación.

4.4 Propiedades mecánicas

4.4.1 Ensayo de tracción

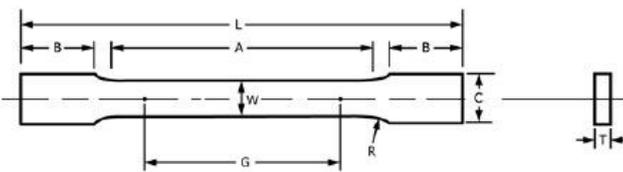
El laboratorio ha hecho un ensayo de tracción para el Nitronic.

4.4.1.1 Desarrollo

Las dimensiones de la probeta son (sub size según ASTM E8):

- Ancho: 6,034 mm
- Espesor: 3,03 mm

El ensayo utiliza la siguiente norma (E8/E8M – 15a):



Dimensions	Standard Specimens		
	Plate-Type, 40 mm [1.500 in.] Wide	Sheet-Type, 12.5 mm [0.500 in.] Wide	Subsize Specimen 6 mm [0.250 in.] Wide
	mm [in.]	mm [in.]	mm [in.]
G—Gauge length (Note 1 and Note 2)	200.0 ± 0.2 [8.00 ± 0.01]	50.0 ± 0.1 [2.000 ± 0.005]	25.0 ± 0.1 [1.000 ± 0.003]
W—Width (Note 3 and Note 4)	40.0 ± 2.0 [1.500 ± 0.125, -0.250]	12.5 ± 0.2 [0.500 ± 0.010]	6.0 ± 0.1 [0.250 ± 0.005]
T—Thickness (Note 5)		thickness of material 12.5 [0.500]	6 [0.250]
R—Radius of fillet, min (Note 6)	25 [1]	12.5 [0.500]	6 [0.250]
L—Overall length, min (Note 2, Note 7, and Note 8)	450 [18]	200 [8]	100 [4]
A—Length of reduced section, min	225 [9]	57 [2.25]	32 [1.25]
B—Length of grip section, min (Note 9)	75 [3]	50 [2]	30 [1.25]
C—Width of grip section, approximate (Note 4 and Note 9)	50 [2]	20 [0.750]	10 [0.375]

Figura 5: Tabla recapitulativa de la norma de ensayo de tracción del Nitronic

4.4.1.2 Resultados

Hemos obtenido la siguiente curva de tracción:

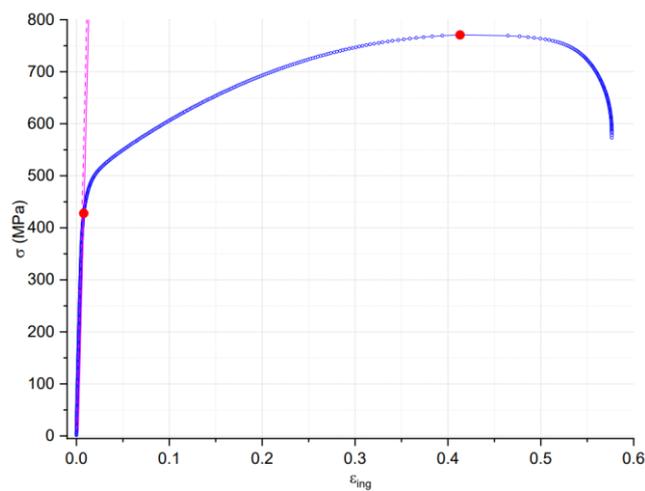


Figura 6: Evolución de la tensión en función del desplazamiento para el ensayo de tracción

Al fin, la reducción de la sección es de 57%

Con la probeta:



Figura 7: Probeta después el ensayo de tracción

Ha permitido buscar los valores de tensión de fluencia y de rotura:

- $\text{Sys} = 421 \text{ MPa}$
- $\text{Suts} = 770.3 \text{ MPa}$

4.4.2 Correlación entre el K_{IC} y la tensión

En la mecánica de la fractura, el factor de intensidad de tensión (K) se utiliza para predecir el estado de tensión ("intensidad de tensión") cerca de la punta de una grieta o muesca causada por una carga remota o tensiones residuales.

Se trata de una construcción teórica que suele aplicarse a un material elástico lineal homogéneo y resulta útil para proporcionar un criterio de fallo para materiales frágiles, además de ser una técnica fundamental en la disciplina de la tolerancia al daño.

La magnitud de K depende de la geometría de la probeta, del tamaño y la ubicación de la grieta o entalla, y de la magnitud y la distribución de las cargas sobre el material.

Por eso, es procedente ver su evolución en función de la tensión aplicada. Para el Nitronic se buscado para diferentes temperaturas, los siguientes datos (Figura 8).

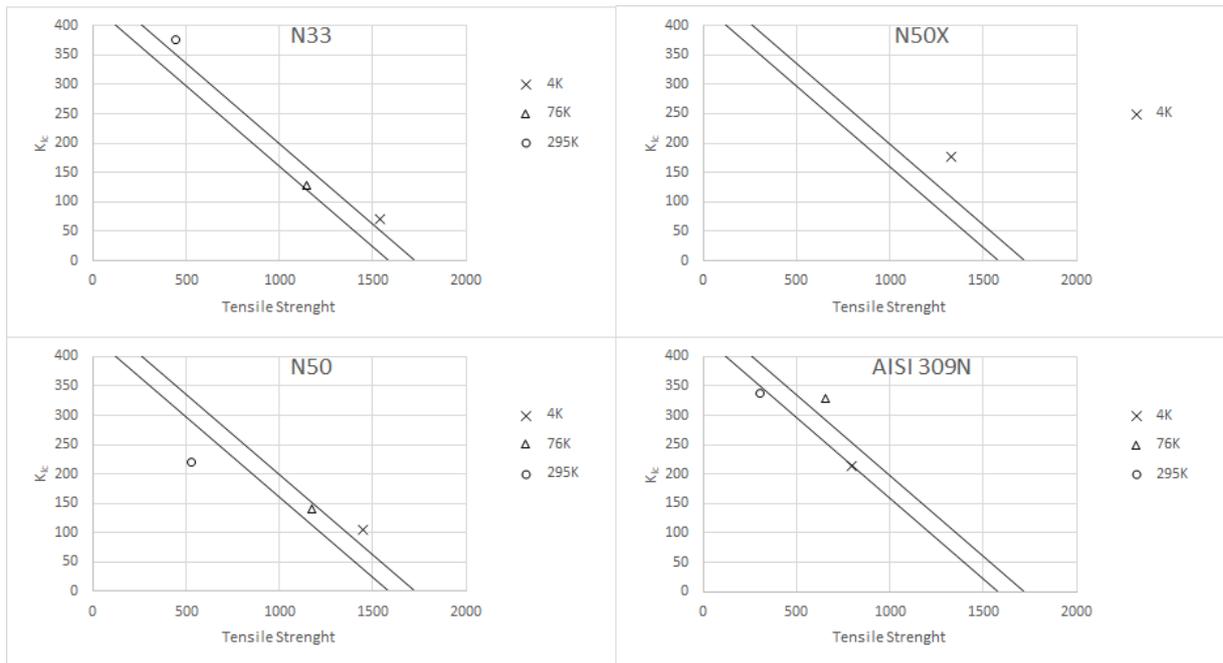


Figura 8: Evolución del factor de intensidad de tensión crítica en función de la tensión [25][26].

Las líneas paralelas son las “NIST” curvas establecidas por el National Institute of Standards and Technology (NIST) de tendencias para aceros inoxidable austeníticos.

Un material a la derecha de esas curvas indica un comportamiento adecuado.

4.4.3 Ensayo normalizado para medición de la tenacidad a la fractura

Después el precedente trabajo bibliográfico, hemos hecho un ensayo normalizado para medición de la tenacidad a la fractura usando la norma E1820 – 22^{e1} [27].

4.4.3.1 Desarrollo

Este método de ensayo cubre los procedimientos y directrices para la determinación de la tenacidad a la fractura de los materiales metálicos utilizando los siguientes parámetros: K, J y CTOD (δ).

La tenacidad puede medirse en el formato de curva R o como valor puntual.

La tenacidad a la fractura determinada de acuerdo con este método de ensayo es para el modo de carga de apertura.

El ensayo se hace usando una máquina de tracción, y una probeta prefisurada:

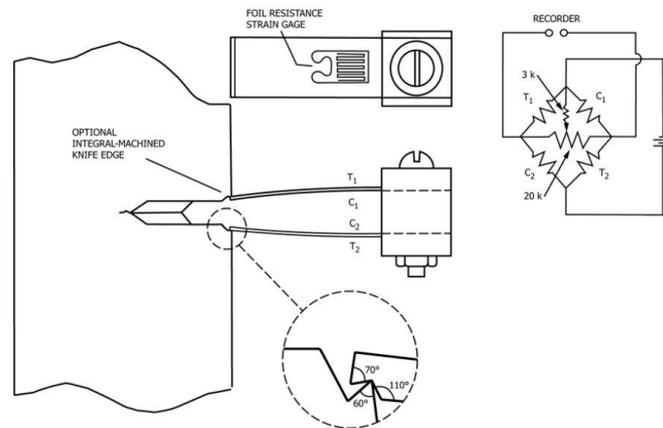


Figura 9: Double-Cantilever Clip-In Displacement gage Mounted by Means of Integral Knife Edges [27].

El ensayo de flexión usa la geometría SEB (flexión en 3 puntos), con las siguientes dimensiones:

- $W = 1,67 \text{ mm}$
- $B = 6,27 \text{ mm}$
- $S = 50,66 \text{ mm}$

Además, con:

- Longitud de fisura inicial: $a_0 = 6,292 \text{ mm}$
- Longitud de fisura final: $\Delta a = 0,985 \text{ mm}$

Capacidad de la probeta

- $J_{\max} = 373 \text{ kJ/m}^2$
- $\Delta a_{\max} = 1.59 \text{ mm}$

Con:

- $J_{Ic} = 264 \text{ kJ/m}^2$
- $KJc = 250 \text{ MPa}\sqrt{m}$

El montaje que hemos hecho es el siguiente:

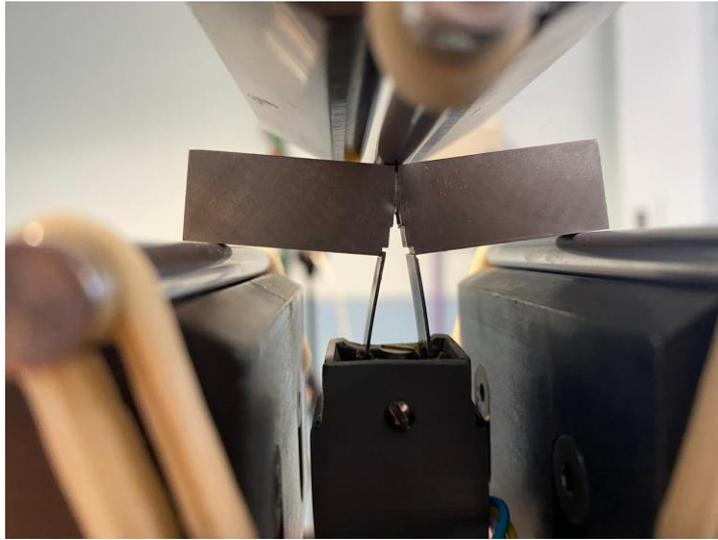


Figura 10: Foto del ensayo de propagación de fisura

Con el banco de tracción de la Figura 11.

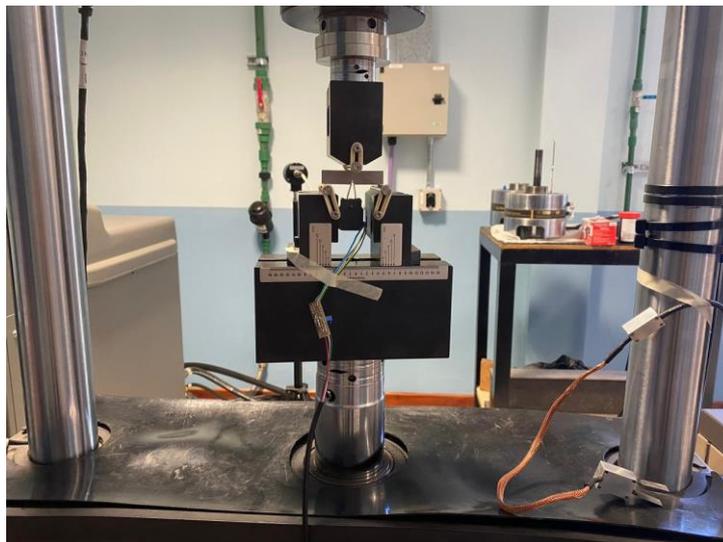


Figura 11: Foto más largo del banco

4.4.3.2 Resultados

Hemos obtenido los siguientes gráficos:

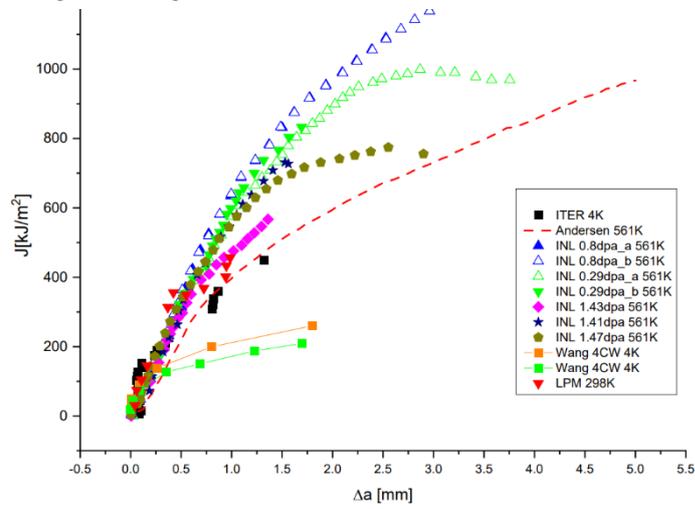


Figura 12: Curva de Resistencia para Nitronic 50 en diferentes condiciones

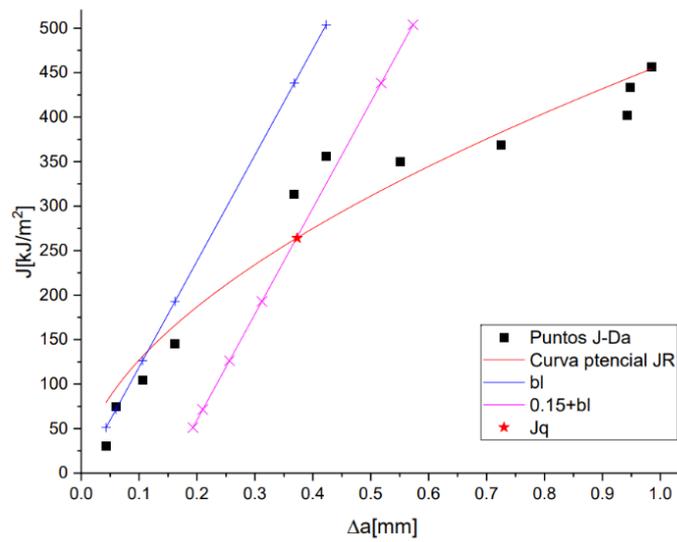


Figura 13: Curva de resistencia del Nitronic 50

4.4.3.3 Conclusiones

Podemos observar con el ensayo, usando la comparación de la Figura 12, el material Nitronic 50 tiene un comportamiento dúctil típico.

Al final, hemos hecho una comparación con nosotros nuevos datos, con la Figura 14:

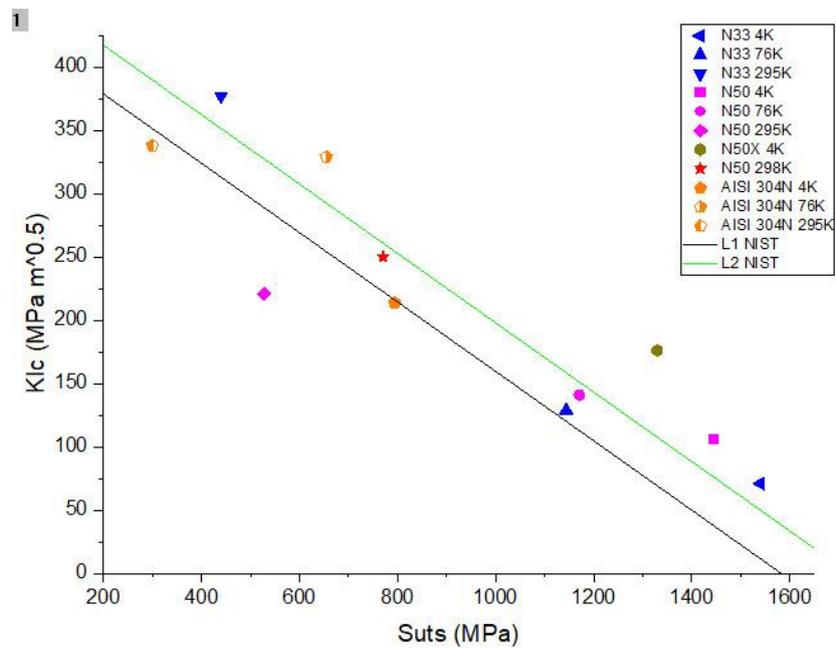


Figura 14: Grafico resumen

5 Conclusión

En esta tesis, nos hemos adentrado en el intrincado mundo de las aleaciones Nitronic, una notable clase de aceros inoxidable austeníticos conocidos por su combinación única de fuerza, resistencia a la corrosión y tenacidad.

Estas características se derivan de su peculiar composición química, principalmente enriquecida con nitrógeno, que le confiere unas propiedades mecánicas y una resistencia a la corrosión superiores a las de los aceros inoxidable austeníticos convencionales.

Las aleaciones del Nitronic, en particular las calidades como Nitronic 50 y 60, presentan una composición química única. La adición de nitrógeno mejora tanto la resistencia como la resistencia a la corrosión.

La resistencia y tenacidad de las aleaciones Nitronic son notables. Presentan un elevado límite elástico, resistencia a la tracción y una tenacidad excepcional incluso a temperaturas bajo cero.

Esto se atribuye a sus propiedades de endurecimiento por deformación y a la estabilidad de la fase austenítica, que resiste la transformación bajo tensión.

El componente de nitrógeno desempeña un papel fundamental en la mejora de estas propiedades mecánicas, lo que hace que las aleaciones Nitronic sean adecuadas para aplicaciones de ingeniería exigentes como en la industria nuclear.

Otro atributo clave de las aleaciones Nitronic es su notable resistencia a la corrosión, especialmente en entornos con cloruros y sulfuros.

Las propiedades únicas de las aleaciones Nitronic las hacen ideales para diversas aplicaciones, que van desde la ingeniería nuclear a los equipos de procesamiento químico.

Su capacidad para mantener la resistencia y la tenacidad en entornos agresivos las sitúa como material de elección para componentes críticos.

De cara al futuro, existe un inmenso potencial para seguir mejorando las propiedades de las aleaciones del Nitronic mediante un procesamiento controlado y técnicas de aleación innovadoras.

Aunque las aleaciones Nitronic son ejemplares en muchos aspectos, hay que prestar atención a retos como el coste, la maquinabilidad, y su comportamiento frente a las radiaciones.

Además, la exploración de nuevos elementos de aleación podría conducir al desarrollo de grados del Nitronic con propiedades adaptadas a aplicaciones específicas.

En conclusión, las aleaciones Nitronic representan un avance significativo en el campo de la metalurgia, ya que ofrecen una combinación de resistencia mecánica, tenacidad y resistencia a la corrosión que no tiene parangón en otros aceros inoxidable.

Su continuo desarrollo y adaptación contribuirán sin duda de forma significativa al avance para aplicaciones nucleares.

Esta tesis se ha esforzado por proporcionar un conocimiento exhaustivo de las aleaciones del Nitronic, sentando las bases para futuras investigaciones y aplicaciones en este apasionante campo de la metalurgia.

6 Bibliografía

- [1] G. Ilevbare, *Materials handbook for nuclear plant pressure boundary applications*. 2013.
- [2] A. M. Ritter, M. F. Henry, and W. E. Savage, “High Temperature Phase Chemistries and Solidification Mode Prediction in Nitrogen-Strengthened Austenitic Stainless Steels,” 1984.
- [3] C. , K. H. S. , S. M. , & D. J. Herrera, “Characterization and Further Development of Austenitic Stainless Steel UNS S20910 Towards New Industrial Applications,” 2022.
- [4] “STRENGTH AND CORROSION RESISTANCE COMBO • Best Corrosion Resistance of all stainless steels • Exceptionally low magnetic permeability • Strength almost double 316.” [Online]. Available: www.electrally.com
- [5] H. M. Cobb, *The history of stainless steel*, ASM International. 2010.
- [6] ASME, “Boiler and Pressure Vessel Code ® ASME ®,” 2019. [Online]. Available: www.asme.org/about-asme/sales-policy#chart.
- [7] J. C. , & K. D. J. Lippold, *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. 2005.
- [8] P. Cobelli, “ETH Library Development of ultrahigh strength austenitic stainless steels alloyed with nitrogen,” 2003, doi: 10.3929/ethz-a-004550660.
- [9] J.-B. Vogt, A. Messai, and J. Foct, “CLEAVAGE FRACTURE OF AUSTENITE INDUCED BY NITROGEN SUPERSATURATION,” 1994.
- [10] S. Wang, K. Yang, Y. Shan, and L. Li, “Plastic deformation and fracture behaviors of nitrogen-alloyed austenitic stainless steels,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 490, no. 1–2, pp. 95–104, Aug. 2008, doi: 10.1016/j.msea.2008.01.015.
- [11] D. , & B. I. M. Peckner, *Handbook of stainless steels*. New York, 1977.

- [12] R. Walsh *et al.*, “Welded tie plate feasibility study for ITER central solenoid structure,” in *AIP Conference Proceedings*, American Institute of Physics Inc., 2014, pp. 16–22. doi: 10.1063/1.4860598.
- [13] M. M. Morra, “Process Parameters Affecting Inhomogeneity of Material Microstructure”, [Online]. Available: www.stralsakerhetsmyndigheten.se
- [14] R. H. Espy, “Weldability of Nitrogen-Strengthened Stainless Steels,” 1982.
- [15] K. A. Yushchenko, V. S. Savchenko, A. M. Solokha, and S. A. Voronin, “Effect of Delta-Ferrite on the Properties of Welds in Austenitic Steels at Cryogenic Temperatures,” in *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, Boston, MA: Springer US, 1994, pp. 1263–1266. doi: 10.1007/978-1-4757-9053-5_160.
- [16] S. A. E. Langeslag, S. Sgobba, P. Libeyre, D. J. Marcinek, and Z. Zhang, “Extensive characterisation of advanced manufacturing solutions for the ITER Central Solenoid pre-compression system,” *Fusion Engineering and Design*, vol. 98–99, pp. 2015–2019, Oct. 2015, doi: 10.1016/j.fusengdes.2015.06.007.
- [17] C. Corporation, “NuScale Containment Leakage Integrity Assurance Technical Report NuScale Containment Leakage Integrity Assurance,” 2016. [Online]. Available: www.nuscalepower.com
- [18] BWRVIP-84, *Revision 3: BWRVIP Vessel and Internals Project, Guidelines for Selection and Use of Materials for Repairs to BWR Internal Components*.
- [19] K. Chandra *et al.*, “Low temperature thermal aging of austenitic stainless steel welds: Kinetics and effects on mechanical properties,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 534, pp. 163–175, Feb. 2012, doi: 10.1016/j.msea.2011.11.055.
- [20] S. A. David, J. M. Vitek, and D. J. Alexander, “Embrittlement of Austenitic Stainless Steel Welds,” 1996.
- [21] J. M. Ranalli, “Relationship Between Microstructure and Corrosion of Pressure Vessel Cladding Materials,” 2018.

- [22] N. Nissley, T. D. Anderson, F. F. Noecker, C. Roepke, M. Gallagher, and M. Hukle, “Dissimilar Metal Welding of Nitronic 50 HS® and 25% Cr Super Duplex Stainless Steel,” in *Volume 5: Materials Technology; Petroleum Technology*, American Society of Mechanical Engineers, Jun. 2014. doi: 10.1115/OMAE2014-24706.
- [23] J. M. Rodelas *et al.*, “Microstructural and Mechanical Analysis of Intermediate Temperature Equilibrium Phase Formation in Nitronic 60 Stainless Steel.” [Online]. Available: <https://www.hpalloy.com/Alloys/descriptions/NITRONIC60.aspx>
- [24] V. Bertolo *et al.*, “Cleavage fracture micromechanisms in simulated heat affected zones of S690 high strength steels.”
- [25] F. R. Fickett and R. P. Reed, “Materials studies for magnetic fusion energy applications at low temperatures- I,” Gaithersburg, MD, 1978. doi: 10.6028/NBS.IR.78-884.
- [26] D. M. McRae, R. P. Walsh, E. N. C. Dalder, P. S. Litherland, M. Trosen, and D. J. Kuhlmann, “Fatigue and fracture properties of a super-austenitic stainless steel at 295 K and 4 K,” in *AIP Conference Proceedings*, American Institute of Physics Inc., 2014, pp. 59–66. doi: 10.1063/1.4860605.
- [27] “Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness 1”, doi: 10.1520/E1820-22.

7 Índice de tablas

Tabla 1: Composición química en porcentaje en peso de diferentes inoxidables austeníticos. . .	9
Tabla 2: Propiedades mecánicas mínimas especificadas a temperatura ambiente, ASME SA 965.....	9
Tabla 3: Criterios de selección de susceptibilidad al envejecimiento térmico en productor colados de microestructura dúplex (NRC) [1].	15
Tabla 4: CVN test results and fraction intermetallic compounds identified by image análisis [22].	19

8 Índice de figuras

Figura 1: Resultados de ensayos de Charpy, a la izquierda aceros austeníticos Cr-Mn-N libres de níquel. A la derecha comparación entre acero P900 (Cr-Mn) y los grados 316L y 316LN. 10	
Figura 2: Sigma phase formation found in the reheated portions of the N50HS base material unmixed zone (UMZ). Sigma was not observed in the SDSS or in the ER70S-3 weld metal [22].	17
Figura 3: Plot of CVN test results vs. fraction intermetallic compounds. Error bars shown are for one standard deviation [22].	19
Figura 4: Diferentes HAZ en el caso de soldaduras multipaso [24].	21
Figura 5: Tabla recapitulativa de la norma de ensayo de tracción del Nitronic.....	26
Figura 6: Evolución de la tensión en función del desplazamiento para el ensayo de tracción .	27
Figura 7: Probeta después el ensayo de tracción.....	27
Figura 8: Evolución del factor de intensidad de tensión crítico en función de la tensión [25][26].	29
Figura 9: Double-Cantilever Clip-In Displacement gage Mounted by Means of Integral Knife Edges [27]......	30
Figura 10: Foto del ensayo de propagación de fisura.....	32
Figura 11: Foto más largo del banco.....	32
Figura 12: Curva de Resistencia para Nitronic 50 en diferentes condiciones	33
Figura 13: Curva de resistencia del Nitronic 50	33
Figura 14: Grafico resumen.....	34