

Estudio del desgaste por corrosión acelerada por flujo de uniones soldadas en aceros de baja aleación empleados en tuberías de conducción de vapor

Autor: Francisco Javier López Montero

Tesis doctoral UDC / 2019

Directoras: Ana Isabel García Díez

Almudena Filgueira Vizoso

Programa de doctorado en Ingeniería naval e industrial



UNIVERSIDADE DA CORUÑA

A mis padres, Teresa, Jose y Malena.

A Jorge, Isa, Lucía y Blanca.

AGRADECIMIENTOS

A NUCLENOR, por el apoyo material y técnico facilitado.

A mis Directoras de Tesis, Ana García y Almudena Filgueira, cuya ayuda, colaboración y guía, han sido imprescindibles para poder llevar a cabo esta Tesis.

Resumo

Os aceiros de baixa aliaxe son utilizados en gran cantidade de procesos industriais, desde procesos químicos ata centrais de produción de enerxía, para o transporte de vapor de auga.

Estes elementos están sometidos a un proceso de erosión-corrosión coñecido como Corrosión Acelerada por Fluxo (*FAC, Flow Accelerated Corrosion*). A consecuencia deste fenómeno é a xeración dun desgaste de gran importancia sobre determinadas zonas onde se produce un cambio na dirección do fluxo, ou zonas con variación no seu espesor como son as zonas de soldadura. Estas zonas onde se sufriu adelgazamento de parede son puntos onde se adoitan producir fallos, ás veces catastróficos, que supoñen en calquera caso un custo económico a ter en conta.

O obxectivo desta tese é o de realizar unha profunda análise dos problemas tribolóxicos e corrosivos xerados neste tipo de instalacións coa intención de conseguir actuar sobre algún dos parámetros que inflúen neste proceso, no sentido de reducir a deterioración dos materiais empregados.

Resumen

Los aceros de baja aleación son utilizados en gran cantidad de procesos industriales, desde procesos químicos hasta centrales de producción de energía, para el transporte de vapor de agua.

Estos elementos están sometidos a un proceso de erosión-corrosión conocido como Corrosión Acelerada por Flujo (*FAC, Flow Accelerated Corrosion*). La consecuencia de este fenómeno es la generación de un desgaste de gran importancia sobre determinadas zonas donde se produce un cambio en la dirección del flujo, o zonas con variación en su espesor como son las zonas de soldadura. Estas zonas donde se ha sufrido adelgazamiento de pared son puntos donde se suelen producir fallos, a veces catastróficos, que suponen en cualquier caso un coste económico a tener en cuenta.

El objetivo de esta tesis es el de realizar un profundo análisis de los problemas tribológicos y corrosivos generados en este tipo de instalaciones con la intención de conseguir actuar sobre alguno de los parámetros que influyen en este proceso, en el sentido de reducir el deterioro de los materiales empleados.

Abstract

Low alloy steels are used in a large number of industrial processes, from chemical processes to power generation plants, for the transport of steam.

These elements are subjected to an erosion-corrosion process known as Flow Accelerated Corrosion (*FAC*). The consequence of this phenomenon is the generation of a major wear on certain areas where there is a change in the direction of flow, or areas with variation in thickness such as welding areas. These areas where there has been thinning of the wall are points where failures often occur, sometimes catastrophic, which in any case suppose an economic cost to take into account.

The objective of this thesis is to carry out an in-depth analysis of the tribological and corrosive problems generated in this type of facilities with the intention of getting to act on some of the parameters that influence this process, in the sense of reducing the deterioration of the materials employed.

Prólogo

El *objetivo* principal de esta tesis es el estudio del desgaste en uniones soldadas afectadas por corrosión acelerada por flujo (FAC), también denominada FAC/erosión-corrosión y cómo afecta a la posibilidad de establecer los ensayos de desgaste como uno de los requisitos que se solicitan para la validación de procedimientos de soldadura distintos a los establecidos, con el objeto de reducir su complejidad a la hora de llevar a cabo el procedimiento, y así reducir el tiempo empleado en su desarrollo de cara a obtener una mayor eficiencia.

A raíz de conseguir este objetivo principal se obtienen dos objetivos complementarios de carácter económico:

- al reducir los trabajos y, por lo tanto, el tiempo empleado en los mismos, se obtiene una *reducción en el coste de ejecución*,
- y un segundo destinado a conseguir un *aumento de la producción* de energía, en el caso de que los trabajos formen parte del camino crítico de las operaciones de mantenimiento, ya que reduciendo el tiempo de “parada” la puesta en funcionamiento de la planta se adelanta.

También, y de manera complementaria pero no menos importante, establece mejoras en cuanto a prevención de riesgos laborales. En el caso particular de instalaciones nucleares, la reducción del tiempo de realización de los trabajos, cuando este se lleva a cabo en zonas afectadas por emisiones radiactivas, también favorece la reducción del tiempo de permanencia en dicha zona del personal necesario. En el resto de instalaciones, las roturas de tipo catastrófico que pueden llegar a producirse han provocado accidentes graves, que se podrían haber evitado mejorando el conocimiento de estas situaciones de riesgo.

Este conocimiento, a través del estudio del desgaste, permite también un mayor control sobre el tiempo de fallo de una determinada soldadura, en base al conocimiento de la velocidad de pérdida de material, en función del flujo de vapor y de la modificación de las condiciones en el procedimiento de soldadura aplicado.

Esta tesis se ha estructurado en *cuatro capítulos*:

El *capítulo primero* es una introducción donde se tratan los procesos de degradación y características de los materiales sobre los que se ha realizado el plan de investigación, estudiando en particular del desgaste que afecta a las uniones soldadas, al ser un elemento crítico. En este capítulo se exponen:

- los principios de actuación de la corrosión acelerada por flujo (FAC), los fundamentos de la fricción y del desgaste, y las condiciones ambientales de operación de las mismas y también,
- se resaltan algunas de las propiedades de los materiales que más influyen en el comportamiento frente al desgaste de los mismos, estudiando las propiedades del acero objeto de estudio, elementos aleantes, procesos de soldeo y soldabilidad.

En el *segundo* capítulo se exponen los métodos y los medios empleados para la obtención de la unión soldada y los ensayos realizados. Se incluyen tanto la obtención de la soldadura con diferentes procedimientos, así como el estudio de la composición química del acero y de su estructura metalográfica, el ensayo de las propiedades mecánicas (dureza y resiliencia), y el ensayo de desgaste.

En el *tercer* capítulo se exponen los resultados obtenidos de los ensayos de desgaste de las muestras y una discusión de los mismos, valorando la viabilidad de las alternativas consideradas.

Finalmente, en el capítulo *cuarto* se extraen, de los datos obtenidos en el capítulo anterior, las conclusiones del trabajo realizado.

Índice

Resumen	i
Prólogo	vii
Índice de contenido	xi
Índice de tablas	xvii
Índice de gráficas	xix
Índice de ilustraciones	xv
Índice de imágenes	xxi
Lista de abreviaturas	xxvi

Índice de contenido

1	Introducción	1
1.1	Antecedentes	1
1.2	Corrosión acelerada por flujo (FAC)	5
1.2.1	Mecanismos de FAC	10
1.2.2	FAC en una fase	12
1.2.3	FAC en dos fases	14
1.2.4	Química del agua	17
1.3	Aceros al carbono y de baja aleación	24
1.3.1	Aplicaciones, productos y principales aplicaciones	30
1.3.2	FAC/erosión-corrosión en aceros al carbono y de baja aleación	33
1.3.3	Casos y actuaciones significativas en relación a FAC/erosión-corrosión	34
1.3.4	Fricción en aceros al carbono y de baja aleación	37
1.3.4.1	Fricción de deslizamiento	42
1.3.4.2	Fricción de rodadura	43
1.3.5	Desgaste en aceros al carbono y de baja aleación	45
1.3.5.1	Desgaste adhesivo	45
1.3.5.2	Desgaste abrasivo	47
1.3.5.3	Desgaste por fatiga	50
1.3.5.4	Desgaste erosivo	51
1.3.5.5	Desgaste erosivo por cavitación	54
1.3.5.6	Fretting	54
1.3.5.7	Desgaste corrosivo	55
1.4	Métodos de ensayo del desgaste	56
1.4.1	Desgaste abrasivo	56
1.4.2	Desgaste adhesivo	61
1.4.3	Fretting	65
1.4.4	Desgaste erosivo por cavitación	66

1.4.5	Desgaste por erosión	66
1.4.6	Desgaste por fatiga	67
1.5	Influencia de las propiedades de los materiales sobre su comportamiento tribológico	70
1.5.1	Propiedades elásticas de los materiales	70
1.5.2	Propiedades de deformación plástica de los materiales	74
1.5.3	Reactividad química de las superficies	76
1.5.4	Adsorción superficial	77
1.5.5	Energía superficial	77
1.5.6	Compatibilidad	79
1.6	Aceros al Cr-Mo, soldabilidad y soldeo	84
1.6.1	Aceros de baja aleación. Aceros al Cr-Mo	84
1.6.2	Soldabilidad de los aceros al Cr-Mo	95
1.6.3	Procesos de soldeo	99
2	Procedimiento experimental	105
2.1	Revisión del estado del arte	105
2.1.1	Pre calentamiento	107
2.1.2	Tratamiento posterior a la soldadura (PWHT)	108
2.2	Procedimientos de soldadura propuestos	110
2.2.1	Pre calentamiento	112
2.2.2	Soldadura	112
2.2.3	Tratamiento posterior a la soldadura (PWHT)	117
2.3	Análisis y ensayos	118
2.3.1	Análisis de composición química	118
2.3.2	Análisis metalográfico	120
2.3.3	Ensayo de dureza	122
2.3.4	Ensayo de desgaste	125
2.3.5	Ensayo de resiliencia	129

3	Resultados y discusión	133
3.1	Composición química del acero	134
3.2	Resultados del ensayo de dureza	135
3.3	Resultados del ensayo de desgaste	146
3.4	Estructura metalográfica	151
3.5	Resultados del ensayo de resiliencia	156
4	Conclusiones	161
	Bibliografía	169

Índice de tablas

Tabla 1.	Efecto del oxígeno en la ratio de FAC del agua de alimentación	20
Tabla 2.	Composiciones específicas de aceros al carbono de uso típico en tuberías	27
Tabla 3.	Composiciones específicas de aceros de baja aleación de uso típico en tuberías	27
Tabla 4.	Propiedades mecánicas de aceros de baja aleación y al carbono a temperatura ambiente	28
Tabla 5.	Propiedades físicas de aceros al carbono y de baja aleación	30
Tabla 6.	Especificaciones para tuberías de aceros al carbono y de baja aleación	32
Tabla 7.	Coefficientes típicos de fricción para diferentes contactos	39
Tabla 8.	Composición de aceros al Cr-Mo para centrales de producción de energía	97
Tabla 9.	Características mecánicas	98
Tabla 10.	Temperaturas de precalentamiento	102
Tabla 11.	Parámetros de soldadura	116
Tabla 12.	Composición química del acero	134
Tabla 13.	Resultados de dureza cupón A	135
Tabla 14.	Resultados de dureza cupón B	138
Tabla 15.	Resultados de dureza cupón C	141
Tabla 16.	Resultados de desgaste cupón A	146
Tabla 17.	Resultados de desgaste cupón B	146
Tabla 18.	Resultados de desgaste cupón C	146

Tabla 19. Resultados de resiliencia en Julios para el cupón A	158
Tabla 20. Resultados de resiliencia en Julios para el cupón B	158
Tabla 21. Resultados de resiliencia en Julios para el cupón C	158

Índice de gráficas

Gráfica 1. Datos para resistencia a la tracción y límite elástico frente a temperatura para algunos aceros al carbono y de baja aleación	29
Gráfica 2. Coeficiente de fricción en función del área aparente de contacto para una unión madera-acero sin lubricar	40
Gráfica 3. Coeficiente de fricción en función de la velocidad de deslizamiento para las uniones acero-indio y acero-plomo sin lubricar	41
Gráfica 4. Velocidad de desgaste erosivo en función del ángulo de impacto para materiales dúctiles y frágiles y para elastómeros y fundiciones	53
Gráfica 5. Diagrama de esfuerzo-deformación	71
Gráfica 6. Diagrama esfuerzo-deformación para un material dúctil, y un material frágil	72
Gráfica 7. Fenómeno de histéresis durante la carga y descarga	73
Gráfica 8. Deformación residual después de la descarga	73
Gráfica 9. Propiedades plásticas obtenidas del diagrama de esfuerzo-deformación	75
Gráfica 10. Diagrama de fases binario: Solubilidad total en estado líquido y sólido	79
Gráfica 11. Diagrama de fases binario: Solubilidad total en estado líquido y parcial en estado sólido	80
Gráfica 12. Diagrama de fases binario: Solubilidad total en estado líquido e insoluble en estado sólido	81
Gráfica 13. Diagrama de fases binario: Insolubilidad total en estado líquido y sólido	82
Gráfica 14. Compatibilidad de varios materiales	83
Gráfica 15. Diagrama hierro-carbono	85

Gráfica 16. Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de un acero al carbono	87
Gráfica 17. Relación entre dureza y resistencia a la abrasión para algunos metales puros	88
Gráfica 18. Relación entre dureza y resistencia al desgaste para algunas aleaciones	89
Gráfica 19. Influencia de aleantes sobre el diagrama Fe-C Disminución de la temperatura crítica y del porcentaje de carbono del eutectoide; Aumento de la temperatura crítica y disminución del porcentaje de carbono del eutectoide	92
Gráfica 20. Influencia de aleantes en la formación de estructuras ferríticas	93
Gráfica 21. Diagrama parcial Fe-Cr	94
Gráfica 22. Influencia del Cr en el campo austenítico de los aceros	94
Gráfica 23. Influencia del Mo en el campo austenítico de los aceros	95
Gráfica 24. Croquis de tratamiento térmico post soldadura	117
Gráfica 25. Dureza de las diferentes zonas de la unión para los tres procedimientos considerados	145
Gráfica 26. Representación de los valores medios de dureza para cada cupón y muestra	145
Gráfica 27. Pérdida de masa experimentada, durante el ensayo pin on disk, en las diferentes zonas de la soldadura para los tres procedimientos considerados	147
Gráfica 28. Comparación entre la dureza y la resistencia al desgaste de cada una de las zonas de los tres cupones consideradas	148
Gráfica 29. Comparación de los resultados del ensayo de resiliencia	159

Índice de ilustraciones

Ilustración 1.	Esquema de la disolución del material a través de la superficie de óxido y su transporte por la corriente de vapor	10
Ilustración 2.	Adelgazamiento del espesor en tuberías debido a FAC en una fase y en dos fases	16
Ilustración 3.	Desgaste abrasivo entre dos cuerpos y desgaste abrasivo entre tres cuerpos	48
Ilustración 4.	Proceso de desgaste por fatiga	50
Ilustración 5.	Proceso de fretting entre dos superficies	55
Ilustración 6.	Esquema del dispositivo de ensayo "pin in drum"	57
Ilustración 7.	Esquema del dispositivo de ensayo "pin on disc"	57
Ilustración 8.	Esquema del dispositivo de ensayo "pin on disc" con trayectoria en espiral	58
Ilustración 9.	Esquema de dispositivos de ensayo con alimentación de abrasivo continua	58
Ilustración 10.	Esquema del dispositivo de ensayo según norma ASTM G105	59
Ilustración 11.	Esquema del dispositivo "block on plate"	60
Ilustración 12.	Esquema del dispositivo triple "pin on disc" en cámara de fango	60
Ilustración 13.	Superficie esférica rotando sobre la superficie de ensayo	61
Ilustración 14.	Esquema de cojinete dividido en tres partes en contacto con un aro giratorio	62
Ilustración 15.	Esquema del dispositivo de ensayo de camisa y eje rotatorio	62
Ilustración 16.	Esquema del dispositivo de ensayo de segmentos de aro de pistón y cilindro	63

Ilustración 17. Esquema del dispositivo de ensayo "pin on disc"	63
Ilustración 18. Esquema del dispositivo de ensayo "pin on plate"	64
Ilustración 19. Esquema del dispositivo de ensayo "block on rotating disc"	64
Ilustración 20. Esquema del dispositivo de ensayo "pin on plate"	65
Ilustración 21. Esquema del dispositivo de ensayo "block on plate"	65
Ilustración 22. Esquema del dispositivo de ensayo de placa y eje vibratorio sumergido en un fluido	66
Ilustración 23. Esquema del dispositivo de ensayo de erosión mediante un líquido	66
Ilustración 24. Esquema del dispositivo de ensayo de erosión mediante un gas	67
Ilustración 25. Esquema del dispositivo de ensayo de cojinete de bolas bajo carga	68
Ilustración 26. Esquema del dispositivo de ensayo de cojinetes planos	68
Ilustración 27. Esquema del dispositivo de ensayo de dos rodillos girando en contacto	68
Ilustración 28. Esquema del dispositivo de ensayo de cuatro bolas en contacto de rodadura	69
Ilustración 29. Zonas características de un cordón de soldadura	96
Ilustración 30. Modelo de cupón sobre el que se realizaron los diferentes procedimientos de soldadura	111
Ilustración 31. Proceso TIG-GTAW	112
Ilustración 32. Proceso SMAW	114
Ilustración 33. Esquema de pasadas de soldadura GTAW y SMAW	116
Ilustración 34. Esquema del penetrador	123
Ilustración 35. Esquema péndulo Charpy	132

Ilustración 36. Juego de probetas para el ensayo Charpy en la zona de soldadura	156
Ilustración 37. Juego de probetas para el ensayo Charpy en la zona de afectación térmica	157
Ilustración 38. Juego de probetas para ensayo Charpy en la zona de metal base	157

Índice de imágenes

Imagen 1. Punto de fuga de vapor, debido a la pérdida de espesor en zona afectada por la soldadura	6
Imagen 2. Degradación por FAC y desgaste mecánico, en una soldadura de acero de baja aleación	8
Imagen 3. Conexión en codo soldada, que presenta la superficie interna dañada por FAC y desgaste	9
Imagen 4. Superficie dañada por un proceso de FAC de una fase	13
Imagen 5. Daños en la superficie por FAC en fase simple, y a baja temperatura	13
Imagen 6. FAC en fase dual, mostrando los característicos valles	15
Imagen 7. Analizador de azufre y carbono	119
Imagen 8. Espectrofotómetro de absorción atómica	120
Imagen 9. Cortadora, empastilladora, enfriador, accesorios de moldeo y probeta empastillada	121
Imagen 10. Pulidora	122
Imagen 11. Durómetro	125
Imagen 12. Detalle del punzón, peso y sujeción de probeta en el "pin on disk"	127
Imagen 13. Balanza para medición de la masa con precisión de 0.00001 g.	129
Imagen 14. Detalle de probeta Charpy en posición de ensayo	131
Imagen 15. Huellas Vickers del metal base en el cupón A	135
Imagen 16. Huellas Vickers de la zona de afectación térmica (ZAT) del cupón A	136
Imagen 17. Huellas Vickers de la zona de soldadura (SOL) del cupón A	137

Imagen 18. Huellas Vickers del metal base en el cupón B.	138
Imagen 19. Huellas Vickers de la zona de afectación térmica (ZAT) del cupón B	139
Imagen 20. Huellas Vickers de la zona de soldadura (SOL) del cupón B	140
Imagen 21. Huellas Vickers del metal base en el cupón C	141
Imagen 22. Huellas Vickers de la zona de afectación térmica (ZAT) del cupón C	142
Imagen 23. Huellas Vickers de la zona de soldadura (SOL) del cupón C	143
Imagen 24. Microestructura ferrítico-perlítica del metal base para el cupón A	150
Imagen 25. Microestructura bainítica de la zona de afectación térmica para el cupón A	151
Imagen 26. Microestructura del cordón de soldadura para el cupón A	152
Imagen 27. Microestructura de la zona de afectación térmica para el cupón B	153
Imagen 28. Microestructura del cordón de soldadura para el cupón B	153
Imagen 29. Microestructura de la zona de afectación térmica para el cupón C	154
Imagen 30. Microestructura del cordón de soldadura para el cupón C	155

Lista de abreviaturas

- AVT.** (All volatile treatment). Tratamiento de la química del agua consistente en la adición de amoníaco y manteniendo el pH en el orden de 8,5.
- BOP.** (Balance of plant). Relación de tuberías de conducción de vapor hasta la turbina de la central de energía.
- BWR.** (Boiling water reactor). Tipo de reactor nuclear.
- FAC.** (Flow accelerated corrosion). Corrosión por flujo acelerado.
- FCAW.** (Flux cored arc welding). Método de soldadura.
- GMAW.** (Gas metal arc welding). Método de soldadura.
- GTAW-TIG.** (Gas tungsten arc welding - tungsten inert gas). Método de soldadura.
- ksi.** Unidad de presión equivalente a 1000 psi ($6,89 \times 10^{-6}$ Pascal).
- LDI.** (Liquid droplet impingement). Forma de desgaste por gotas de líquido.
- MB.** Zona de metal base. Nomenclatura de identificación de cupones, usada en el proceso experimental.
- ORP.** (Oxidation reduction potencial). Potencial Redox o Potencial de Reducción
- ppb.** Partes por billón. Medida de concentración.
- PAW.** (Plasma arc welding). Método de soldadura.
- PWHT.** (Post weld heat treatment). Tratamiento térmico posterior a la soldadura
- PWR.** (Pressurized water reactor). Tipo de reactor nuclear
- SOL.** Zona de soldadura. Nomenclatura de identificación de cupones, usada en el proceso experimental.

- SAW.** (Submerged arc welding). Método de soldadura.
- SCC.** (stress corrosion cracking). Corrosión bajo tensión
- SMAW.** (Shield Metal Arc Welding). Método de soldadura
- ZAT.** Zona de afectación térmica. Nomenclatura de identificación de cupones, usada en el proceso experimental.

Capítulo 1

Introducción

1.1 ANTECEDENTES

En las centrales de producción de energía donde intervienen instalaciones de conducción de vapor, el comportamiento tribológico de las tuberías de acero de baja aleación sometidas a procesos de FAC (corrosión acelerada por flujo), es uno de los problemas a resolver para mejorar su rendimiento.

Uno de los momentos más importantes durante la vida de una central, son los procesos de “parada” de dichas centrales, que tienen en este problema, entre otros, uno de sus motivos de ser, y es por ello, que la verificación y si es necesario la sustitución de estas soldaduras, entra dentro del proceso de prevención de riesgos y mantenimiento, destinados a conseguir una reducción en tiempo y coste en las centrales activas y en las futuras construcciones, lo que constituye un importante impacto económico para la viabilidad de dichas instalaciones.

Las instalaciones de tuberías realizadas con estos aceros, constituyen una parte importante dentro de las plantas de generación de energía, y la unión por soldadura de sus diferentes elementos, es una práctica habitual en la ejecución de sustituciones o modificaciones de las líneas, ya que suelen requerir este tipo de enlace en los tramos incorporados. El proceso de investigación llevado a cabo por esta tesis, abarca un intento de mejora del comportamiento de estas uniones.

En función de la responsabilidad de los sistemas afectados, los códigos de diseño definen distintos requisitos a los procedimientos de soldadura. En concreto, y para las soldaduras afectadas en este caso, se realizan según la Sección III del Código ASME o bien de acuerdo al Código B31.1, ambos códigos exigen la realización en función de la geometría de los tubos (diámetro y espesor) y del contenido en carbono de los materiales de:

- un precalentamiento de las tuberías, previo al soldeo.
- un tratamiento térmico posterior a la soldadura. (*Post Weld Heat Treatment (PWHT)*)

Como se puede deducir, la aplicación de más requisitos conduce a una mayor complejidad, lo que se traduce en una mayor duración en el tiempo y coste de ejecución de las soldaduras. La definición de nuevos procesos, repercutirá beneficiosamente en el proceso industrial.

Por otro lado, como se mencionó en el prólogo, hay que considerar que en el caso de instalaciones nucleares, las tareas de mantenimiento que conllevan reparación y reposición de tuberías con sus correspondientes tareas de soldeo, se suelen realizar en zonas afectadas por emisiones radiactivas, es por ello que cobra gran importancia tanto la reducción de personal como la del tiempo de permanencia.

Los objetivos a conseguir son los siguientes:

- reducción de la complejidad y extensión en el tiempo del proceso de soldadura de tuberías de acero, con la intención de conseguir un proceso más eficiente y seguro.
- reducción del coste de ejecución.
- reducción del camino crítico de la parada de mantenimiento, lo que conlleva un adelanto en el inicio de la producción.
- reducción del tiempo de exposición radiológica del personal, en el caso de centrales nucleares.

Para llevar a cabo este estudio, se han realizado ensayos sobre diferentes opciones para las soldaduras realizadas siguiendo el diseño estándar utilizado normalmente en las centrales, sobre el cual se ha estudiado la eliminación de alguna de las fases del proceso, intentando buscar una solución que mejore el rendimiento de la operación. Para ello se han de conocer las condiciones y los fenómenos que afectan a la degradación del material, y así poder encontrar la opción de diseño del proceso de soldadura más adecuado. Estas condiciones y fenómenos son:

- propiedades mecánicas y tribológicas del acero utilizado y el procedimiento de soldadura empleado.
- características del flujo de vapor que circula por la instalación.
- fenómenos de degradación y desgaste que provoca el flujo sobre el material.

El estudio se realizará considerando las condiciones de operación de la instalación, que ya están predeterminadas para su funcionamiento, centrandó la investigación, en la opción que más fácilmente se pueda modificar para conseguir la optimización del proceso, y que menos afecte al resto de la instalación.

Analizando dichas condiciones, se puede concluir que:

- Al actuar sobre las *características del flujo*, variando sus propiedades físico-químicas, se afectará a la totalidad del circuito del fluido, con lo que sus efectos podrían ser variables e impredecibles en el resto de la instalación.

Por otro lado, el propio fenómeno del FAC, que se analizará posteriormente, está directamente relacionado con las condiciones del flujo, ya que es un proceso cuyo mecanismo está definido y resulta conocido. Por lo tanto el conocimiento de dichas condiciones y el ajuste de las mismas, siempre tendrán como fin la disminución de los efectos de degradación sobre el material.

- La *elección del material* a utilizar, que como se verá posteriormente, también está ampliamente justificada por la investigación y la experiencia.

Considerados y fijados los factores anteriores, el campo de estudio que abarca esta tesis se centrará en el desgaste del material afectado por la corrosión acelerada por el flujo y el desgaste mecánico, y más exactamente sobre uno de los puntos más conflictivos y afectados por dicha degradación, que son las zonas de unión por soldadura. Sobre esta y los códigos establecidos por las normas para su ejecución, se pretende encontrar esta mejora.

Para la búsqueda de unos resultados y conclusiones que justifiquen esta investigación, el material utilizado se ha sometido a ensayos de dureza, resiliencia y desgaste, comparando los datos obtenidos para las diferentes soluciones de soldadura, en tres zonas diferenciadas de la misma: Metal Base (MB), Zona de Afectación Térmica (ZAT) y Soldadura (S), como se expone en el capítulo 2, donde se describe el procedimiento experimental.

A continuación, se presentarán los principales protagonistas en este proceso, las condiciones y los fenómenos que afectan a la conducción de vapor por tuberías de aceros al carbono y de baja aleación.

1.2 CORROSIÓN ACELERADA POR FLUJO (FAC)

La corrosión acelerada por flujo o FAC (en adelante), es un mecanismo de degradación que afecta a los aceros al carbono y de baja aleación, cuando estos se encuentran en contacto con agua en estado líquido, o en mezclas de agua y vapor. La naturaleza de esta degradación es a la vez, química y física, aunque con mayor importancia en la primera.

La FAC causa el adelgazamiento de las paredes de las tuberías de aceros al carbono por pérdida de masa, cuando estas transportan agua (una fase) o vapor húmedo (doble fase o fase dual). Si la disminución del espesor en el elemento se produce por debajo del espesor crítico que se requiere para soportar las tensiones generadas durante el funcionamiento, pueden suceder roturas repentinas, resultado de una fractura dúctil, expulsando agua o vapor a alta temperatura. Este fenómeno ha causado una gran cantidad de fallos en tuberías y equipos utilizados en todo tipo de plantas de generación eléctrica, ya sean de combustible fósil o nuclear, en estos últimos tanto en los PWRs (Pressurized Water Reactor) como BWRs (Boiling Water Reactor), provocando daños materiales y personales.

La corrosión acelerada por flujo (FAC), se ha denominado de diversas formas tales como: "erosión-corrosión" o al contrario "corrosión-erosión", o "corrosión por flujo asistido", e incluso combinando ambas "FAC/erosión-corrosión". La intención de utilizar el término FAC, es el de limitar el fenómeno, entendiendo este mecanismo como un único proceso que afecta a un único material.

Como se indicó al principio del capítulo, la FAC, ocurre en plantas de producción de energía, desde centrales nucleares a centrales de combustión de combustibles fósiles, y suele aparecer principalmente en componentes o accesorios de las tuberías (codos, "T", zonas con modificación de sección,...), aunque también es factible que aparezca en equipos como cambiadores de calor.



Imagen 1. Punto de fuga de vapor, debido a la pérdida de espesor en zona afectada por la soldadura (imagen cedida por Nuclenor)

Para entender el proceso de generación del FAC, hay que saber que las tuberías de acero al carbono o de baja aleación, por las cuales fluye agua ultrapura desoxigenada o vapor húmedo, son resistentes a la corrosión debido a la formación de una capa de óxido (magnetita) en la superficie interior, que actúa como protección contra el propio proceso de corrosión. Esta película aparece siempre después de un determinado periodo de tiempo, que depende de la temperatura de operación, pero siempre por encima de los 95 °C. Los circuitos afectados, suelen ser los que pertenecen al ciclo de agua-vapor (ciclo de turbina).

Una vez establecida esta capa de óxido, o durante el proceso de formación de la misma, el flujo turbulento generado por el fluido de operación provoca que la capa de óxido se disuelva, volviéndose más fina y menos protectora, por lo que el metal queda descubierto y se vuelve a corroer, creando una nueva capa de óxido, lo que motiva que la pérdida de metal continúe. Incluso con la película de óxido presente en la superficie, la ratio de disolución del metal a través de la capa de óxido se acelera con altas velocidades, debido a la variación de las

concentraciones de los productos de la corrosión y la variación de su solubilidad en el fluido de operación, como indican diversos autores.

Esta situación, obliga a una monitorización de los elementos que sufren esta disminución de espesor, para prevenir los fallos, que siempre ocurren después de una fractura dúctil.

Por lo tanto, es evidente que al igual que en cualquier proceso de corrosión electroquímica, una de las condiciones a tener en cuenta para conocer si el proceso de degradación por FAC va a ocurrir, es la necesidad de la existencia de agua (vapor húmedo) para que se pueda depositar, debido a reacciones electroquímicas, la capa de óxido. Por lo tanto, la FAC no puede tener lugar cuando se trabaja en condiciones de vapor seco.

Al contrario que en el desgaste mecánico, la corrosión acelerada por flujo, es facilitada por la química del agua y los fenómenos de transferencia de masa. Esta distinción no implica que ambos mecanismos que provocan la degradación de la pared de la tubería no puedan actuar conjuntamente, es más, debido a la suma de dichos efectos, se acelera la disminución del espesor en la pared de la tubería.

Es por ello que esta forma de degradación, es conveniente estudiarla como un proceso de *erosión-corrosión*, ya que conlleva tanto corrosión electroquímica como desgaste mecánico, este último debido a la acción de los impactos individuales de partículas sólidas o líquidas. En cuanto a la relación de ambas con el flujo, test de laboratorio han demostrado que las velocidades de flujo requeridas para remoción mecánica del óxido, son mucho más altas que las que son necesarias para disolver la capa de óxido depositada, según se indica en *ASM Handbook, Vol. 13A, Corrosion Fundamentals, testing and protection [8]*, por lo que a mayor velocidad de flujo, se producirá un mayor desgaste mecánico, que dejará al descubierto una mayor superficie de material, susceptible de ser corroída. Esta situación de variabilidad de condiciones del flujo, pone de manifiesto la interrelación existente entre desgaste mecánico y corrosión, haciendo que el proceso de degradación se produzca a través de la combinación de ambos.

En general, y en cualquiera de los dos casos, una fase o dos fases, la FAC, se va a encontrar por encima de los 95 °C y en aceros de un contenido en cromo por debajo del 0,1 %.

El proceso de degradación que sucede se puede determinar visualmente. Si una superficie está afectada por un fenómeno de FAC, se observa la existencia de patrones definidos sobre la superficie cuya apariencia depende de si el fluido de encuentra en una fase o en dos (las características particulares de cada uno de ellos las veremos posteriormente en los apartados respectivos); mientras que el desgaste mecánico, cuando actúa en solitario, no presenta este tipo de patrones, sino que tienen la apariencia de surcos, agujeros redondeados e incluso barrancos, pudiendo ocurrir además, en metales y aleaciones, en situaciones de baja velocidad de flujo.

Las soluciones empleadas para mitigar este proceso de degradación, pasan por la sustitución de los componentes con un material más resistente al FAC, actuar sobre la química del flujo, aumentando el pH, o modificando el oxígeno disuelto.

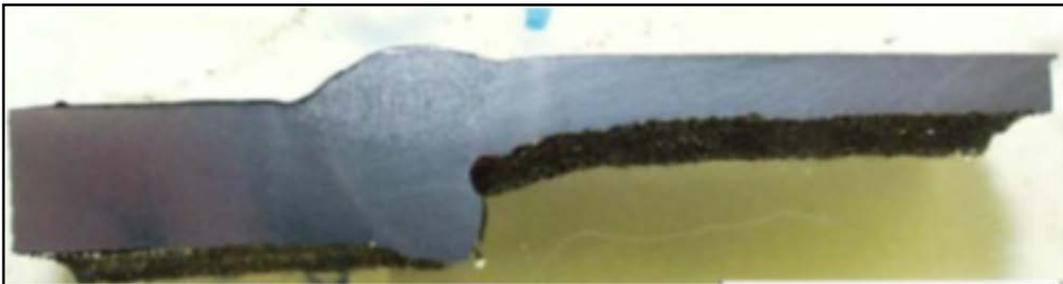


Imagen 2. Degradación por FAC y desgaste mecánico, en una soldadura de acero de baja aleación. La dirección del flujo es de izquierda a derecha, provocando su mayor efecto, aguas abajo de la soldadura. (Field Guide FAC and erosion". EPRI [13])



Imagen 3. Conexión en codo soldada, que presenta la superficie interna dañada por FAC y desgaste. También se aprecia la disminución del espesor del codo. (Field Guide FAC and erosion. EPRI [13])

En conclusión, la corrosión acelerada por el flujo (FAC), está afectada por las siguientes condiciones, necesarias a su vez para que esta degradación tenga lugar (en apartados posteriores se entrará en detalle sobre cada una de ellas):

- *Composición química del material.*
 - Hay tres aleantes que tienen demostrada su influencia. El más importante es el cromo, ya que un mínimo de 0,1 % hace más resistente al acero, además de la presencia de cobre y molibdeno.

- *Características físico-químicas del flujo (química del agua). Varía dependiendo de los tipos de plantas.*
 - Puede aparecer en un rango de temperatura que va desde 40 °C a 290 °C (de 150 °C a 175 °C, presenta ratio máxima).
 - pH neutro o alcalino (medido a 25 °C) (≥ 7).
 - La concentración de oxígeno disuelto, en general, ha de ser baja, salvo en reactores BWRs donde se requieren concentraciones mayores de oxígeno para controlar el proceso.
 - Es necesaria la presencia de agua líquida o mezcla de esta con vapor de agua (una o dos fases), en el caso de que sólo exista vapor sobrecalentado, la FAC no ocurre.

- *Geometría*. El diseño de la instalación, los accesorios y el tiempo de exposición.
- *Condiciones hidrodinámicas del flujo*. Se puede considerar que la FAC, es un proceso turbulento de transferencia de masa, por lo que los parámetros que influyen en dicha transferencia tienen su influencia en la tasa de corrosión. Se ha observado, que los peores ataques suceden en zonas localizadas de alta turbulencia

1.2.1 Mecanismos de FAC

En la *Ilustración 1* se presenta un esquema de la formación de la capa de óxido sobre la superficie interior de la tubería. El proceso comienza con la reacción del hierro con el agua para formar la película de óxido, para a continuación disolverse este óxido en el agua formándose Fe^{2+} . La ratio de hierro que sufre remoción, es controlada por la relación de difusión de las especies de hierro a través de la capa límite de agua cerca de la superficie. El FeOH^+ es el Fe^{2+} hidrolizado en la solución.

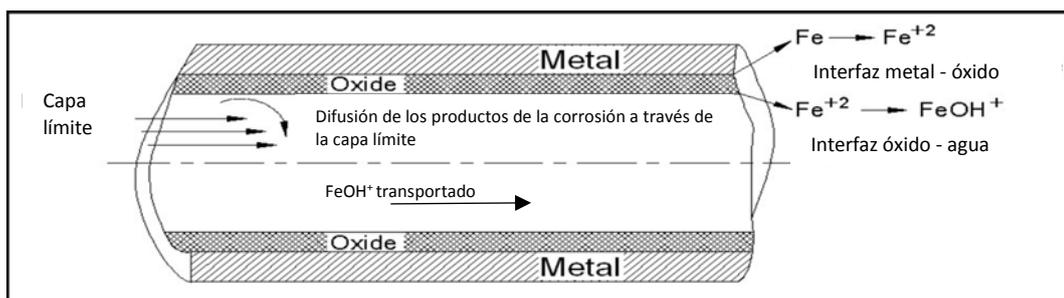


Ilustración 1. Esquema de la disolución del material a través de la superficie de óxido y su transporte por la corriente de vapor. (FAC: Forms, Mechanisms and Case Studies. Vivekanand Kain [7])

Las principales reacciones electroquímicas y transporte de especies, que se producen en el proceso de corrosión son:

- **Fe** (metal base) → **Fe²⁺** (interfaz metal-óxido)
- **Fe²⁺** (capa de óxido en difusión hacia la interfaz de agua)
- **Fe²⁺** (interfaz óxido-agua) → **FeOH⁺** (disuelto en la capa límite)
- **FeOH⁺** (disuelto, se difunde a través de la capa límite hacia la corriente)
- **FeOH⁺** (transportado por la corriente aguas abajo)
- **FeOH⁺** (en la corriente) → **Fe₂O₃** (en forma de partículas suspendidas)

Además de la remoción de la capa de óxido, debida a la velocidad del flujo, también hay que destacar otro efecto, que relaciona el límite de solubilidad de las especies iónicas en la corriente con las condiciones de operación, de pH y temperatura.

Una vez los iones disueltos alcanzan la corriente, la cantidad disuelta se aproxima a ese límite de solubilidad haciendo más lento el propio proceso de disolución, pero el hecho de que la velocidad del flujo de corriente aumente, provee de un vapor con menor cantidad de óxido disuelto, lo que facilita que la ratio de disolución y la capacidad de solubilidad del óxido en la corriente también aumente, incrementando la corrosión.

Por lo tanto, el FAC está influido principalmente por la velocidad del flujo y la turbulencia provocada que afecta a la interfase entre la capa de óxido y el vapor, además del límite de solubilidad de disolución de los iones en el fluido.

1.2.2 FAC en una fase.

La disminución del espesor en las tuberías de acero de baja aleación, debido a la disolución de la capa de óxido protectora y el metal base, se denomina *Corrosión Acelerada por Flujo (FAC) en fase simple, o en una fase*, en el caso de que esta ocurra en sistemas cuyo fluido de operación sea agua líquida.

Como se indicó anteriormente, la corrosión depende de:

- variables hidrodinámicas (*velocidad del fluido, afectada por la configuración de las tuberías y la rugosidad superficial en el interior de la tubería*),
- variables metalúrgicas (*composición química, incluyendo el porcentaje en peso de cromo, molibdeno y cobre en el acero*)
- variables de operación o ambientales (*temperatura, química del agua, que incluye oxígeno disuelto, concentración de iones hierro, impurezas metálicas y pH*).

En el caso de las variables hidrodinámicas, que afectan a la transferencia de masa; se observa que a una velocidad de fluido baja, la ratio de FAC está controlada por la transferencia de masa, mientras que, a velocidades más altas, la transferencia de masa es mayor, y la FAC está más afectada por las reacciones químicas en la interfase entre el fluido refrigerante y la capa de óxido y entre esta y el metal base.

Visualmente, como se mencionó en el apartado anterior, se establecen unos patrones que nos permiten reconocer la FAC en una fase. Debido a la remoción de la capa se manifiestan inicialmente unas micropicaduras sobre la microestructura del acero, que siguen creciendo hasta dar una apariencia de rugosidad a la superficie. Si se observa la superficie corroída, esta se caracteriza por presentar forma de herradura o vieira que le dan una apariencia de piel de naranja. El tamaño de estas huellas, varía desde los 6 mm a valores microscópicos (*Imágenes 4 y 5*).

Esta superficie fuertemente corroída, tanto en la capa de óxido (que siempre está presente, aunque no se pueda observar a simple vista) o en el metal base, aumenta el desgaste del metal, al alterar el movimiento del flujo y arrastrar las partículas arrancadas.

A simple vista pueden aparecer diferentes zonas debido a los distintos tamaños de las huellas, pero a nivel microscópico estas diferencias desaparecen (*Imagen 5*). En situaciones de baja temperatura, los daños pueden, al contrario de lo habitual, aparecer aislados.



Imagen 4. Superficie dañada por un proceso de FAC de una fase. Se pueden observar las señales en forma de escamas o piel de naranja que caracteriza la superficie. (*Field Guide FAC and erosion*". EPRI [13])

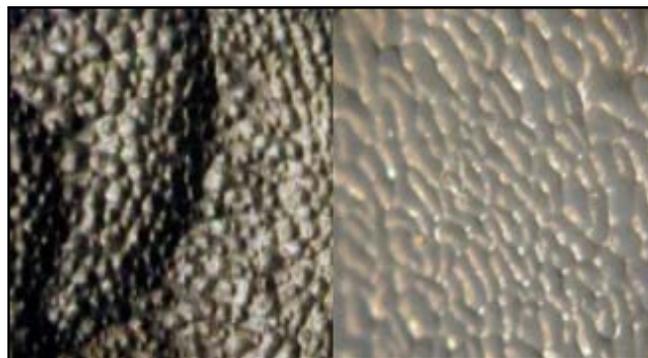


Imagen 5. Daños en la superficie por FAC en fase simple (derecha), y a baja temperatura (izquierda), esta última muestra una superficie ondulada y hendiduras redondeadas. (*Field Guide FAC and erosion*. EPRI [13])

Las localizaciones donde suele aparecer este tipo de FAC son: tuberías, accesorios como codos o derivaciones ("T"); componentes situados corriente abajo de las válvulas, boquillas interiores y exteriores, zonas donde se presentan cambios de sección, y en equipamientos internos.

La solución empleada suele ser el cambio del componente dañado por otro material con mayor resistencia al FAC, o también, la modificación de la química de operación (aumento de pH, control del oxígeno disuelto).

1.2.3. FAC en dos fases.

El mecanismo de disolución del óxido es similar al proceso que ocurre en una fase, pero en este caso, las tuberías conducen vapor húmedo (dos fases: agua en estado líquido y vapor) que no está sobrecalentado. La existencia de agua en estado líquido es fundamental para que las reacciones electroquímicas se produzcan, y es por ello, que en vapor seco sobrecalentado no se produce la degradación por FAC.

Uno de los factores fundamentales para conocer el grado de actuación del fenómeno del *FAC en dos fases o fase dual*, además de la velocidad del fluido, es el título de vapor que se encuentra en el flujo, que nos ofrece un valoración de la cantidad de agua en estado líquido, y por tanto la facilidad que existe para favorecer la aparición de la corrosión electroquímica.

Los patrones que distinguen este tipo de FAC presentan una apariencia del daño bastante variable, salvo en el caso de mezclas agua-vapor de alta calidad, que presentan una morfología característica, en forma de valles o si se observa de un modo más general se identifican como "piel de tigre" (*Imagen 6*).



Imagen 6. FAC en fase dual, mostrando los característicos valles (también llamados "piel de tigre"). (Field Guide FAC and erosion. EPRI [13])

Desgaste por gotas de líquido (Liquid Droplet Impingement)

Ya sea en fase simple o en dos fases, además del fenómeno de la corrosión, se produce un fenómeno de desgaste por las gotas de líquido que fluyen en la corriente de vapor. En este flujo de vapor húmedo, la fase líquida se mueve en una delgada capa cerca de la pared, mientras que la fase de vapor se mantiene en la línea central del flujo, moviéndose más rápidamente que la primera. Esta diferencia de velocidad crea esfuerzos cortantes en la interfase líquido-vapor, que consiguen arrancar parte del líquido que pasa a ser transportado por el vapor, donde toma forma de gotas que quedan atrapadas en el interior de dicho flujo.

Estas gotas impactarán sobre la capa de óxido formada en la superficie interior de la tubería, rompiéndola, y dejando expuesta la superficie del metal base a los procesos de desgaste mecánico y corrosión. Cuando esto se produce, se puede hablar de una variante de la corrosión acelerada por flujo en dos fases, llamada *LDI (Liquid Droplet Impingement)*.

Esta forma de corrosión se puede a su vez dividir en dos tipos: uno caracterizado por un proceso mecánico (LDI mecánico), dominado por el proceso de dinámica del flujo (físico y mecánico), y otro tipo caracterizado por un proceso de corrosión química (LDI corrosión). Las conducciones de tuberías se ven afectadas por los dos tipos dependiendo de la velocidad del flujo, a alta velocidad predomina el LDI mecánico, y a bajas velocidades la LDI por corrosión.

Estos dos tipos de corrosión (LDI) son los que más afectan a centrales nucleares y de combustibles fósiles, principalmente en las líneas de alimentación de agua de los calentadores y en los bordes que se producen en el interior de las tuberías, debidos a los procesos de soldadura.

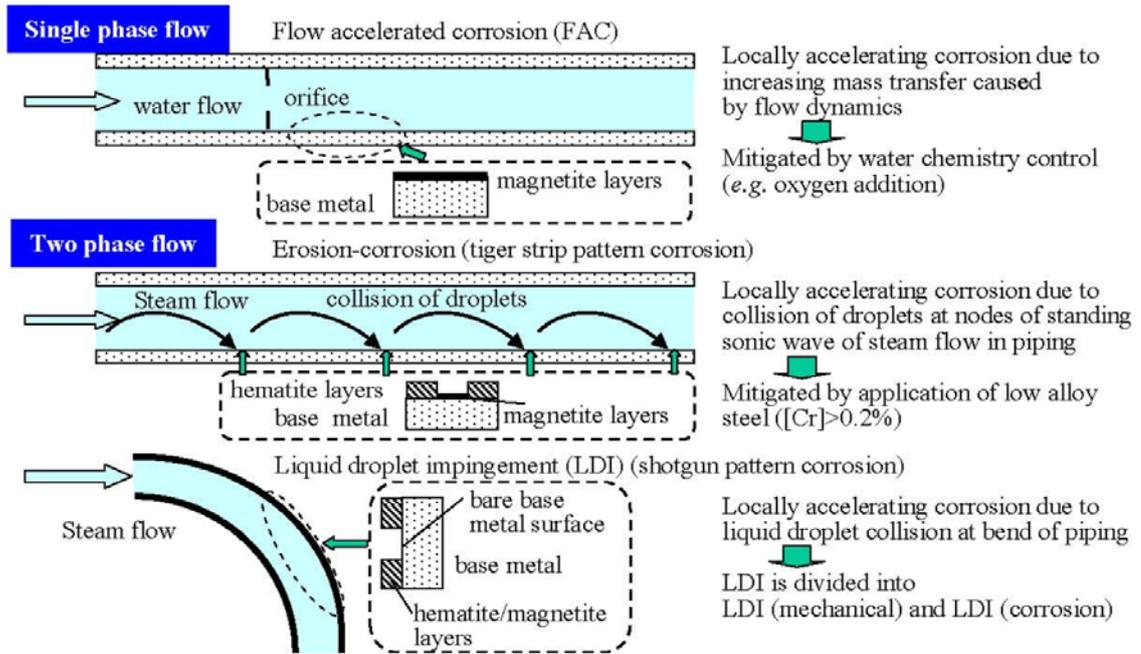


Ilustración 2. Adelgazamiento del espesor en tuberías debido a FAC en una fase y en dos fases.
 (FAC: Forms, Mechanisms and Case Studies. Vivekanand Kain [7])

1.2.4 Química del agua

La experiencia en las plantas de producción de energía, en cuanto a la gestión de la química del agua para controlar la corrosión acelerada por el flujo, indican que los factores más importantes a tener en cuenta, son el pH y el oxígeno disuelto ([14], [15] y [16]).

El *pH* se calcula como el logaritmo negativo de la concentración del ion hidrógeno, y se suele medir a la temperatura de 25 °C.

Aunque la mayoría de las moléculas del agua permanecen intactas algunas se disociarán en forma de iones. La reacción de esta disociación es:



Y se define la constante de equilibrio para esta reacción como:

$$K_w = \frac{[H^+][OH^-]}{[H_2O]}$$

Si no se encuentran impurezas en el agua, la concentración de los dos iones debe ser igual, y el pH igual a 7, y en el caso de que existan, la solución podrá ser ácida o básica.

Una medida menos conocida que el pH, pero que también es utilizada es el *ORP (Oxidation Reduction Potencial)*, conocido también como Potencial Redox o Potencial de Reducción, usada para describir las condiciones del agua.

El ORP es una medida de la facilidad que tiene una solución, para aceptar electrones (ser reducida) o perder electrones (ser oxidada). En los tipos de agua utilizadas en las plantas la ORP se relaciona con la cantidad de oxígeno disuelto

y la cantidad de agente reductor presente, normalmente hidrazina (en el caso de centrales nucleares).

En el caso de reactores BWRs (*Boiling Water Reactor*), es necesario tratar de modo distinto la corriente de alimentación de la porción de vapor, ya que la ratio de FAC es inversamente dependiente de la concentración de oxígeno disuelto. Para disminuir la FAC en el condensado y el agua de alimentación, el oxígeno en estos sistemas se incrementa; y para disminuirla en la porción de vapor, dicha corriente principal de vapor es la que debería incrementarse.

La química en este tipo de reactores se denomina neutra, al requerir un valor de pH igual a 7. La concentración de oxígeno es la base que controla el proceso, y se requieren concentraciones altas para evitar la FAC, llegando incluso a concentraciones de 200 µg/kg (200 ppb) para su total inhibición, pero estas son cantidades que no se pueden alcanzar debido al límite establecido en los requisitos de diseño de los equipos principales (turbina y reactor).

Los sistemas donde es necesario un control de la química del agua son:

Sistemas de condensado y de agua de alimentación. Este tipo de reactores utilizan agua pura como refrigerante del reactor, ya que se intenta evitar los productos de descomposición perjudiciales causados por la radiólisis del núcleo.

En la realidad, y para los estudios que se efectúan sobre el agua de operación, se considera que los BWRs utilizan agua pura con alguna presencia de oxígeno disuelto, con lo que se asume que su pH es de 7. Este oxígeno disuelto entra en el sistema, ya sea por una fuga en el condensador, o por su inyección intencionada en el sistema de condensado (se hace para mantener la concentración de oxígeno en ese rango). Las guías establecidas para control de su cantidad establece que se debe de mantener entre 30 y 200 ppb.

Sistemas de vapor. En este caso, la concentración de oxígeno en la porción de vapor de la corriente, viene determinada por lo que ocurre en el núcleo

del reactor, debido a que la radiólisis dentro del reactor genera, dos o tres veces en orden de magnitud, más oxígeno que el que entra en el reactor debido a la alimentación. Es por ello que se puede hablar de tres tipos de química del agua utilizadas:

- *Química del agua normal* (modo original de operación). Dependiendo del diseño del núcleo y de la vasija, el oxígeno en la línea de vapor se encuentra sobre las 18 ppm, por lo que se puede considerar que todo el oxígeno proviene de la radiólisis de las moléculas de agua. Sin embargo las grandes concentraciones de oxígeno generadas, conllevan problemas de cracking en aceros inoxidable, en las tuberías de recirculación e internas de la vasija.

Por lo tanto, los métodos que se desarrollan para solucionar estos problemas están destinados a bajar la concentración de oxígeno, para proteger el acero inoxidable.

- *Química del agua con hidrógeno*. Si se inyecta hidrógeno en el agua de alimentación, la concentración de oxígeno corriente abajo de la vasija del reactor disminuye. Los valores en este caso se encuentran en el rango de 5 a 10 ppm, dependiendo principalmente de la cantidad de oxígeno inyectada.

El uso del hidrógeno para disminuir las concentraciones de oxígeno, tiene un inconveniente, que resulta del incremento de la dosis de radiación en la instalación de la turbina.

- *Química de la adición de un metal noble*. Es una variación del método anterior, donde una solución que contiene metales nobles, se introduce, en una interrupción, o durante la operación, en la vasija del reactor. Los metales nobles se depositan sobre la superficie, y alcanzan los mismos efectos beneficiosos que la recombinación del oxígeno e hidrógeno con la inyección de este último. Los valores típicos de oxígeno en la línea de vapor suelen estar sobre 12 ppm.

Es importante entender que los cambios en la química del agua pueden tener importantes efectos sobre la ratio de FAC, particularmente en los drenajes, y en especial, en los cambiadores de calor.

Oxígeno en el agua de alimentación (ppb)	Ratio relativo de FAC
10	1.00
30	0.30
50	0.18
100	0.11

Tabla 1. Efecto del oxígeno en la ratio de FAC del agua de alimentación. (Mentoring Guide for FAC Engineers. EPRI [15])

Hay otra consideración a tener en cuenta en los reactores BWRs, y es la ventilación (venteo o purga) que se realiza en los calentadores y recalentadores del agua. La razón de esta ventilación es la mejora de la transferencia de calor en los cambiadores, para así eliminar los gases no condensables.

El inconveniente existente con esta situación radica en la naturaleza volátil del oxígeno, por lo que una pequeña cantidad de flujo de vapor que se drene provoca que se reduzca una gran cantidad de oxígeno.

Las mediciones en planta, han mostrado que puede haber una diferencia sustancial de la concentración de oxígeno disuelto en las líneas de drenaje, aguas abajo de los calentadores del agua de alimentación, lo que indicaría esa diferencia mucho mayor en la ratio de la corrosión acelerada por el flujo.

En el caso de los reactores tipo PWRs, estos operan con agua desoxigenada y ligeramente alcalina en los circuitos secundarios, y se obtiene en un proceso denominado AVT (All-Volatile Treatment), caracterizado por tres elementos:

- *Control del pH con aminas*, que se añaden para elevar el pH. Normalmente se utiliza etanolamina, amoníaco y morfolina. Este grupo de compuestos químicos se caracteriza por poseer un grupo NH_2 . La amina más simple, el amoníaco, NH_3 , se ha usado históricamente en centrales nucleares, aunque poco a poco se ha reemplazando por otros compuestos como la etanolamina y morfolina, principalmente.
- Un *agente reductor*, que genera que las condiciones del vapor sean más reductoras, y así eliminar el oxígeno de la corriente de alimentación. El más usado en plantas PWRs, es la hidracina (N_2H_4) aunque existen otros. La hidracina, cumple dos propósitos:
 - Como agente reductor, reduce los límites en el transporte de los productos de corrosión, y a su vez, una atmósfera más reductora, también favorece que disminuyan los problemas de cracking en las aleaciones Alloy 600, en el generador de vapor.
 - Como agente eliminador de oxígeno, ya que consigue disminuir su cantidad en la alimentación.
- Como *controlador de los niveles de oxígeno disuelto*, al mantenerlo por debajo de un mínimo de 5 ppb, aunque ocasionalmente se incremente a 10 ppb para reducir el transporte de hierro. Este suele presentarse en las centrales como una impureza originada como fuga en el condensador, donde suele tener una concentración de 1 ppb.

Uno de los comportamientos más característicos que ofrecen las aminas, es el que relaciona el pH con la temperatura, de donde se observa que un aumento de pH, a la temperatura de operación, conlleva una bajada en la ratio de FAC.

La selección de una amina y pH apropiados, está determinado por una serie de factores, entre ellos:

- Materiales de construcción, particularmente por la presencia de aleaciones de cobre en la alimentación.
- Capacidad y tipo de los pulidores, ya que esta limita la cantidad de amina que se puede añadir y por tanto también limita el máximo de pH. Se suelen utilizar en plantas con enfriamiento con agua de mar, para evitar las incrustaciones.
- Estabilidad térmica de la amina. En las condiciones del vapor, todas las aminas orgánicas, se descomponen, generando ácidos orgánicos (acético y fórmico). Por ejemplo en estos casos, la morfolina, es menos estable que el etanol, y el amoníaco, siendo una amina inorgánica, no presenta este problema.
- Disponibilidad, coste y toxicidad del compuesto.

Estos cambios en la química del agua, no afectan a el ataque de tipo erosivo, y es por ello que los métodos utilizados para reducirlo, son distintos que los utilizados para evitar el FAC.

En las *plantas de combustibles fósiles*, se suele trabajar con químicas del agua similares a las centrales PWRs, es decir, amoníaco más hidracina, con pequeñas cantidades de oxígeno disuelto. A menudo, el pH se limitaba a un valor cercano a 9,2 debido a la presencia de aleaciones de cobre en la corriente de alimentación, recientemente la eliminación de estas aleaciones, utilizando en su lugar aleaciones férricas, ha hecho cambiar a un tratamiento oxidante del agua, que ha conseguido bajar el ratio de FAC. Se utilizan dos variantes de este tratamiento:

- AVT (All Volatile Treatment), que consiste en la adición de amoníaco y manteniendo el pH en el orden de 8,5. En este caso, no se utiliza

hidracina, y el sistema comienza la oxidación, a través de la inyección de aire.

- Tratamiento de oxidación, donde se añaden amoníaco y oxígeno, para obtener un pH entre 8,0 y 8,5. El oxígeno en este caso se mantiene entre 30 y 150 ppb.

En el caso de la existencia de aleaciones de cobre en la corriente de alimentación, entonces se recomienda el uso de AVT con amoníaco e hidracina.

1.3 ACEROS AL CARBONO Y DE BAJA ALEACIÓN

En este apartado, abordaré los aceros al carbono y de baja aleación que son usados en las instalaciones, principalmente de producción de energía. Estas aleaciones han sido ampliamente utilizadas, especialmente en distintos equipos, tales como: sistema de enfriamiento del reactor en PWRs; en sistemas auxiliares como el utilizado para la eliminación del calor residual; tuberías de conducción de vapor o de BOP (Balance of Plant), que conducen el vapor hasta la turbina, e incluyen el condensado, el agua de alimentación y sistemas de vapor y drenaje del mismo. También se usan en las líneas de escape, extracción y drenaje del vapor, aunque su principal aplicación se lleva a cabo en partes de la instalación de tuberías donde se desarrolla la conducción de vapor (BOP), donde la FAC provoca la necesidad de reemplazar las tuberías de acero al carbono por materiales más resistentes.

Las principales razones que sustentan el uso de este tipo de aleaciones son producto de la combinación de su bajo coste, buena resistencia mecánica, una aceptable resistencia a la corrosión en muchos ambientes, además de presentar una buena respuesta frente a la corrosión bajo tensión (stress corrosion cracking (SCC)).

La experiencia que se tiene de aceros al carbono y aceros de baja aleación de su comportamiento en planta [18], es como sigue:

- *Sistema de refrigeración del reactor.* En este caso, las tuberías que intervienen están formadas por acero al carbono, con un recubrimiento interno de acero inoxidable, lo que evita problemas significantes en estos sistemas.
- *Tuberías de alimentación al reactor.* Estas tuberías en general, se comportan bien, aunque se han producido algunos casos de adelgazamiento de espesor en las tuberías de salida (C. N. Diablo Canyon en California (EE.UU.), C. N. Bruce Unidad 8 en Ontario (Canadá)), debido a la FAC/erosión-corrosión, donde se ha

necesitado ajustar la química del agua, y el posterior reemplazo de dichas tuberías debido a su degradación.

- *Tuberías de vapor.* Todas las tuberías de vapor de acero al carbono suelen comportarse adecuadamente, sin presentar problemas serios.
- *Líneas de escape, extracción y drenaje de vapor.* Han aparecido casos (C.N. Pilgrim en Massachussets (EE.UU) y otros) en los que estos materiales, han sufrido adelgazamiento de pared debido a FAC/erosión-corrosión. En general, se atribuye a la existencia de flujo en dos fases con alta velocidad y desgaste por las gotas de líquido, apoyado, a veces, por la presencia de partículas de magnetita. Esto ha requerido de una monitorización frecuente y, en determinadas zonas la sustitución con materiales más resistentes.
- *Tuberías de condensado y alimentación de agua.* La mayoría de las tuberías de este sistema, se comportan bien con flujo en una fase. Aunque han ocurrido casos serios de FAC/erosión-corrosión (C. N. Susquehanna en Pensilvania (EE.UU.) y otros), que conllevan una necesidad de inspecciones periódicas, la reparación de las áreas afectadas y la sustitución por aceros inoxidable austeníticos.
- *Circuito cerrado de agua de refrigeración.* No suelen presentarse problemas, ya que el agua de este circuito, está controlada en cuanto a pureza y tratada para inhibir la corrosión. Sólo han aparecido algunos casos de corrosión microbológica.
- *Sistema de agua de servicio.* Al contrario que en el caso anterior, el agua en este caso suele estar sin tratar, debido a ello, pueden aparecer problemas de corrosión y atascos, principalmente en tuberías sin protección interior. Se emplean varios tipos de soluciones como: inspecciones más frecuentes, monitorización y limpieza, recubrimiento interior con películas protectoras de

materiales resistentes, reemplazo por materiales más resistentes, limpiezas mecánicas o químicas combinado con el uso de biocidas, llegando incluso a la reconversión de los circuitos en sistemas cerrados.

- *Sistema de circulación del agua del condensador.* También en este caso nos encontramos con agua sin tratar, por lo que aparecen crecimientos biológicos que pueden llegar a ser un problema, y la forma de tratamiento consiste en el uso de biocidas. En muchos casos se opta por la protección de la superficie de las tuberías tanto interior como exterior. Existen tuberías de este tipo, también en el caso anterior, que pueden ir enterradas, lo que implica una protección de tipo catódica.

Muchos de los aceros al carbono o de baja aleación utilizados en estas tuberías están forjados; ambos tipos y sus uniones soldadas, están afectados por las especificaciones ASTM y ASME, y el código ASME, que también se utilizan para los materiales de molde de codos y bridas.

Las *tablas 2, 3 y 4* muestran las composiciones específicas de algunos de estos aceros, y sus propiedades mecánicas y físicas, a temperatura ambiente.

Composiciones específicas de aceros al carbono usados en tuberías (% en peso)										
ASME/ASTM Tipo	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	V
SA/A 106 Gr. B Tubería sin costura/cordón	0,30 max	0,29- 1,06	0,035 max	0,035 max	0,10 min	0,40 max	0,40 max	0,40 max	0,15 max	0,08 max
SA/A 134 Gr. C Tubería con cordón soldado	0,24 max	0,90 max	0,035 max	0,04 max	-	0,20 min	-	-	-	-
SA/A 333 Gr. 6 Tubería soldada/ sin soldar	0,30 max	0,29- 1,06	0,025 max	0,10 max	-	-	-	-	-	-

Tabla 2. Composiciones específicas de aceros al carbono de uso típico en tuberías (Materials Handbook for Nuclear Plant Pressure Boundary Applications. EPRI (2013) [11])

Composiciones específicas de aceros de baja aleación usados en tuberías (% en peso)										
ASME/ASTM Tipo	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	V
SA/A 335 Gr.P11, 1,25% Cr, 0,5% Mo Tubería sin costura/cordón	0,05- 0,15	0,30- 0,60	0,025 max	0,025 max	0,50- 1,00	-	-	1,00- 1,50	0,44- 0,65	-
SA/A 335 Gr.P22 2,25% Cr, 1,0% Mo Tubería sin costura/ cordón	0,05- 0,15	0,30- 0,60	0,025 max	0,025 max	0,50 max	-	-	1,90- 2,60	0,87- 1,13	-

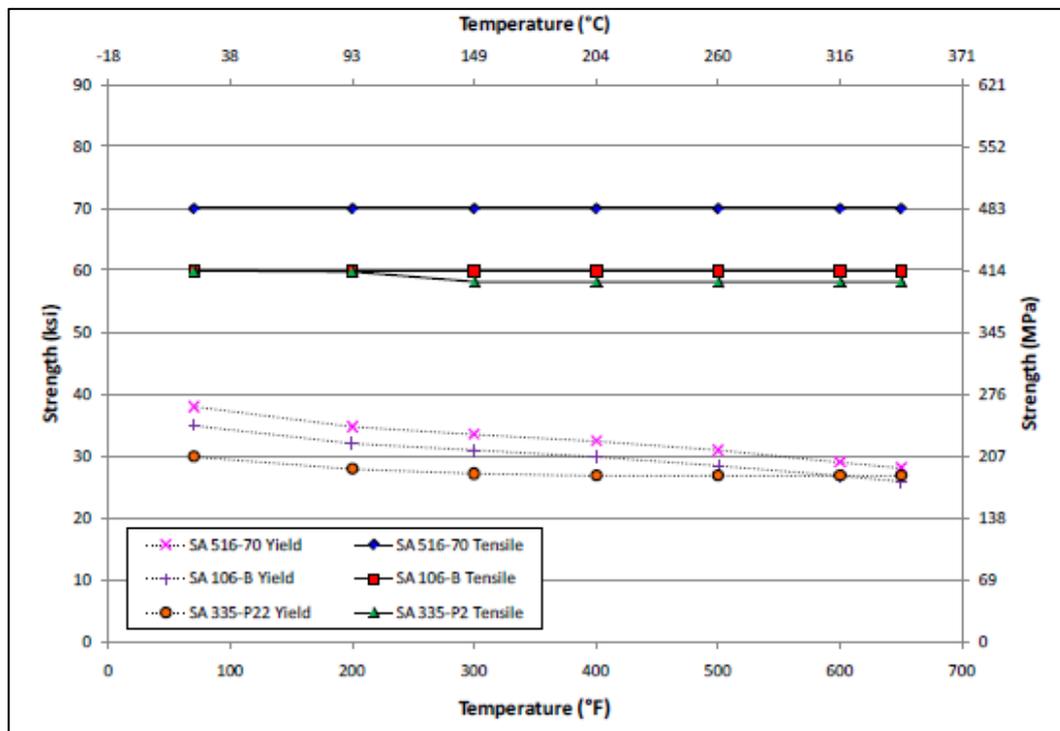
Tabla 3. Composiciones específicas de aceros de baja aleación de uso típico en tuberías (Materials Handbook for Nuclear Plant Pressure Boundary Applications. EPRI (2013) [11])

Propiedades mecánicas a temperatura ambiente para aceros de baja aleación y al carbono usados en tuberías			
ASME/ASTM Tipo	Resistencia a tracción (MPa)	Límite elástico (MPa)	Alargamiento en 50 mm (%) ⁽¹⁾
SA/A 335 Gr.P11, 1,25% Cr, 0,5% Mo Tubería sin costura/cordón	415	205	30 long. 20 trans.
SA/A 335 Gr.P22 2,25% Cr, 1,0% Mo Tubería sin costura/ cordón	415	0,30-0,60	30 long. 20 trans.
SA/A 106 Gr. B Tubería sin costura/cordón	415	240	30 long. 16,5 trans.
SA/A 134 Gr. C Tubería con cordón soldado	380 – 515 (min. - máx.)	205	25
SA/A 333 Gr. 6 Tubería soldada/ sin soldar	415	240	30 long. 16,5 trans.

(1) ASME/ASTM proporcionan reglas alternativas para el alargamiento.

Tabla 4. Propiedades mecánicas de aceros de baja aleación y al carbono a temperatura ambiente (Materials Handbook for Nuclear Plant Pressure Boundary Applications. EPRI (2013) [11]).

A temperaturas elevadas, las propiedades mecánicas determinadas por el código ASME, no muestran un decrecimiento en la resistencia a la tracción en temperaturas hasta los 343 °C, pero muestran caídas significativas en el límite elástico, como muestra la *gráfica 1*, para algunos aceros.



Gráfica 1. Datos para resistencia a la tracción y límite elástico frente a temperatura para algunos aceros al carbono y de baja aleación (Código ASME).

La *tabla 5* muestra algunas propiedades físicas de los aceros más utilizados en estas aplicaciones. Estos aceros muestran unos valores de densidad (7750 Kg/m^3), rango de fusión ($1300 \text{ }^\circ\text{C}$ - $1400 \text{ }^\circ\text{C}$), coeficiente de Poisson ($0,30$), permeabilidad magnética relativa (ferromagnéticos, $10 - 200$) similares, por lo que no se muestran en la tabla.

Propiedades físicas para aceros de baja aleación y al carbono usados en tuberías				
ASME/ASTM Tipo	Módulo de elasticidad (a 25 °C) (x 10⁶ MPa)	Calor específico (J/kg·°C)	Conductividad térmica (a 20 °C) (W/m·°C)	Conductividad térmica (a 350 °C) (W/m·°C)
SA/A 335 Gr.P11, 1,25% Cr, 0,5% Mo Tubería sin costura/cordón	0,204	446	41	39,5
SA/A 335 Gr.P22 2,25% Cr, 1,0% Mo Tubería sin costura/ cordón	0,210	445	36,3	37,1
SA/A 106 Gr. B Tubería sin costura/cordón	0,202	431	60,4	51,4
SA/A 134 Gr. C Tubería con cordón soldado	0,202	431	60,4	51,4
SA/A 333 Gr. 6 Tubería soldada/ sin soldar	0,202	431	60,4	51,4

Tabla 5. Propiedades físicas de aceros al carbono y de baja aleación (Materials Handbook for Nuclear Plant Pressure Boundary Applications. EPRI (2013) [11]).

1.3.1 Aplicaciones, productos y principales limitaciones

Las aplicaciones típicas de uso en centrales nucleares, para las tuberías de aceros al carbono y de baja aleación, son:

- Tuberías para refrigeración del reactor en PWRs. (por ejemplo, acero al carbono SA 516, grado 70, con revestimiento interno)

- Tuberías de alimentación del reactor en PHWRs (Pressurized heavy water reactor). (por ejemplo: acero al carbono de SA 105 a SA 106, grados B o C).
- Tuberías de vapor, drenaje de vapor, condensado y alimentación de agua. (por ejemplo: aceros al carbono SA 105 y SA 106, con grados B o C).
- Tuberías de vapor, de drenaje de vapor, condensado y alimentación de agua, que han sido reemplazadas a causa de FAC/erosión-corrosión. (por ejemplo: aceros de baja aleación de 1.25 %Cr, 0.5 %Mo, o 2.25 %Cr, 1 %Mo, a SA 182, SA 234 o SA 335).
- Tuberías del circuito cerrado de agua de refrigeración o de agua sin tratar. (por ejemplo: SA 106, grado B).
- Tuberías de circulación del agua. (por ejemplo: SA 135/ SA 283 Grado C)

Las tuberías de acero forjado y de baja aleación se presentan en su uso como *productos*, tanto en forma con cordón de soldadura y sin ella. El material es suministrado generalmente de acuerdo a las especificaciones que se describen en la *tabla 6*.

Denominación para aceros de baja aleación y al carbono usados en tuberías		
ASTM	ASME	Descripción
A 106	SA 106	Tubería de acero al carbono sin cordón de soldadura para servicio a alta temperatura
A 134	SA 134	Tubería, soldadura por arco eléctrico (para NPS 16 o mayores)
A 333	SA 333	Tubería sin /con cordón de soldadura para servicio a baja temperatura
A 335	SA 335	Tubo ferrítico de aleación de acero sin soldadura

Tabla 6. Especificaciones para tuberías de aceros al carbono y de baja aleación (*Materials Handbook for Nuclear Plant Pressure Boundary Applications. EPRI (2013) [11]*).

Las *principales limitaciones* a considerar en cuanto al uso de este tipo de aceros, son:

- Los aceros al carbono pueden tener una baja resistencia a la FAC/erosión-corrosión, tanto en las condiciones de dos fases o de una sola fase líquida, especialmente si el acero es bajo en cromo. En muchos aceros, el cromo no es un elemento controlable, ya que aparece como un componente residual. Es por ello, que en tales aceros, y siendo la presencia de cromo muy baja, el acero puede ser susceptible de sufrir FAC/erosión-corrosión.

La FAC/erosión-corrosión provoca el adelgazamiento de las paredes en localizaciones donde las gotas del fluido de dos fases, golpea contra la pared a alta velocidad. La existencia de los componentes anteriores, aumenta la resistencia del material a este tipo de degradación, y ayuda a explicar su buen comportamiento.

- Los aceros al carbono y de baja aleación son susceptibles de sufrir corrosión, tanto de un modo general, como por picadura en ambientes no controlados. Por ejemplo, en las instalaciones de agua de servicio, estos aceros han experimentado corrosión general y por picadura durante almacenamiento sin control, en condiciones de parada, e incluso, algunas veces, en condiciones normales de operación.

- Las tasas de liberación de hierro al refrigerante, son mayores para aceros al carbono y de baja aleación, que para materiales resistentes a la corrosión. Esto puede ser una situación no deseada desde el punto de vista del transporte de productos de corrosión por el fluido.
- Las tuberías de acero al carbono, generalmente son bastante resistentes al agrietamiento por corrosión bajo tensión (stress corrosion cracking (SCC)), se ha experimentado este tipo de degradación en circuitos cerrados de enfriamiento en varias plantas. Las condiciones específicas (pH, potencial, especies químicas, y temperaturas) que han estado presentes en estas situaciones, no han sido claramente identificadas. Sin embargo, la industria ha desarrollado unas pautas de control de la química de estos circuitos, y en conjunto con la experiencia de planta, se han minimizado este tipo de efectos no deseados.

1.3.2. FAC en aceros al carbono y de baja aleación.

Este fenómeno, en este tipo de aceros utilizados tanto en centrales nucleares del tipo BWRs y PWRs, ha sido reconocido como problema por este tipo de industrias desde finales de los años 70, y en la mayor parte de los casos, afectadas por el flujo de dos fases.

Sin embargo, en 1986 un fallo severo tuvo lugar en el circuito de alimentación de agua de la central de Surry (Virginia (EE.UU.)), esta vez con fluido en una fase. Desde ese momento, se han extendido los programas de inspección para cubrir el seguimiento con fluidos en ambas fases. Esto llevó a la aplicación de medidas correctoras, al detectar áreas con adelgazamiento de paredes en tuberías. Estas medidas incluyen [18]:

- Una mayor investigación en aras de conseguir un mayor control de los factores que provocan dicho adelgazamiento.

- Desarrollo y uso de programas predictivos como el CHECKWORKS™ para ayudar a identificar las localizaciones susceptibles de adelgazamiento y garantizar la inspección posterior y la toma de decisiones sobre su solución.
- Reemplazo de las tuberías afectadas por materiales más resistentes, por ejemplo, aceros de baja aleación con cromo o aceros inoxidables austeníticos.
- Cambios en la química del agua para reducir el efecto negativo, tratando el agua en su pH, con aminas, o aumentando los niveles de oxígeno, como hemos visto anteriormente, en el condensado o el agua de alimentación, a fin de estabilizar la capa de hematita en la película de óxido.

La experiencia indica que la FAC no ocurre en líneas con gran cantidad de oxígeno, tales como el agua de servicio, la línea de circulación de agua o las líneas principales de vapor en los reactores BWRs. Sin embargo, la erosión-corrosión mecánica, sí que puede ocurrir en estos sistemas, debido al arrastre de partículas en el flujo.

1.3.3. Casos y actuaciones significativos en relación a FAC/erosión-corrosión en plantas.

- **Surry 2.** Como se mencionó en el epígrafe anterior, en 1986, en la central nuclear de Surry, ocurrió uno de los fallos más notorios en relación con la FAC/erosión-corrosión, tanto en sus efectos, como en la repercusión a nivel de normas y estudios realizados a posteriori. El fallo se produjo en una línea de alimentación de agua de 18" que pertenecía a una bomba de succión, y cuyo material era un acero al carbono A 106-B.

El adelgazamiento que presentaba la tubería era de alrededor de 0.25" (0.6 cm), cuando el valor nominal de la tubería era de 5" (1.3 cm), aunque se localizaron áreas donde cuyo espesor era de 1/16" (1.6 mm).

Las causas que se atribuyeron a este accidente fueron:

1. Alta velocidad de flujo de agua (5.2 m/s de media), en un accesorio en codo sobre el que se producían los impactos.
2. Temperatura (190 °C) cercana al rango donde se producen los valores más altos de erosión-corrosión (121 °C-171 °C).
3. Un bajo nivel de cromo en el acero, menos del 0.02 %
4. pH en un rango que no ofrecía protección (8.8 - 9.2)

A raíz de este accidente, se solicitaron inspecciones de los sistemas formados con acero al carbono, y así como la obtención de datos y descripciones a raíz de los resultados de dichos controles, y utilizarlos en el estudio y diseño de futuros planes de inspección.

Posteriormente, el marco de las inspecciones limitado a la industria nuclear, se amplió, incluyéndose las centrales de carbón, y teniendo en cuenta, además, sistemas de una y dos fases.

- En abril de 1988, la NRC (**Nuclear Regulatory Commission**), resumió la situación en ese momento después de los controles establecidos:
 - En 87 de 110 centrales nucleares, se habían establecido programas de inspección para controlar los sistemas de una fase.
 - La frecuencia de las inspecciones quedó establecida basándose en la combinación de medida y predicción de los ratios de FAC/erosión-corrosión, para asegurar que la disminución de espesor se mantenía controlada.

- El primer método de evaluación de medida de dicho adelgazamiento que se empleó fue el de ultrasonidos.
 - 6 BWRs y 27 PWRs, comunicaron que habían detectado FAC/erosión-corrosión en el sistema de agua de alimentación.
 - Se detalló un caso en un BWRs, donde el desgaste había ocurrido aguas abajo de una turbina, en una válvula de control de flujo mínimo de agua de alimentación. La fuga ocurrió en un codo cuyo acero contenía un 5 % de cromo y un 0.5 % de molibdeno. La razón del fallo se determinó como un caso de impacto de gotas de un fluido en dos fases en una región aguas abajo de la válvula de control.
- En 2004 sucedió un fallo importante en cuanto a daños personales en el PWR de Mihama 3 (Japón), provocando cinco muertes y varios heridos de gravedad. En este caso, la tubería tenía un diámetro exterior de 55.9 cm y su espesor había pasado de 10 mm a 0.4 mm, debido al proceso de FAC/erosión-corrosión. La zona donde ocurrió la rotura estaba entre la cuarta etapa del calentador del agua de alimentación y el desaireador, estando expuesto a las condiciones de flujo en una fase. El diseño de la tubería establecía una temperatura máxima de servicio de 195 °C con una presión máxima de servicio de 1.27 MPa. En el momento de la rotura, el caudal de flujo era de 1700 m³/h, con una temperatura de 140 °C y presión de 0.93 MPa.

Se concluyó que en la región afectada se había omitido en el plan inicial de inspecciones, establecido en el año 1990 y que no había sufrido actualizaciones a lo largo de los años, que habrían obligado a la incorporación de nuevos datos.

Debido a este accidente se establecieron una serie de importantes revisiones y actualizaciones en los programas de inspección de FAC en todo el mundo.

- EDF energía, patrocinó dos simposiums internacionales sobre FAC/erosión-corrosión en 2008 y 2010. Las actas de ambos encuentros, han provisto de una útil revisión y presentación de cuestiones emergentes en este tema. Uno de los artículos que interesa tener en cuenta para la investigación generada por esta tesis, se detalla a continuación.

Horowitz y Crockett en 2008, presentan un estudio sobre un suceso de FAC por “efecto entrada”. Este efecto se refiere a la aceleración del ataque en una junta, corriente abajo, entre un material resistente a FAC y otro con mayor susceptibilidad a este proceso, una soldadura a tope con un bajo contenido en cromo. La causa es debido a la baja concentración en hierro en el agua que sale de la región más resistente, lo que provoca una mayor difusión del hierro en el agua en la región de mayor susceptibilidad, localizada justo después.

Este artículo describe varios casos donde el efecto entrada ha sido observado, y provee de una guía de cuáles pueden ser los efectos esperados y que sea factible que ocurran.

La razón de destacar este tipo de suceso, se basa en que la investigación que se desarrolla en esta tesis estudia las consecuencias de un “efecto entrada” en una unión soldada.

1.3.4 Fricción en aceros al carbono y de baja aleación

La fricción es la resistencia al movimiento relativo que presentan dos cuerpos que están en contacto. Es causa de grandes pérdidas de energía por disipación, principalmente en forma de calor, que es necesario contrarrestar mediante sistemas de refrigeración para evitar daños en los equipos. Además de la energía disipada en forma de calor, existe también una pérdida de energía asociada a procesos de deformación que generan problemas de desgaste y degradación de la superficie de los componentes, haciendo inevitable el reemplazo de las piezas deterioradas, siendo este el proceso que interesa en este proyecto.

El grado de fricción se valora mediante el *coeficiente de fricción* (μ), que se define como la relación existente entre la fuerza tangencial (F_T) necesaria para mantener o iniciar el movimiento relativo entre dos cuerpos y la fuerza normal (F_N) que mantiene el contacto entre los mismos:

$$\mu = \frac{F_T}{F_N}$$

Esta proporcionalidad entre fuerza normal y tangente ya fue enunciada por Leonardo da Vinci, y es la base de la *Primera Ley de Fricción*.

Se define el *coeficiente de fricción estático*, μ_s , como la relación entre la fuerza tangencial necesaria para iniciar el movimiento (F_S) y la fuerza normal existente entre las dos superficies (F_N):

$$\mu_s = \frac{F_S}{F_N}$$

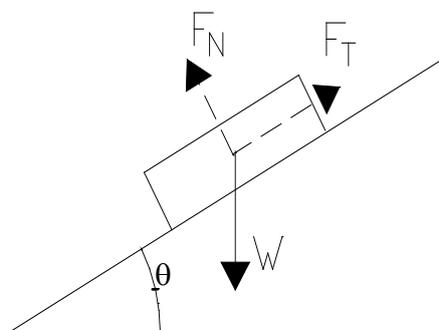
Una vez que se inicia el movimiento, la fricción disminuye ligeramente, y la relación entre la fuerza necesaria para mantener el movimiento relativo (F_K) y la fuerza normal (F_N) define ahora el *coeficiente de fricción dinámico*:

$$\mu_d = \frac{F_K}{F_N}$$

El coeficiente de fricción dinámico es siempre inferior al coeficiente de fricción estático:

$$\mu_d < \mu_s$$

Cuando el cuerpo que se desliza lo hace sobre una superficie inclinada, con un ángulo de inclinación θ ; el coeficiente de fricción se calcula como la tangente de ese ángulo:



$$F_T = W \operatorname{sen}\theta$$

$$F_N = W \operatorname{cos}\theta$$

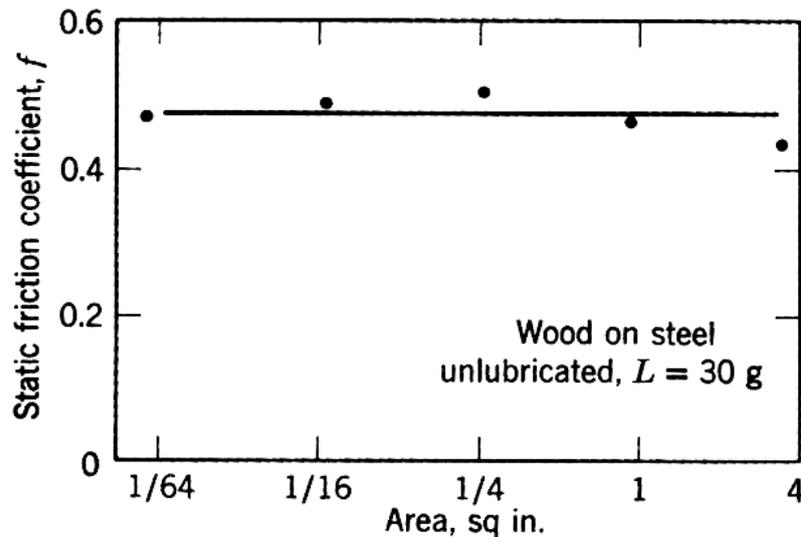
$$\mu = \operatorname{tan}\theta = \frac{F_T}{F_N}$$

En la siguiente tabla se recogen algunos coeficientes de fricción típicos para distintos contactos.

Contactos	Coefficiente de fricción
Metales limpios en vacío	>5
Metales limpios en aire	0,8 – 2
Metales limpios en aire húmedo	0,5 – 1,5
Acero / metal antifricción (Pb, Sn)	0,1 - 0,5
Acero / cerámica	0,1 - 0,5
Polímero / polímero	0,05 - 1
Cerámica / cerámica	0,05 - 0,5
Metal / polímero	0,04 - 0,5
Cerámica / polímero	0,04 - 0,5
Metal / metal lubricado	0,05 - 0,2
Metal / metal con lubricación. hidrodinámica	0,001 - 0,005

Tabla 7. Coeficientes típicos de fricción para diferentes contactos (*Contact and Rubbing of flat surface. Journal of applied physics [25]*)

La *Segunda Ley de Fricción* establece que la fuerza de fricción tangencial (F_T) es independiente del área aparente de contacto A_a , lo que implica que un cuerpo rectangular podría deslizarse con la misma facilidad por cualquiera de sus superficies laterales, independientemente de cuáles sean sus dimensiones. En la *gráfica 2* se muestra el coeficiente de fricción obtenido para la madera y el acero con distintas áreas de contacto aparentes.



Gráfica 2. Coeficiente de fricción en función del área aparente de contacto para una unión madera-acero sin lubricar (*Contact and Rubbing of flat Surface. Journal of applied physics [25]*)

Estas dos primeras leyes se cumplen en un amplio rango de condiciones, sin embargo, existen algunos casos excepcionales en que las leyes no son obedecidas.

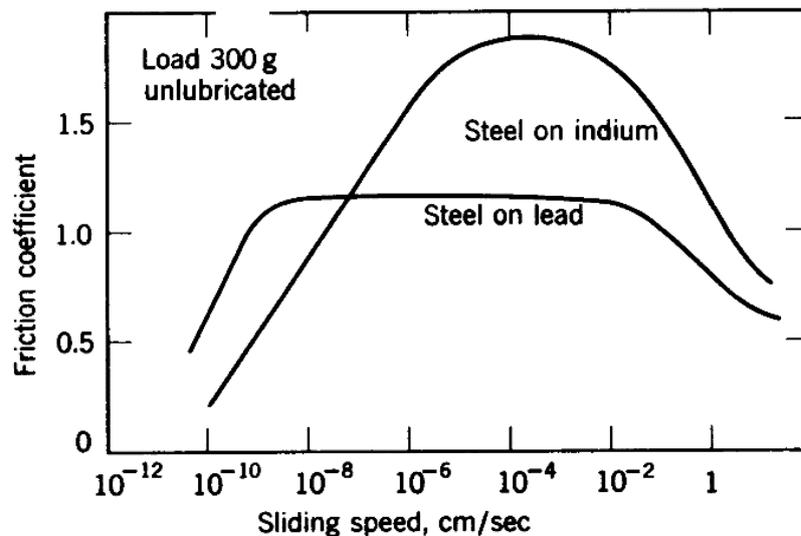
Las excepciones a la Primera Ley ocurren principalmente con materiales muy duros como el diamante o materiales muy blandos como el teflón, o cuando las fuerzas aplicadas son del orden de miligramos. Para estos casos la Primera Ley se puede definir como:

$$F_T = cF_N^x$$

donde en este caso c es una constante y x varía entre $2/3$ y 1 , siendo 1 en los casos en los que la ley es obedecida.

Las desviaciones a la Segunda Ley, que afirma que la fricción es independiente del área de contacto aparente, se producen cuando las superficies son muy lisas y limpias. En estas circunstancias se producen muchas interacciones entre las superficies, y el área aparente coincide prácticamente con el área de contacto real.

La *Tercera Ley de Fricción*, establecida por Coulomb, afirma que la fricción es independiente de la velocidad de deslizamiento, y, por tanto, la fuerza necesaria para iniciarlo sería la misma que la necesaria para mantener ese deslizamiento, lo que se ha comprobado que no siempre es cierto. Un ejemplo de la variación del coeficiente de fricción (cinético) se aprecia en la *gráfica 3*. En ella se observa como la pendiente de la curva es positiva para velocidades de deslizamiento pequeñas y negativas cuando la velocidad de deslizamiento se incrementa considerablemente.



Gráfica 3. Coeficiente de fricción en función de la velocidad de deslizamiento para las uniones acero-indio y acero-plomo sin lubricar (*Contact and Rubbing of flat Surface. Journal of applied physics [25]*)

Los fenómenos de fricción se clasifican en dos categorías:

- Fricción de deslizamiento
- Fricción de rodadura

1.3.4.1 Fricción de Deslizamiento

Durante el proceso de fricción, el contacto entre los dos cuerpos normalmente sólo tiene lugar en áreas pequeñas y localizadas que en general constituyen una pequeña fracción del área nominal de contacto. El contacto real en toda el área nominal es posible únicamente en superficies ideales o muy blandas y deformables. La carga de contacto es soportada por una serie de microcontactos que juntos constituyen el área real de contacto y que dependerá de la carga, la rugosidad y las propiedades mecánicas de los materiales que conforman los dos cuerpos en contacto y, en menor medida, de su geometría.

Según esto, la fuerza tangencial de fricción sería el resultado de multiplicar el área real de contacto (A_r) por el esfuerzo cortante (σ_T), mientras que la fuerza normal sería el resultado de multiplicar esa misma área por la presión de contacto (σ_N). De esta forma el coeficiente de fricción se expresaría como sigue:

$$\mu = \frac{F_T}{F_N} = \frac{A_r \sigma_T}{A_r \sigma_N} = \frac{\sigma_T}{\sigma_N}$$

El fenómeno de fricción que se produce entre dos cuerpos con movimiento relativo de deslizamiento se debe fundamentalmente a la combinación de tres efectos: la *adhesión*, el *rayado* y la *deformación*. La contribución de cada uno de estos efectos al fenómeno global será función del material empleado, la topografía de la superficie, de las condiciones de deslizamiento y de las condiciones ambientales.

Rayado. Si uno de los cuerpos en contacto tiene una dureza superior al otro, su rugosidad puede penetrar en la superficie del material más blando y rayarla.

Deformación. Cuando se produce el contacto entre las protuberancias de dos cuerpos tienden a deformarse de tal forma que el desplazamiento que resulta

es con la dirección de deslizamiento y la suma de las componentes verticales de tracción de las protuberancias en contacto iguala a la fuerza normal.

Adhesión. El componente adhesivo de la fricción se debe a la formación y ruptura de uniones en la interfase de contacto entre los dos cuerpos como resultado de las fuerzas interatómicas causadas por la interpenetración de las protuberancias y la superficie. La fuerza de fricción en este caso es la que produce las rupturas de estas uniones.

La deformación plástica que se produce implica una pérdida de energía, representando la mayor parte de la energía disipada en la fricción.

Otros componentes de la fricción. Además de los fenómenos de fricción antes explicados, hay que considerar la componente viscoelástica de la fricción, que cobra importancia cuando una superficie viscoelástica con altas pérdidas de histéresis se desliza con otra superficie. En este caso, el trabajo externo debe hacerse por la componente tangencial de la superficie de fricción para vencer la energía perdida. Esto se conoce como la fricción debida a la histéresis elástica, y generalmente es importante en el deslizamiento de materiales viscoelásticos como los polímeros.

1.3.4.2 Fricción de rodadura

La fricción de rodadura es la resistencia al movimiento que tiene lugar cuando un objeto rueda sobre una superficie en contacto.

La fricción de rodadura generalmente es mucho menor que la de deslizamiento, siendo el coeficiente de fricción del orden de 5×10^{-3} a 10^{-5} . Se puede clasificar en dos tipos según la fuerza tangencial transmitida sea grande o no. Los factores que contribuyen a la fricción por rodamiento son:

Adhesión. La unión y separación de los elementos bajo contactos de rodadura son algo diferentes a las que se produce en deslizamiento. Los

elementos de la superficie se aproximan y se separan en la dirección normal a la interfase, por lo que el crecimiento de uniones es improbable en la mayor parte del área de contacto y la componente adhesiva de la fricción en este caso es sólo una parte pequeña de la fricción total.

Microdeslizamiento. El rodamiento puro se produce cuando el contacto entre dos cuerpos se da en un solo punto, sin embargo, en la práctica la zona de contacto sufre deformación (principalmente elástica), por lo que no se tienen las condiciones ideales. Esto provoca que en muchos puntos exista una combinación de rodamiento y deslizamiento. Aunque la velocidad de deslizamiento es normalmente pequeña, la mayor parte de la resistencia a la rodadura se debe al deslizamiento. El coeficiente total de fricción se puede expresar como:

$$f_r = \frac{v_s}{v_r} f_k$$

Donde: v_s es la velocidad de deslizamiento

v_r es la velocidad de rodadura

f_k el coeficiente cinético de la fricción de deslizamiento

Histéresis Elástica. Durante la rodadura tanto regiones de la bola como de la superficie se someten a tensión en un primer momento, y posteriormente esa tensión se relaja cuando el punto de contacto se desplaza. En cada momento, un elemento de volumen de cualquiera de los dos cuerpos en contacto se somete a un esfuerzo invirtiendo energía elástica en la deformación. Parte de esta energía elástica es liberada cuando cesa el esfuerzo, pero una pequeña parte se pierde en forma de calor a causa de la histéresis elástica del material, y esta pérdida continua de energía debe compensarse con la fuerza de rodadura.

Deformación Plástica. La deformación plástica de la rugosidad de las superficies de rodadura cuando éstas no son perfectamente lisas provoca una pérdida de energía. De forma análoga, ocurre lo mismo cuando partículas contaminantes son presionadas entre las superficies de contacto.

1.3.5 Desgaste en aceros al carbono y de baja aleación

El desgaste puede definirse como la *"pérdida de material de superficies sólidas como consecuencia de una acción mecánica que puede conducir a la inutilidad de los objetos por lo que se considera un fenómeno destructivo y normalmente perjudicial"*.

El comportamiento frente al desgaste de los materiales es un fenómeno complejo que se basa en diversos mecanismos, siendo alguno de los más importantes los que se relacionan a continuación:

- Desgaste adhesivo
- Desgaste abrasivo
- Desgaste por fatiga
- Desgaste erosivo
- Desgaste erosivo por cavitación
- Fretting
- Desgaste corrosivo

1.3.5.1 Desgaste Adhesivo

El desgaste adhesivo tiene lugar cuando dos cuerpos lisos tienen un movimiento de deslizamiento relativo entre ambos y el material arrancado de uno de ellos se adhiere a la superficie del otro.

El proceso se inicia con la formación de uniones adhesivas en la interfase de ambas superficies en contacto, que se rompen durante el proceso de deslizamiento. La rotura de estas uniones no tiene porqué producirse en la interfase inicial, de manera que en su ruptura se genera una interfase distinta. Como consecuencia, se produce una transferencia de materia de una superficie a otra.

Tanto en la formación de las uniones adhesivas como en su ruptura existen una serie de parámetros que influyen, de manera que el desgaste adhesivo se favorece o no en función como actúen esos parámetros.

La unión por adhesión metálica en la interfase depende de la estructura electrónica de los materiales en contacto, de forma que se favorece cuando uno de los metales dona electrones y otro los recibe. De igual forma el proceso de adhesión se ve favorecido cuando existe compatibilidad metalúrgica. La estructura y la orientación de los cristales influye también sobre este mecanismo de desgaste, de forma que los metales que cristalizan en estructura cúbica centrada en el cuerpo o en las caras tienen mayor tendencia a sufrir este fenómeno que los metales que cristalizan en estructura hexagonal, disminuyendo, además, cuando aumenta la densidad atómica.

El proceso de desgaste adhesivo fue descrito por Archard mediante la siguiente ecuación:

$$W = \frac{V}{L} = \mu \frac{F_N}{H}$$

Donde: W es la velocidad de desgaste

μ el coeficiente de fricción

V el volumen desgastado

L la distancia de deslizamiento

F_N la fuerza normal

H la dureza del material más blando

En este modelo, la única propiedad del material considerada es la dureza, sin embargo, el coeficiente de fricción depende de otras propiedades, y la relación cualitativa entre ellas y μ es más compleja.

La ecuación de Archard mostrada anteriormente es válida para contactos plásticos. El modelo implica que la velocidad de desgaste es proporcional al área de contacto real, por lo que puede no ser aplicable en los casos en que existan contactos elásticos.

El modelo de Archard fue extendido por Hornbogen, que propuso un modelo que pretendía explicar el incremento de la velocidad de desgaste cuando decrece la tenacidad de los materiales metálicos. Este modelo se basa en la comparación de la deformación que tiene lugar durante las interacciones de las protuberancias con la deformación crítica que inicia el crecimiento de las grietas. Cuando la deformación aplicada es inferior a la crítica, entonces la velocidad de desgaste es independiente de la tenacidad y se cumple el modelo de Archard. Por el contrario, cuando la deformación aplicada es mayor, se aumenta la probabilidad de crecimiento de grietas y, por tanto, se incrementa el desgaste.

La ecuación modificada por Hornbogen es la siguiente:

$$W = N^2 \frac{\sigma_Y E' F_N^{3/2}}{K_{IC}^2 C H^{3/2}}$$

Donde: K_{IC} es la tenacidad a la fractura

σ_Y el límite de fluencia

N el factor de endurecimiento por trabajo en frío

E' el módulo elástico aparente

1.3.5.2 Desgaste Abrasivo

El desgaste abrasivo se produce como consecuencia del daño ocasionado por una superficie rugosa dura o que contiene partículas duras, que se desliza sobre otra superficie más blanda produciendo una serie de surcos sobre la misma.

Existen dos situaciones generales en las que se produce este tipo de desgaste:

- *Abrasión entre dos cuerpos.* La superficie de mayor dureza es el abrasivo, desgastando la superficie del material con el que está en contacto.
- *Abrasión entre tres cuerpos.* En este caso el abrasivo son partículas duras que quedan atrapadas entre dos superficies más blandas con un movimiento relativo y a las que desgasta.

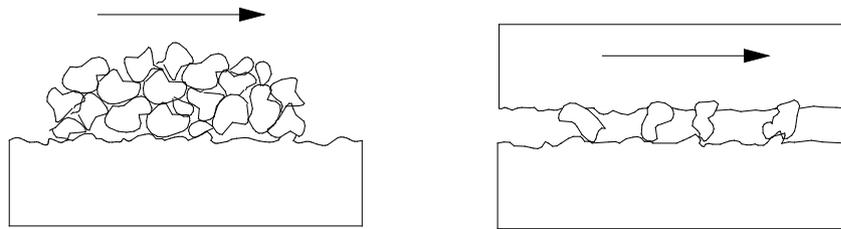


Ilustración 3. Desgaste abrasivo entre dos cuerpos (izda.) y desgaste abrasivo entre tres cuerpos (dcha.)

En general, en los procesos de desgaste abrasivo las protuberancias de la superficie más dura hacen presión sobre la superficie más blanda, generando un flujo plástico de materia. Cuando existe, además, una fuerza tangencial, se arranca materia de la superficie blanda combinando los efectos de arañado, corte y rotura.

En el caso de metales puros y materiales no metálicos duros la resistencia al desgaste abrasivo es proporcional a la dureza relativa de los dos materiales en contacto, de manera que, por ejemplo, los tratamientos térmicos en los aceros generalmente les proporcionan una mayor resistencia al desgaste abrasivo.

Rabinowicz obtuvo en 1965 una expresión para el desgaste abrasivo, asumiendo que las protuberancias del material más duro son cónicas. En este supuesto la velocidad de desgaste responde a la siguiente ecuación:

$$W = \frac{V}{L} = \frac{\mu}{n} \frac{F_N}{H} t a \theta \tan \theta$$

Donde:

θ es la pendiente de la protuberancia con la superficie y

$\tan \theta$ es la media ponderada de los distintos conos.

En 1982 Zum Gahr propone un nuevo modelo, en el que considera el proceso detallado de microcorte, microrayado y microagrietado del proceso abrasivo de metales dúctiles. Este modelo incluye, además de la presión y la dureza, otras propiedades de los materiales, como el endurecimiento por trabajo, la ductilidad, la homogeneidad y distribución de las deformaciones, la anisotropía de cristalización... La expresión propuesta por Zum Gahr es la siguiente:

$$W = \frac{f_a}{K_1} \frac{b}{K_2} \frac{c}{\tau_c} \frac{\rho \cos \theta}{\left[\frac{\theta}{2} \right]^{1/2}} \frac{n}{(\theta - \rho)} F_N$$

Donde: f_{ab} es el factor del modelo (1 para microcorte)

K_1 es la relación entre la tensión normal y la tangencial

K_2 es el factor de textura (1 para metales con estructura cristalina cúbica centrada en las caras)

τ_c es el esfuerzo tangencial en el movimiento de dislocación

ρ es el ángulo en la interfase material-abrasivo

1.3.5.3 Desgaste por Fatiga

Cuando los materiales son sometidos a ciclos de carga y descarga repetitivos es posible la aparición de grietas superficiales y sub-superficiales, que a la larga pueden ocasionar desprendimientos de material de la superficie en forma de fragmentos relativamente grandes de manera que sobre la misma se generan grandes irregularidades. Este comportamiento se puede asemejar al desgaste que experimentan los materiales frágiles, y en ambos casos los daños que se ocasionan sobre la superficie son mayores cuando existe un deslizamiento oscilante (hacia delante y hacia atrás consecutivamente).

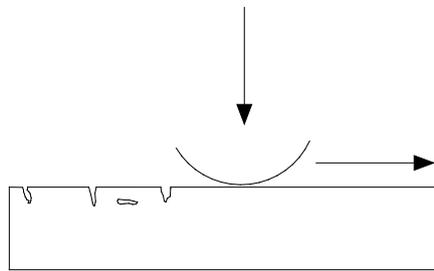


Ilustración 4. Proceso de desgaste por fatiga

La formación de estas grietas se debe a los siguientes fenómenos combinados:

- Cuando dos superficies en contacto se deslizan entre sí, las protuberancias de la superficie más blanda se suavizan como consecuencia de la deformación impresa por las cargas cíclicas
- La fricción superficial de las protuberancias más duras sobre las protuberancias de la superficie blanda provoca deformación cortante plástica que se acumula con las repeticiones.
- Puesto que la deformación sub-superficial continúa, las grietas se inician bajo la superficie, mientras que la iniciación de grietas muy cerca de la superficie se inhibe por la fuerza de compresión existente en la región de contacto.

- El mantenimiento de las cargas sobre la superficie favorece la propagación de las grietas paralelamente a la superficie, y cuando estas grietas llegan a la superficie se produce el desprendimiento de las partículas y, por tanto, el desgaste.

La expresión que define la velocidad de desgaste por fatiga fue obtenida por Halling en 1975 y es la siguiente:

$$W = \mu \frac{\eta Y}{\bar{\epsilon}_1^2 H} F_N$$

Donde: η distribución lineal de las protuberancias
 Y constante que define el tamaño de partícula
 $\bar{\epsilon}_1$ deformación de fallo en un solo ciclo de carga
 H dureza del material más blando
 μ coeficiente de fricción

1.3.5.4 Desgaste Erosivo

La erosión se entiende como aquel proceso en el que o bien partículas que se desplazan en el seno de un medio fluido, o bien pequeñas gotas de líquido o gas, golpean sobre las superficies sólidas provocando arranque de material de las mismas.

Existen principalmente dos tipos de procesos erosivos: erosión de baja velocidad y erosión de alta velocidad.

Cuando el agente abrasivo es fluido, el proceso de desgaste erosivo es sólo de alta velocidad, mientras que si es sólido, puede producirse tanto el desgaste a baja velocidad como el desgaste a alta velocidad.

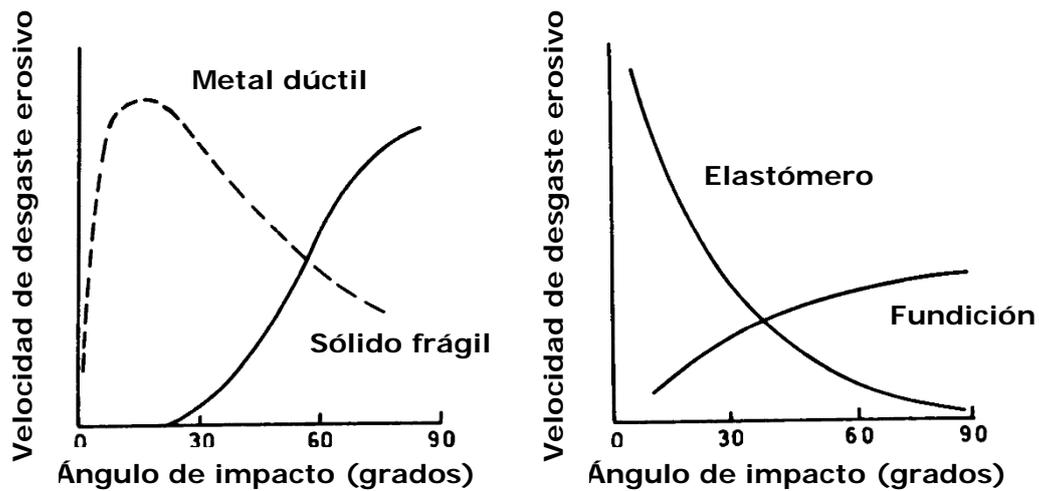
Erosión de Baja Velocidad. El proceso de erosión a bajas velocidades se da cuando las partículas sólidas inciden sobre la superficie con un cierto ángulo, se mueven sobre la superficie a lo largo de una pequeña distancia y finalmente rebotan. Mientras las partículas se desplazan por la superficie provocan una pequeña erosión, dando lugar a un desgaste abrasivo considerable. Cuando las partículas implicadas son esféricas puede producirse desgaste adhesivo. Las velocidades típicas de las partículas en este tipo de procesos erosivos están comprendidas entre 5 y 200 m/s.

Erosión de Alta Velocidad. En este caso, cuando las partículas sólidas o las gotas fluidas se desplazan a mayores velocidades, el arranque de material de la superficie se produce mediante un mecanismo de iniciación y crecimiento de grietas y, finalmente, arranque de partículas (mecanismo de fatiga).

La respuesta de los materiales frente al desgaste erosivo depende fundamentalmente de los siguientes factores:

- Tipo y estado del material
- Velocidad de impacto
- Ángulo de impacto
- Tipo y tamaño de partícula

En la *gráfica 4* se muestra la velocidad de desgaste por erosión en el caso de materiales dúctiles y frágiles en función del ángulo de impacto, así como una comparación entre elastómeros y fundiciones.



Gráfica 4. Velocidad de desgaste erosivo en función del ángulo de impacto para materiales dúctiles y frágiles (dcha.) y para elastómeros y fundiciones (izda.). (Wear theory and mechanisms, in Wear Control Handbook. Archard J.F. [26])

El mecanismo de desgaste erosivo para materiales dúctiles fue modelizado por Finnie et al. en 1979, que consideró el elemento abrasivo como una partícula rígida angular en la superficie del metal dúctil. De esta forma, el volumen de material desprendido de la superficie es:

$$V \approx \frac{Mv^2 f(\alpha)}{P}$$

Donde: M es la masa de las partículas erosivas

v es la velocidad de las partículas

f(α) es función del ángulo de impacto

P es la componente horizontal de la presión entre partículas y superficie

1.3.5.5 Desgaste Erosivo por Cavitación

El desgaste erosivo por cavitación se produce cuando un sólido y un fluido están en movimiento relativo y burbujas en el fluido se vuelven inestables e implosionan contra la superficie sólida.

El desgaste sigue el siguiente proceso:

- 1) La superficie se cubre con el líquido cuya presión hidrostática está por debajo de la presión de vapor.
- 2) Se forma la burbuja en el líquido.
- 3) El líquido sufre compresión de nuevo y la burbuja se colapsa.
- 4) El impacto del chorro formado en la burbuja impacta con gran velocidad contra la superficie dañándola.

1.3.5.6 Fretting

Este tipo de desgaste aparece cuando las superficies están sometidas a vibraciones de baja amplitud y alta frecuencia. Se inicia como un proceso de adhesión, seguido de corrosión de las partículas generadas y sus principales consecuencias son la abrasión debido al carácter abrasivo de los óxidos formados en la etapa anterior.

Inicialmente el desgaste debido al fretting se denominó corrosión por fretting puesto que el inicio del desgaste se debe a la formación del óxido. Sin embargo, este fenómeno ha sido observado en materiales que no son susceptibles de oxidarse, por lo que la denominación adoptada finalmente es la de fretting.

El fretting ocurre generalmente cuando el movimiento relativo entre los cuerpos no es intencionado, y está muy influenciado por las condiciones ambientales.

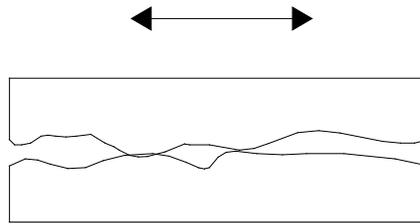


Ilustración 5. Proceso de fretting entre dos superficies

1.3.5.7 Desgaste Corrosivo

El desgaste debido a la adhesión, abrasión y fatiga se debe a deformaciones y esfuerzos que experimenta la superficie, mientras que en el desgaste corrosivo el papel fundamental lo juegan las interacciones entre el medio ambiente y las superficies.

El desgaste corrosivo tiene lugar cuando existe un ambiente corrosivo. Cuando no existe deslizamiento, los productos de corrosión forman una película sobre la superficie, de manera que se disminuye la velocidad o se elimina la corrosión. Por el contrario, en presencia de movimiento deslizante esta película se elimina, continuando el proceso corrosivo. El proceso de desgaste corrosivo tiene, por tanto, dos etapas que se repiten cíclicamente:

- Primera etapa: Las superficies en contacto reaccionan con el medio ambiente, generándose unos productos de corrosión.
- Segunda etapa: Se produce el desgaste de los productos de oxidación como resultado de la formación de grietas y abrasión en la zona de interacción de los dos cuerpos.

1.4 MÉTODOS DE ENSAYO DEL DESGASTE

En 1997 el Laboratorio Nacional de Física del Reino Unido llevó a cabo una encuesta entre los usuarios de equipamiento de ensayo de desgaste con el objetivo de determinar los tipos de ensayos que se estaban empleando para cada problema concreto, encontrándose con una gran variedad de posibilidades en cuanto a equipamiento y en cuanto a condiciones concretas de operación.

1.4.1 Desgaste abrasivo

A continuación se contemplan las distintas posibilidades que se emplean con mayor frecuencia en el caso de que el desgaste sea abrasivo y se deba a la acción de partículas duras que actúan sobre la superficie.

Un hecho que hay que tener en cuenta cuando se ensaya con métodos que requieren la utilización de partículas duras como abrasivo es el desgaste que el propio abrasivo sufre durante el ensayo. Las modificaciones en el material abrasivo del ensayo pueden provocar que los resultados del mismo no sean suficientemente representativos.

Cuando se utiliza como abrasivo partículas sueltas, estas pueden modificar tanto su tamaño (romperse) como su forma (suavización de aristas), de manera que la abrasión sobre el material a ensayar disminuye con respecto a la que se tendría en caso de que el abrasivo fuese siempre nuevo. En la siguiente figura se observa la disposición de un ensayo de abrasión "pin in drum", donde el problema del deterioro del abrasivo es significativo.

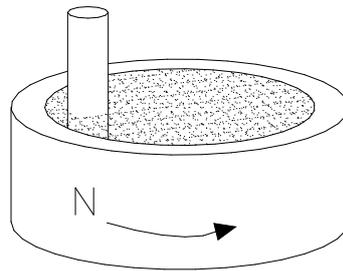


Ilustración 6. Esquema del dispositivo de ensayo "pin in drum"

Como alternativa a este método, y para evitar este problema se puede emplear el ensayo esquematizado en la figura, y que consiste en no emplear el abrasivo en forma de partículas sueltas, sino en un sustrato.

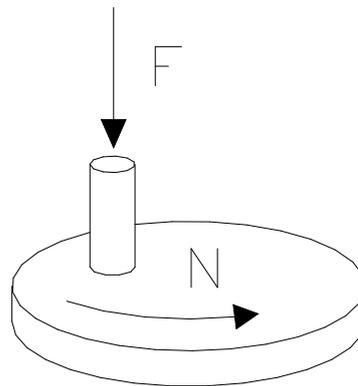


Ilustración 7. Esquema del dispositivo de ensayo "pin on disc"

El problema que surge con esta disposición es el embotamiento del abrasivo a medida que se produce el desgaste del material a ensayar y los residuos del mismo se quedan sobre el sustrato. Como solución a este problema surge una nueva disposición, en este caso el "pin" sigue una trayectoria en espiral, lo que disminuye el riesgo de embotamiento del abrasivo. Sin embargo,

el problema en este caso es la limitación del recorrido que se puede efectuar, lo que disminuye las posibilidades de aplicación de este ensayo.

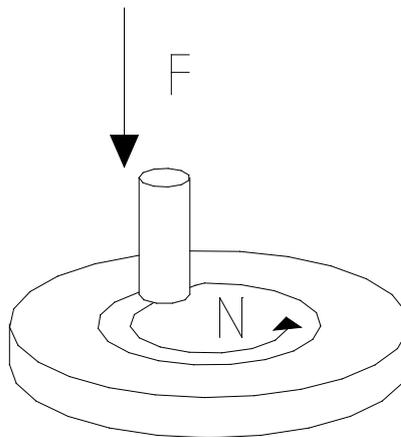


Ilustración 8. Esquema del dispositivo de ensayo "pin on disc" con trayectoria en espiral

Todos estos problemas hacen que los ensayos con mayor aplicación sean aquellos en los que la alimentación de material abrasivo es continua, como los mostrados en la *ilustración 9*.

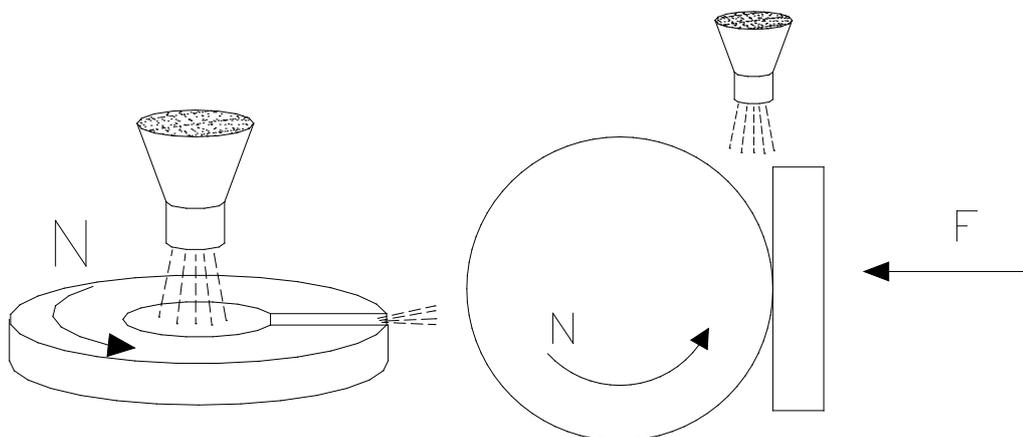


Ilustración 9. Esquema de dispositivos de ensayo con alimentación de abrasivo continua.

El dispositivo de la izquierda de la *ilustración 9* se basa en la creación de una fuerza centrífuga que provoca el movimiento de las partículas abrasivas. Las condiciones de proceso son, para ensayo, menos controladas que en el caso del

ensayo esquematizado a la derecha de la figura, que es el ensayo más fiable y aceptado para ensayar el desgaste abrasivo.

Este ensayo está normalizado según norma *ASTM G65 "Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand / Rubber Wheel Apparatus"* [27]. En él se emplea una rueda recubierta de caucho con un diámetro prefijado. La velocidad de giro de la rueda es de 200 revoluciones por minuto, y la alimentación de abrasivo es continua y con velocidad también constante. La fuerza que se aplica (F), y el número de revoluciones totales de la rueda es variable, según cuatro posibles procedimientos establecidos en la norma. El desgaste experimentado por el material a ensayar se mide en función de la pérdida de peso o volumen.

Una variación de este ensayo es el recogido por la norma *ASTM G105 "Standard Test Method For Conducting Wet Sand /Rubber Wheel Abrasion Test"* [28], en el que el abrasivo empleado es una mezcla de arena y agua sumergido en una cámara (*ilustración 10*).

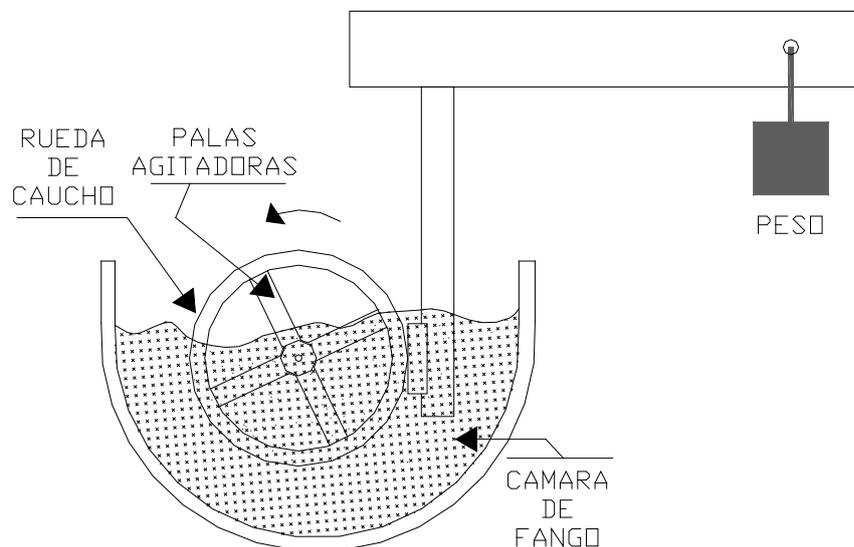


Ilustración 10. Esquema del dispositivo de ensayo según norma ASTM G105

Cuando el desgaste abrasivo es de tres cuerpos, los dispositivos empleados para los ensayos son algo diferentes. Una característica importante

para minimizar el daño este tipo de desgaste abrasivo es que la dureza de las dos superficies sea distinta, de manera que el abrasivo se incrusta en la superficie más blanda protegiéndola del desgaste.

En la *ilustración 11* se esquematiza el diseño de un ensayo adecuado en circunstancias en las que existe movimiento oscilatorio. En este caso el material más duro sería el que constituye el "block", y el disco sería de material blando.

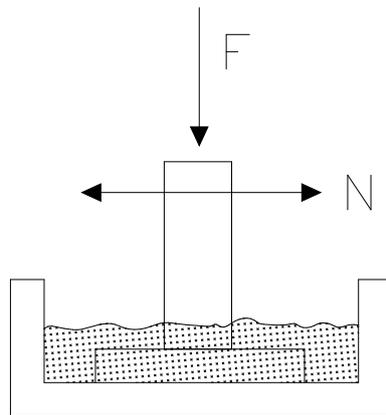


Ilustración 11. Esquema del dispositivo "block on plate"

El diseño de la *ilustración 12* es más apropiado para simular situaciones de alta velocidad.

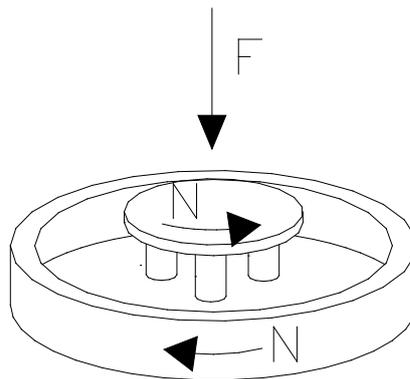


Ilustración 12. Esquema del dispositivo triple "pin on disc" en cámara de fango

Finalmente, la *ilustración 13* se muestran dos disposiciones donde el abrasivo permanece embebido en la superficie blanda desgastando a la superficie

dura, de esta forma presenta siempre una geometría constante, produciendo sobre las superficies a ensayar cráteres esféricos.

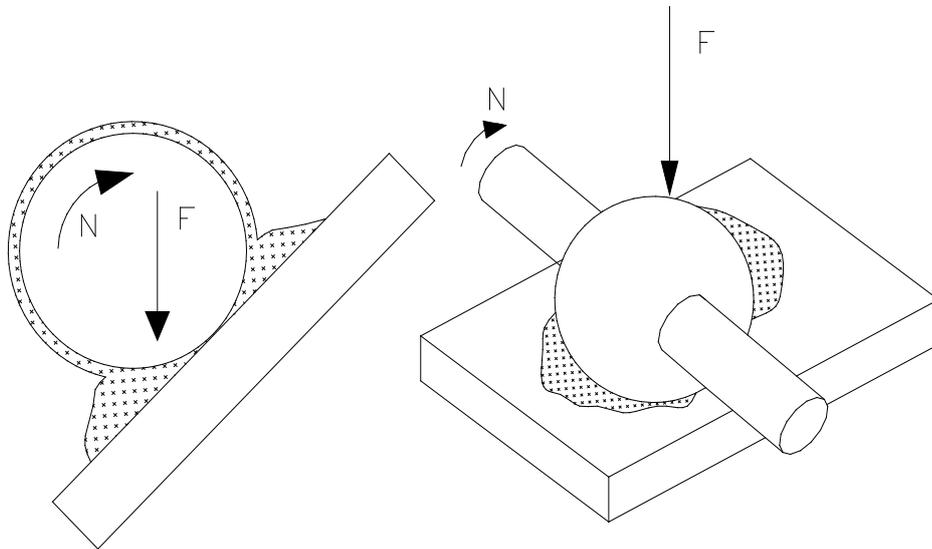


Ilustración 13. Superficie esférica rotando sobre la superficie de ensayo.

1.4.2 Desgaste adhesivo

El desgaste adhesivo es el mecanismo de desgaste más común en componentes como cojinetes y pistones que normalmente trabajan en condiciones lubricadas. Para este tipo de componentes normalmente los ensayos sugeridos están destinados a probar los lubricantes, sin embargo, a continuación se comentarán algunos de los ensayos más apropiados para verificar el comportamiento frente al desgaste de estos componentes en condiciones de falta de lubricación. No obstante, el objetivo de los ensayos es siempre simular las condiciones de servicio donde se puede producir el fallo de los equipos, por tanto, para este tipo de componentes lubricados será necesario el uso de pequeñas cantidades de lubricante con el fin de que el contacto químico se reproduzca.

El desgaste adhesivo también es frecuente en componentes sin lubricación tales como frenos, embragues y cojinetes de fricción. Para este tipo de equipos los ensayos se pueden realizar directamente.

En las *ilustraciones 14 y 15* se pueden apreciar dos disposiciones típicas para ensayar cojinetes de fricción sin lubricación y arandelas de empuje. El dispositivo de la *ilustración 14* produce resultados mejores que el de la *ilustración 15*, puesto que en este último el área de contacto entre las dos partes varía sustancialmente durante el ensayo. Esta variación en el área de contacto se debe a la necesidad de dejar ciertas tolerancias entre los diámetros de las dos partes para facilitar el montaje.

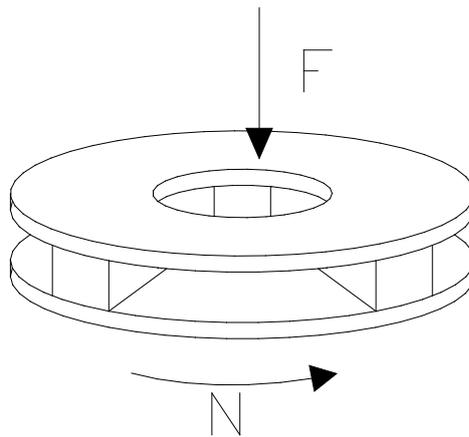


Ilustración 14. Esquema de cojinete dividido en tres partes en contacto con un aro giratorio

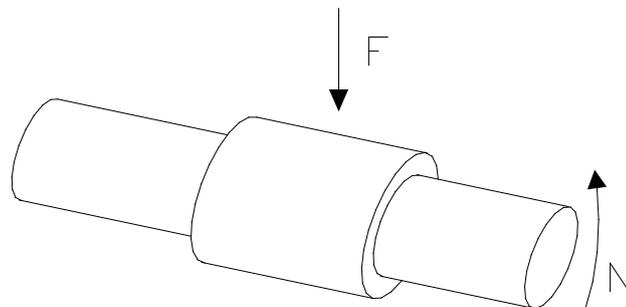


Ilustración 15. Esquema del dispositivo de ensayo de camisa y eje rotatorio

La *ilustración 16* muestra una disposición típica para simular el aro del pistón y camisa del cilindro en contacto. La principal desventaja de este ensayo es la geometría excesivamente compleja necesaria para la muestra a ensayar. Cuando el ensayo se hace sobre componentes ya fabricados, se facilita el ensayo

utilizando como muestra una parte del mismo, pero cuando el material que se pretende ensayar es nuevo, la preparación del ensayo se dificulta.

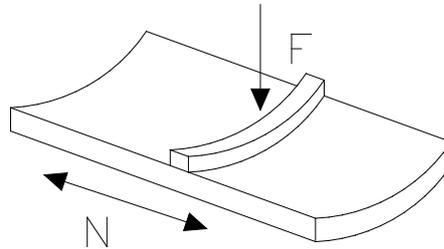


Ilustración 16. Esquema del dispositivo de ensayo de segmentos de aro de pistón y cilindro

Las ilustraciones 17, 18 y 19 muestran configuraciones más sencillas que presentan muy buena reproducibilidad. Para que los resultados obtenidos con estas disposiciones sean fiables es necesario reproducir con la mayor precisión posible las condiciones de contacto reales (materiales, acabados superficiales, velocidades, movimientos, temperaturas...).

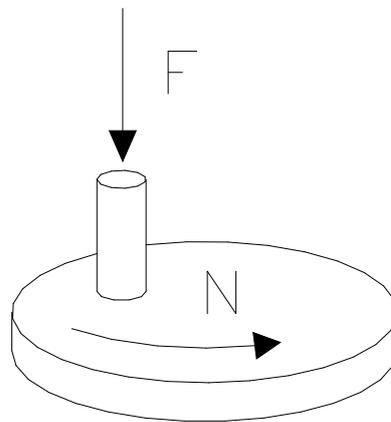


Ilustración 17. Esquema del dispositivo de ensayo "pin on disc"

El dispositivo de la ilustración 17 se emplea como un ensayo simplificado del aro del pistón y de materiales cilíndricos. En este caso, el aro está representado por el "pin", mientras que el disco representa el cilindro. El principal problema de este ensayo es que la temperatura se modifica por el calor generado

en la fricción, desviando las condiciones de ensayo de las de servicio. El dispositivo de la *ilustración 18* subsana este problema, puesto que la velocidad del movimiento recíproco es inferior a la del ensayo anterior, y la temperatura se puede controlar.

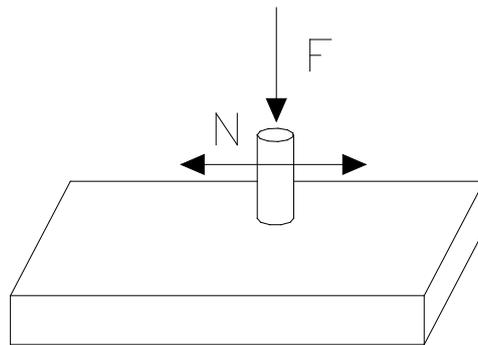


Ilustración 18. Esquema del dispositivo de ensayo "pin on plate"

La *ilustración 19* muestra el esquema de una simplificación del ensayo mostrado anteriormente en la *ilustración 15*, donde la geometría de la muestra es ahora un bloque.

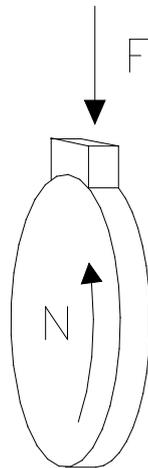


Ilustración 19. Esquema del dispositivo de ensayo "block on rotating disc"

1.4.3 Fretting

El fenómeno del fretting tiene lugar cuando existen pequeños movimientos oscilatorios entre superficies que soportan una fuerte carga, por lo que los ensayos de simulación necesariamente deben implicar fricción entre dos componentes que se desplazan con un movimiento recíproco de pequeña amplitud, normalmente inferior a $250\ \mu\text{m}$, sometidos a una presión de contacto elevada. Además, puesto que la temperatura influye en el desgaste mediante este mecanismo, es importante asegurar que el ensayo se realice a la temperatura de servicio.

Las *ilustraciones 20 y 21* son dos ejemplos de configuraciones típicas para ensayar el desgaste por fretting.

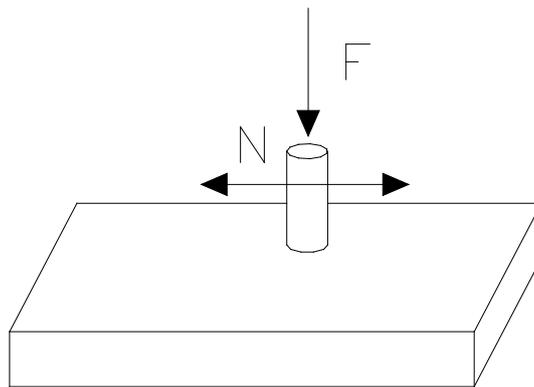


Ilustración 20. Esquema del dispositivo de ensayo "pin on plate"

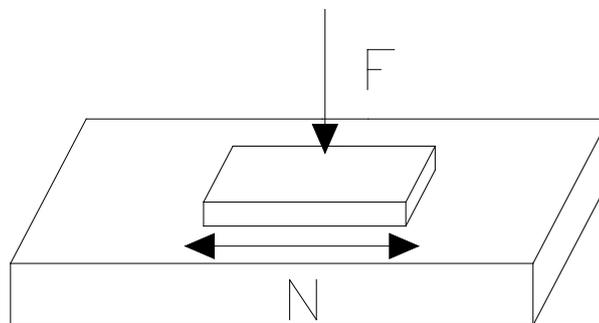


Ilustración 21. Esquema del dispositivo de ensayo "block on plate"

1.4.4 Desgaste erosivo por cavitación

En la *ilustración 22* se muestra un esquema de la configuración para ensayar el desgaste producido mediante erosión por cavitación. Con esta disposición, la cavitación se crea cíclicamente mediante el empleo de la oscilación de alta frecuencia de un eje. En la oscilación se produce el acercamiento y alejamiento de la superficie de ensayo con la superficie del eje, produciéndose la cavitación en el momento del alejamiento.

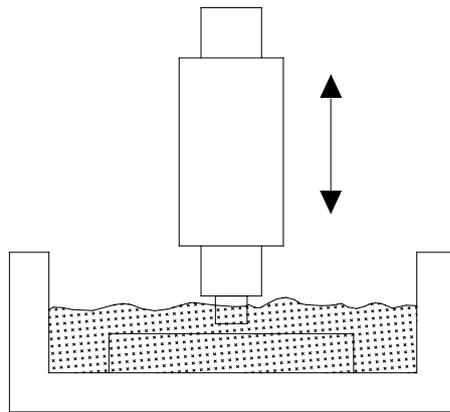


Ilustración 22. Esquema del dispositivo de ensayo de placa y eje vibratorio sumergido en un fluido

1.4.5 Desgaste por erosión

La *ilustración 23* muestra el dispositivo empleado para ensayar el desgaste erosivo producido por un chorro líquido, mientras que la *ilustración 24* tiene se emplea cuando el agente causante de la erosión es un chorro de gas.

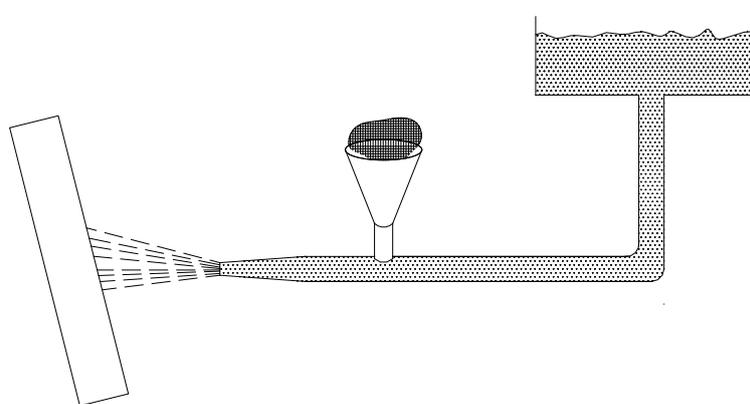


Ilustración 23. Esquema del dispositivo de ensayo de erosión mediante un líquido

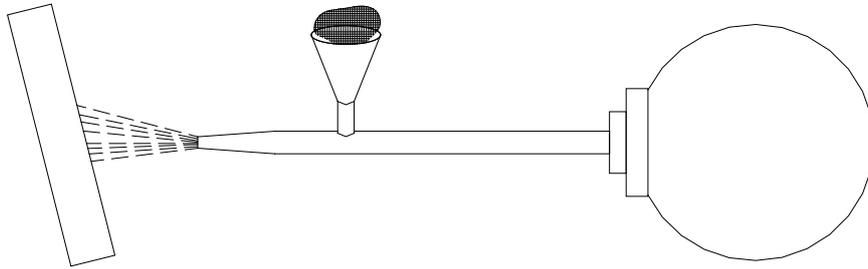


Ilustración 24. Esquema del dispositivo de ensayo de erosión mediante un gas

En estos ensayos el abrasivo debe ser representativo de lo que ocurre en servicio, por tanto, se debe controlar la forma, tamaño y dureza del mismo, así como la velocidad y el ángulo de impacto sobre la superficie de ensayo.

1.4.6 Desgaste por fatiga

Las *ilustraciones 25 y 26* muestran dos dispositivos que simulan las condiciones de desgaste en componentes de maquinaria, mientras las *ilustraciones 27 y 28* son configuraciones más simples que tratan de acelerar los ensayos en el caso de cojinetes de rodadura. Estos ensayos se emplean fundamentalmente en la industria relacionada con estos componentes, y no se emplean normalmente en laboratorios.

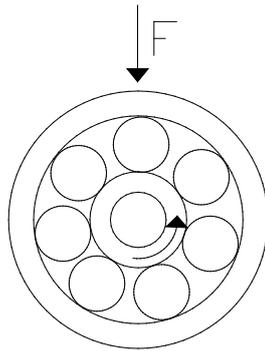


Ilustración 25. Esquema del dispositivo de ensayo de cojinete de bolas bajo carga

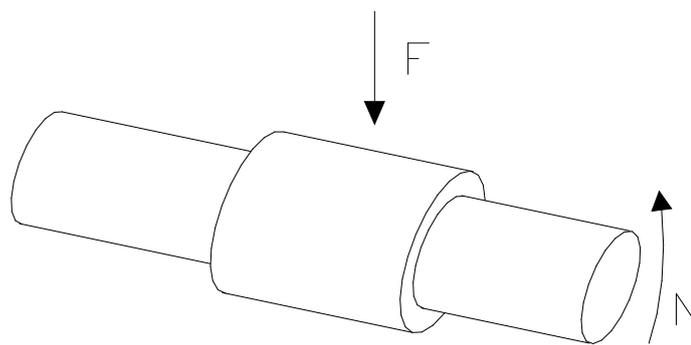


Ilustración 26. Esquema del dispositivo de ensayo de cojinetes planos

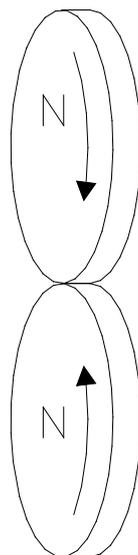


Ilustración 27. Esquema del dispositivo de ensayo de dos rodillos girando en contacto

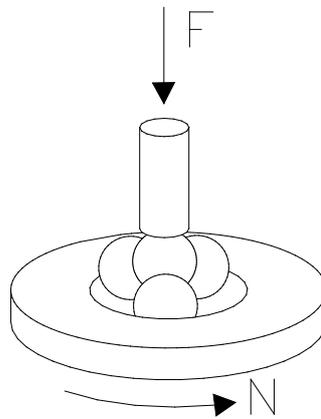


Ilustración 28. Esquema del dispositivo de ensayo de cuatro bolas en contacto de rodadura

1.5 INFLUENCIA DE LAS PROPIEDADES DE LOS MATERIALES SOBRE SU COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO

Las características de la interacción que se produce entre dos materiales en contacto dependen de la combinación de las propiedades que presentan estos materiales. Uno de los principales objetivos en la investigación en el campo de la fricción y el desgaste es la determinación de la influencia concreta de cada una de las propiedades de los materiales en el fenómeno del desgaste. En esta línea, los parámetros que gobiernan la interacción entre las superficies se clasifican en dos categorías: las propiedades referidas al volumen y las propiedades de superficie. Las primeras relacionan los cuerpos en contacto como un todo, mientras que las últimas determinan la interfase de contacto entre los cuerpos.

Las propiedades de volumen que mayor influencia tienen en los procesos de desgaste son el límite elástico y la dureza, seguidas del módulo de Young, el módulo cortante y la energía elástica almacenada. También se deben considerar propiedades que describen la fragilidad o las propiedades térmicas en el caso de que el deslizamiento se produzca a altas velocidades.

Entre las propiedades de superficie que cabe destacar están la reactividad química o la tendencia de la superficie a adquirir una película superficial de diferente composición química que la del sustrato. De igual importancia es la tendencia de los materiales de absorber moléculas del entorno. También hay que señalar la energía superficial, relacionada con la dificultad de generar nueva superficie y con la compatibilidad de las dos superficies en contacto.

1.5.1 Propiedades elásticas de los materiales

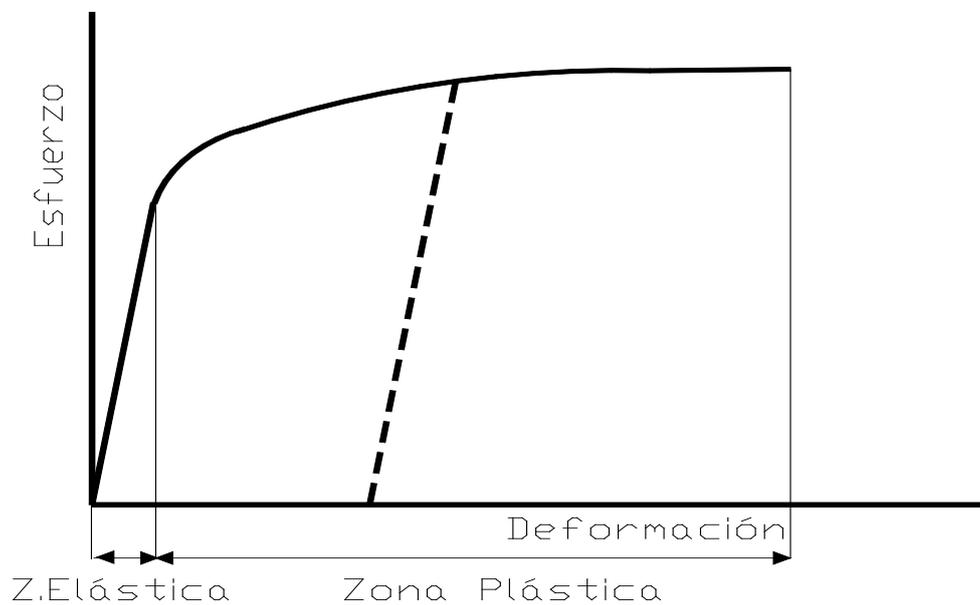
Las propiedades elásticas de los materiales se determinan mediante el ensayo de tracción, en el cual una probeta con dimensiones y forma normalizadas se somete a un esfuerzo en la dirección de su eje longitudinal y en el sentido tendente al alargamiento de la misma, mientras se mide la fuerza de tracción ejercida y la deformación provocada en la misma.

Si se divide la fuerza medida entre la superficie transversal de la probeta se determina el esfuerzo de tracción:

$$\sigma = \frac{F}{A}$$

La deformación se determina como la relación entre la deformación experimentada por la probeta durante el ensayo y la longitud original de la misma:

$$\epsilon_e = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l_f - l_0}{l_0}$$



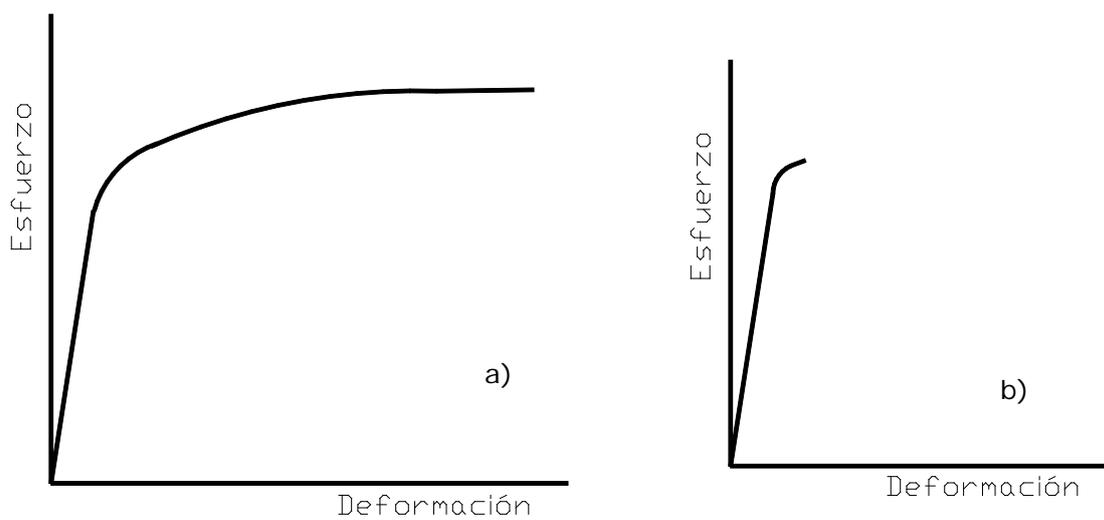
Gráfica 5. Diagrama de esfuerzo-deformación

En la *gráfica 5* se observa una curva típica de esfuerzo-deformación obtenida mediante el ensayo de tracción. En ella se aprecia las dos regiones fundamentales, la región elástica (región lineal inicial) y la región plástica.

En la gráfica también se puede apreciar, mediante la curva de trazos, la recuperación de la deformación elástica cuando se descarga la probeta una vez alcanzada la región plástica y su posterior carga.

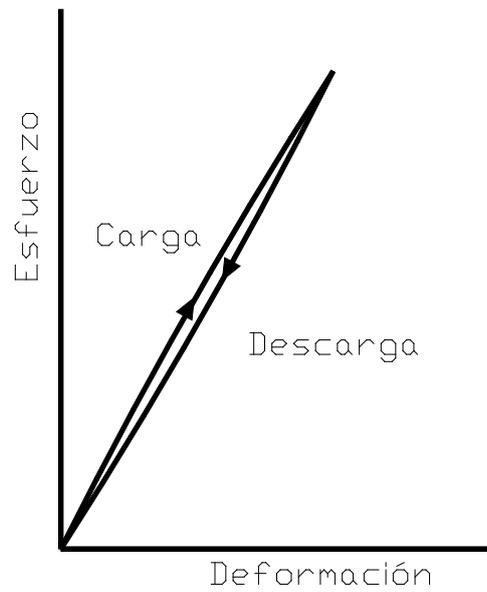
En la región elástica el comportamiento de los materiales es lineal, siendo la pendiente de la curva el módulo de Young (E). Durante este periodo, si la carga se suprime la deformación se recupera totalmente, y la probeta retorna a sus dimensiones originales.

En la *gráfica 6* se muestran distintos diagramas en función del tipo de material que se ensaya.

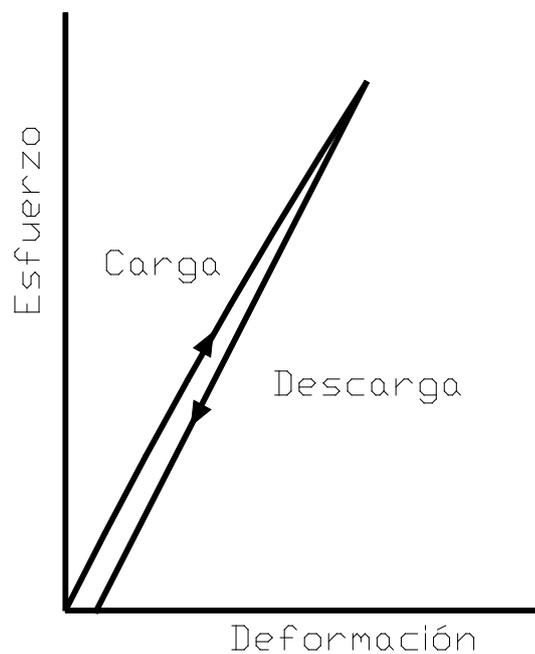


Gráfica 6. Diagrama esfuerzo-deformación para un material dúctil (a), y un material frágil (b)

El comportamiento elástico definido anteriormente tiene algunas excepciones que cobran importancia en algunas situaciones prácticas como en dispositivos de contacto de rodadura (por ejemplo cojinetes de bolas). En estos casos existe una pequeña desviación con respecto al comportamiento lineal perfecto en el ciclo de carga y descarga. Esta desviación se denomina histéresis, y consiste en una pérdida de energía, y una pequeña deformación residual una vez que la carga se elimina en la zona elástica. Estos dos fenómenos se observan en las *gráficas 7 y 8*.



Gráfica 7. Fenómeno de histéresis durante la carga y descarga



Gráfica 8. Deformación residual después de la descarga

La sensibilidad de los resultados a la velocidad de deformación durante el ensayo también es importante en el campo de tribología para muchos metales blandos y materiales no metálicos, por ejemplo, polímeros. La velocidad de deformación durante el ensayo de tracción es, en general, muchos órdenes de

magnitud inferior a la velocidad de deformación que se produce durante el deslizamiento. Algunos materiales, como los metales blandos, parecen más resistentes cuando se ensayan a velocidades de deformación mayores, por lo que la resistencia de estos materiales es mayor durante el deslizamiento que durante el ensayo de tracción, lo que muestra la influencia de la velocidad en el coeficiente de fricción.

Otro factor que puede influir en los resultados del ensayo es el tamaño de la probeta ensayada, de forma que cuanto más pequeño sea más resistente aparentará ser. Este fenómeno se puede explicar por la mayor probabilidad de presentar dislocaciones e imperfecciones de las piezas grandes, y, por tanto, con una mayor probabilidad de pérdida de resistencia.

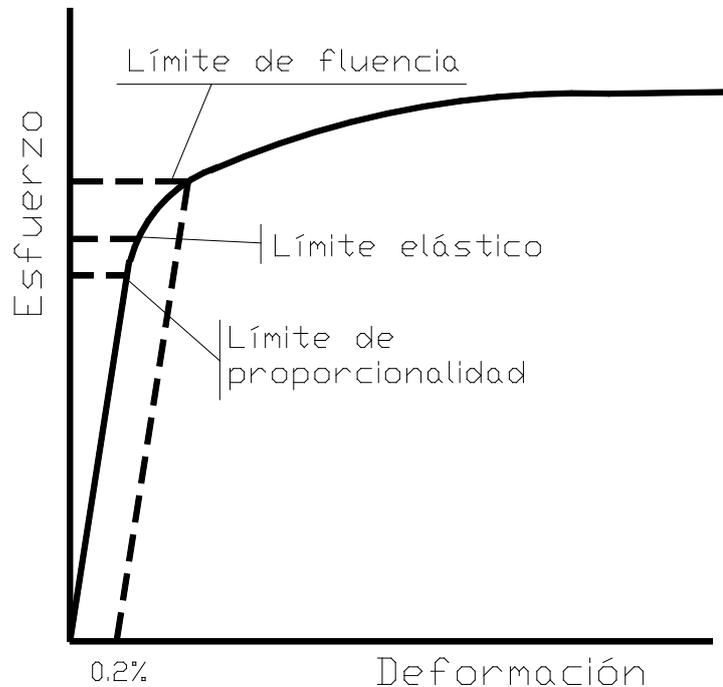
1.5.2 Propiedades de deformación plástica de los materiales

La mayoría de los materiales muestran una transición entre la zona elástica y plástica que en ocasiones es difícil de definir con un solo parámetro. En general, se definen distintos parámetros que tratan de explicar el comportamiento de los materiales en las proximidades del cambio elástico-plástico. Fundamentalmente las propiedades elegidas son las siguientes:

Límite elástico. Es el primer punto en el cual si la carga es retirada existe una deformación residual. Este punto depende mucho de la precisión y condiciones de los aparatos de medida, siendo muy difícil de determinar, por lo que normalmente se define el límite elástico convencional o límite de fluencia.

Límite de proporcionalidad. Es el punto donde se inicia la curvatura en el diagrama de esfuerzo-deformación.

Límite elástico convencional al 0.2 % o límite de fluencia. Corresponde al esfuerzo que ocasiona una deformación residual plástica del 0.2 %. Se determina sobre el diagrama de esfuerzo-deformación trazando una paralela a la zona elástica desde una deformación del 0.2 %, según se aprecia en la *gráfica 9*.



Gráfica 9. Propiedades plásticas obtenidas del diagrama de esfuerzo-deformación

De los tres parámetros definidos anteriormente el que se emplea más comúnmente es el último, sin embargo, los tres valores son muy próximos, por lo que, para simplificar, se denominará solamente límite elástico, sin hacer más distinción entre ellos.

Del diagrama de esfuerzo-deformación se puede obtener también otra característica importante de los materiales; la pendiente de la zona plástica se relaciona con la capacidad de endurecimiento mediante deformación.

Una definición de la dureza empleada con frecuencia es la que la define como la resistencia que ejerce el material a la penetración mediante un útil denominado penetrador.

La determinación de la dureza se puede realizar mediante diferentes ensayos de fácil realización, de manera que esta propiedad puede emplearse como una forma más sencilla de aproximar el valor del límite elástico.

En general, los diferentes ensayos de dureza tienen en común el ejercicio de una presión sobre la superficie del material a ensayar, y el estudio posterior de la huella que sobre ella se imprime. El material que constituye el penetrador empleado para presionar, su forma y sus dimensiones concretas, así como la carga aplicada y la manera en que se mide la huella dejada en la superficie son los factores que diferencian los distintos métodos de determinación de la dureza. Para el ensayo de materiales duros normalmente se emplean penetradores con formas agudas, tales como conos o pirámides de gran dureza, mientras que para los materiales más blandos se emplean, generalmente, esferas de acero.

Los valores de dureza obtenidos en los distintos ensayos se relacionan con la resistencia de los materiales, de forma que puesto que la determinación de la dureza se puede llevar a cabo mediante diferentes ensayos de fácil realización, esta propiedad puede emplearse como una aproximación al valor de resistencia mecánica.

El ensayo de dureza tiene gran importancia en la evaluación de materiales para su empleo en aplicaciones relacionadas con la tribología, puesto que cuando dos superficies entran en contacto, las rugosidades de una de las superficies se presionan contra la otra, de manera que la geometría resultante es similar a la que se produce durante la presión con el penetrador en el ensayo de dureza.

1.5.3 Reactividad química de las superficies

La reactividad química de las superficies es una de las propiedades relacionadas con el contacto entre superficies más importantes. Algunos materiales en contacto con el aire forman películas de óxido, mientras que en contacto con otras atmósferas forman otro tipo de películas, como sulfuros, cloruros... El espesor de estas películas depende de la naturaleza concreta del material que la forma, así como de las condiciones en las que se forma.

El comportamiento frente al desgaste está fuertemente influido por la existencia y características de estas películas. Las películas blandas y coherentes actúan como una capa lubricante que separa las dos superficies, siendo las que mayor influencia tienen sobre la interacción de las mismas. Por el contrario, las películas duras, con poco espesor y frágiles tienen mayor probabilidad de romperse cuando se aplica la carga de contacto, por lo que su efecto sobre las propiedades de desgaste es menor.

1.5.4 Adsorción superficial

Además de los recubrimientos formados por reacción química con el medio ambiente, existen otras películas cuya causa es la adsorción de partículas o moléculas. Por ejemplo, en contacto con el aire las superficies pueden adsorber moléculas de vapor de agua y de oxígeno. En otras ocasiones, estas películas pueden ser de grasa o aceite. Estas películas contribuyen, también, a disminuir la interacción de las superficies en contacto.

1.5.5 Energía superficial

Aparte de la reactividad química de la superficie y de la tendencia de las moléculas a adsorber otras partículas, es necesario considerar la energía superficial de los sólidos y su influencia en las aplicaciones tribológicas.

En el caso de los líquidos, la energía superficial se manifiesta como la energía que tiene la superficie de los átomos o moléculas que lo constituyen. Esta energía es la responsable de algunas propiedades características de los líquidos como la capilaridad, la formación de gotas de forma esférica..., que normalmente se relacionan con la tensión superficial.

Se puede hacer una aproximación al cálculo de energía superficial en los líquidos mediante el calor latente de vaporización. Si el calor latente de vaporización es la energía que debemos aportar al líquido para romper las

uniones entre los distintos átomos o moléculas, y asumimos las teorías formuladas de que un átomo en un líquido presenta seis uniones con las partículas vecinas frente a ninguna unión de las partículas en estado gaseoso, podemos decir que para llevar un átomo del seno de un líquido a su superficie es necesario romper una de esas uniones (los átomos de la superficie presentan cinco uniones con sus vecinos). Por tanto, la energía superficial de un líquido es aproximadamente un sexto del calor latente de vaporización. Los resultados obtenidos de esta forma para los valores de energía superficial se aproximan con bastante exactitud a los valores obtenidos experimentalmente.

Los materiales sólidos también tienen calor latente de vaporización, por lo que se puede deducir que también tienen energía superficial, y siendo ambos parámetros siempre superiores a los que presentan sus líquidos correspondientes.

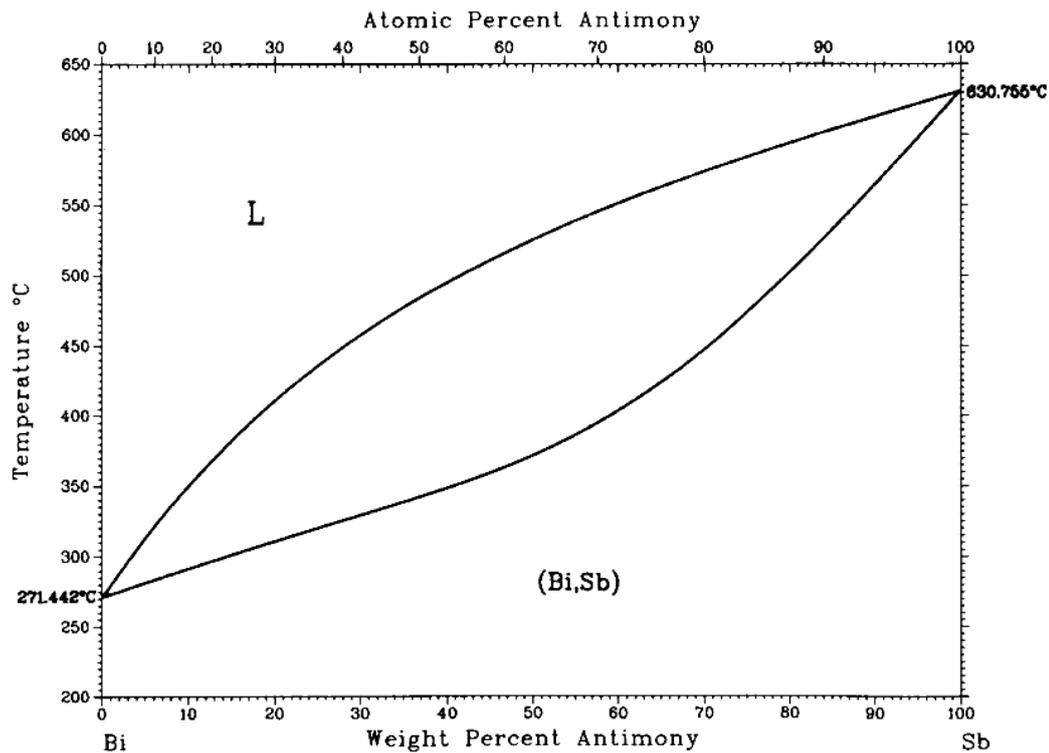
Como simplificación se asumirá que la energía superficial del sólido se corresponde con la energía superficial que presenta el líquido a su temperatura de fusión, sin embargo, en la industria nos encontramos generalmente con materiales que se encuentran a temperatura ambiente o temperaturas cuando menos inferiores a las de fusión. Se ha demostrado que para los metales la energía superficial decrece cuando aumenta la temperatura (0.5 erg/cm² por cada grado centígrado), de forma que el valor de la energía superficial a temperatura ambiente puede incluso llegar a ser un 50 % mayor que la medida a la temperatura de fusión.

Otro factor a tener en cuenta es el hecho de que en condiciones normales de trabajo es posible que se formen películas de óxido o de otro tipo que disminuyen el valor de la energía superficial.

Entre la energía superficial y la resistencia mecánica de los materiales existe una similitud, y es que ambas dependen de la resistencia de las uniones entre moléculas, por lo que supuestamente cuanto mayor sea la energía de enlace mayores serán las propiedades mecánicas que presente un material.

1.5.6 Compatibilidad

Otro factor a considerar que influye sobre las propiedades de desgaste de los materiales es la compatibilidad metalúrgica entre los dos materiales en contacto. Dos metales se considerarán compatibles totalmente cuando presenten solubilidad total en estado líquido y sólido. La *gráfica 10* muestra el diagrama de fases binario de dos metales completamente compatibles.

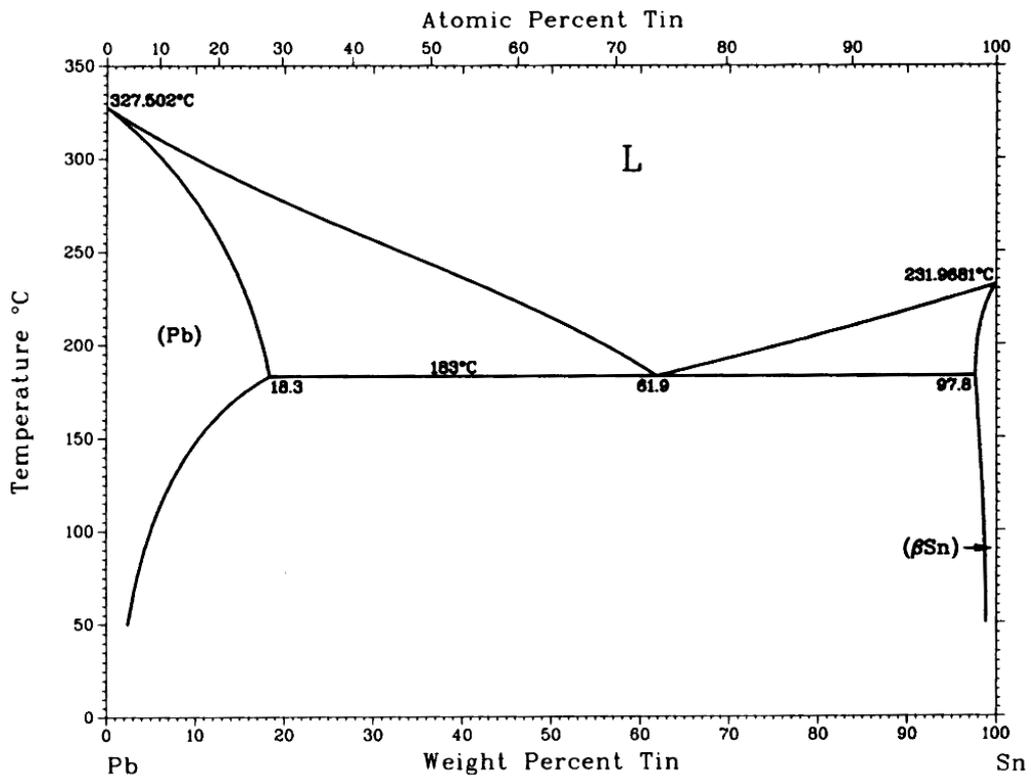


Gráfica 10. Diagrama de fases binario: Solubilidad total en estado líquido y sólido (*Constitution of binary alloy. Elliot R.P. [29]*)

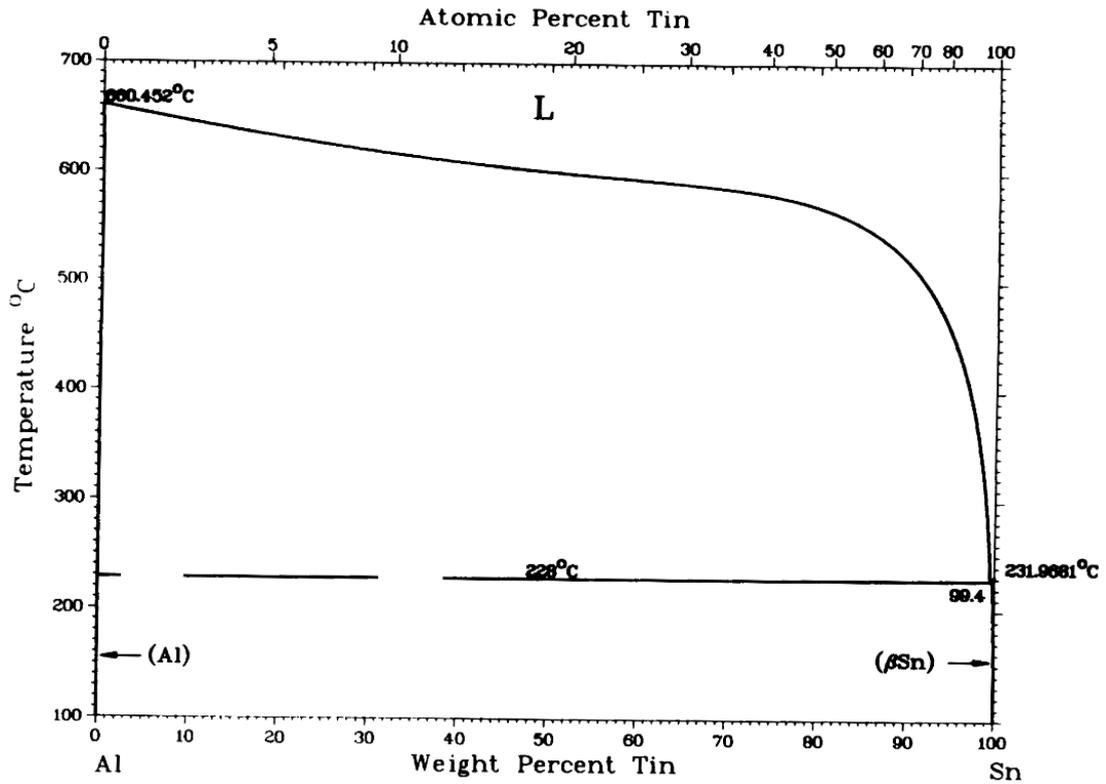
Normalmente los materiales que son compatibles metalúrgicamente son incompatibles desde el punto de vista tribológico.

La *gráfica 11* muestra el diagrama de fases binario para dos metales parcialmente compatibles, mientras que la *gráfica 12* muestra el diagrama correspondiente a dos elementos parcialmente incompatibles. La diferencia entre ambos estriba en que aunque los dos tienen solubilidad total en estado líquido,

el primero presenta cierta solubilidad en estado sólido, mientras que la solubilidad del segundo en estado sólido es nula o prácticamente nula.

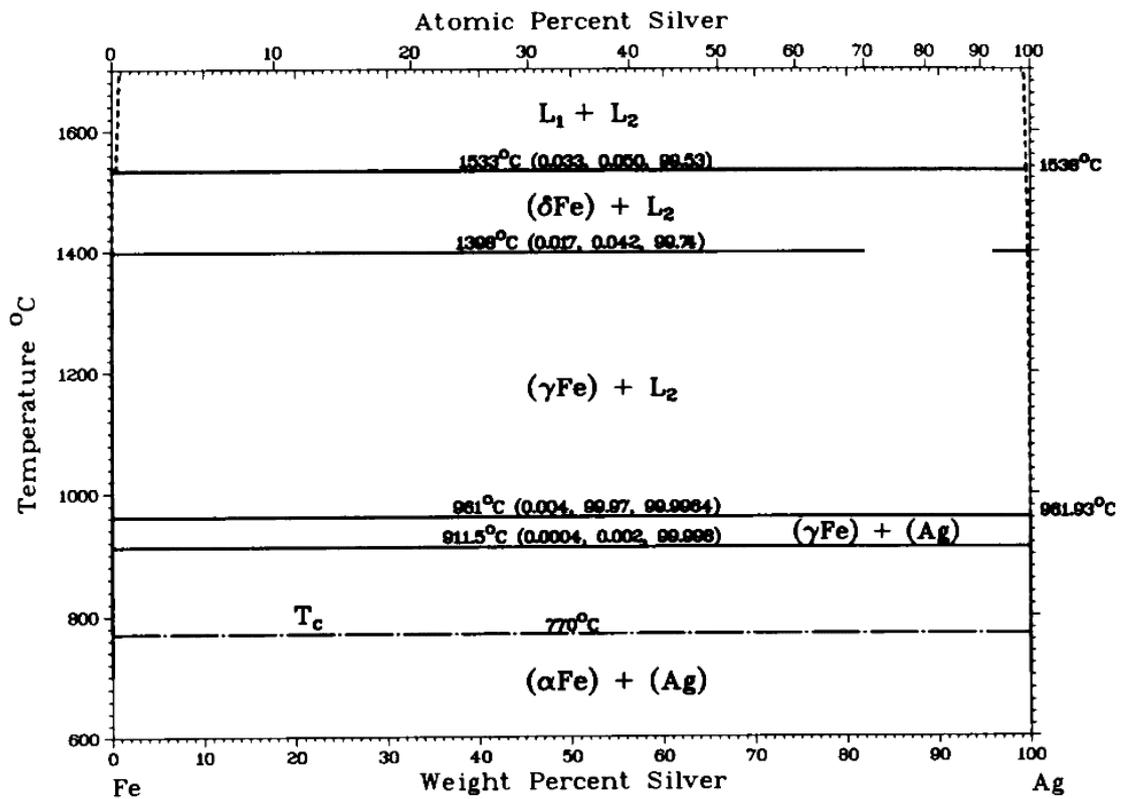


Gráfica 11. Diagrama de fases binario: Solubilidad total en estado líquido y parcial en estado sólido. (Constitution of binary alloy. Elliot R.P. [29])



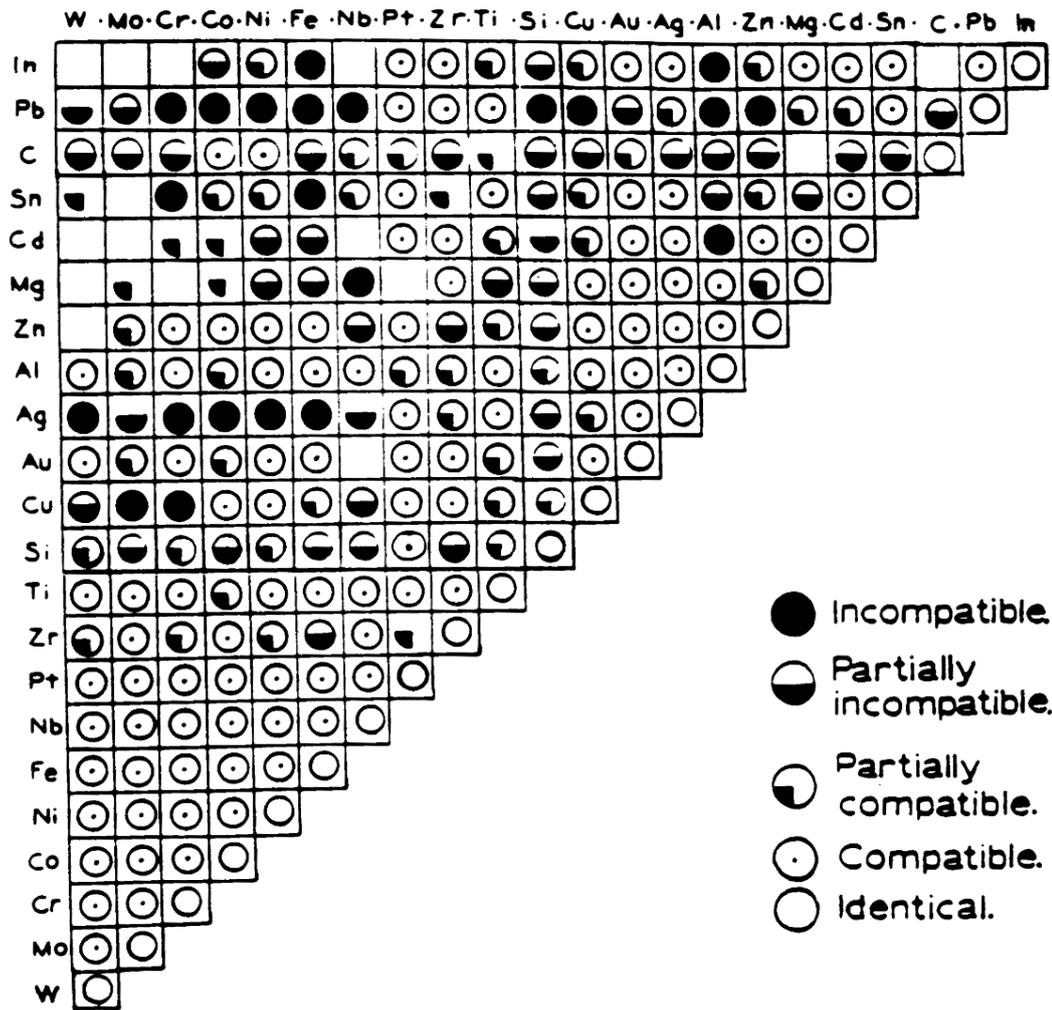
Gráfica 12. Diagrama de fases binario: Solubilidad total en estado líquido e insoluble en estado sólido. (Constitution of binary alloy. Elliot R.P. [29])

Por último, dos metales se consideran totalmente incompatibles cuando son insolubles tanto en estado líquido como en estado sólido. La *gráfica 13* es un ejemplo de esto.



Gráfica 13. Diagrama de fases binario: Insolubilidad total en estado líquido y sólido. (Constitution of binary alloy. Elliot R.P. [29])

A continuación, la *gráfica 14* muestra un gráfico de compatibilidad para diversos elementos metálicos junto con algunos no metálicos construido a partir de los datos recogidos en los diversos diagramas de fases binarios por varios autores.



Gráfica 14. Compatibilidad de varios materiales. (Wear Coefficients. Metals; Wear Control Handbook. Rabinowicz, E. ASME [30])

1.6 ACEROS al Cr-Mo, SOLDABILIDAD Y SOLDEO

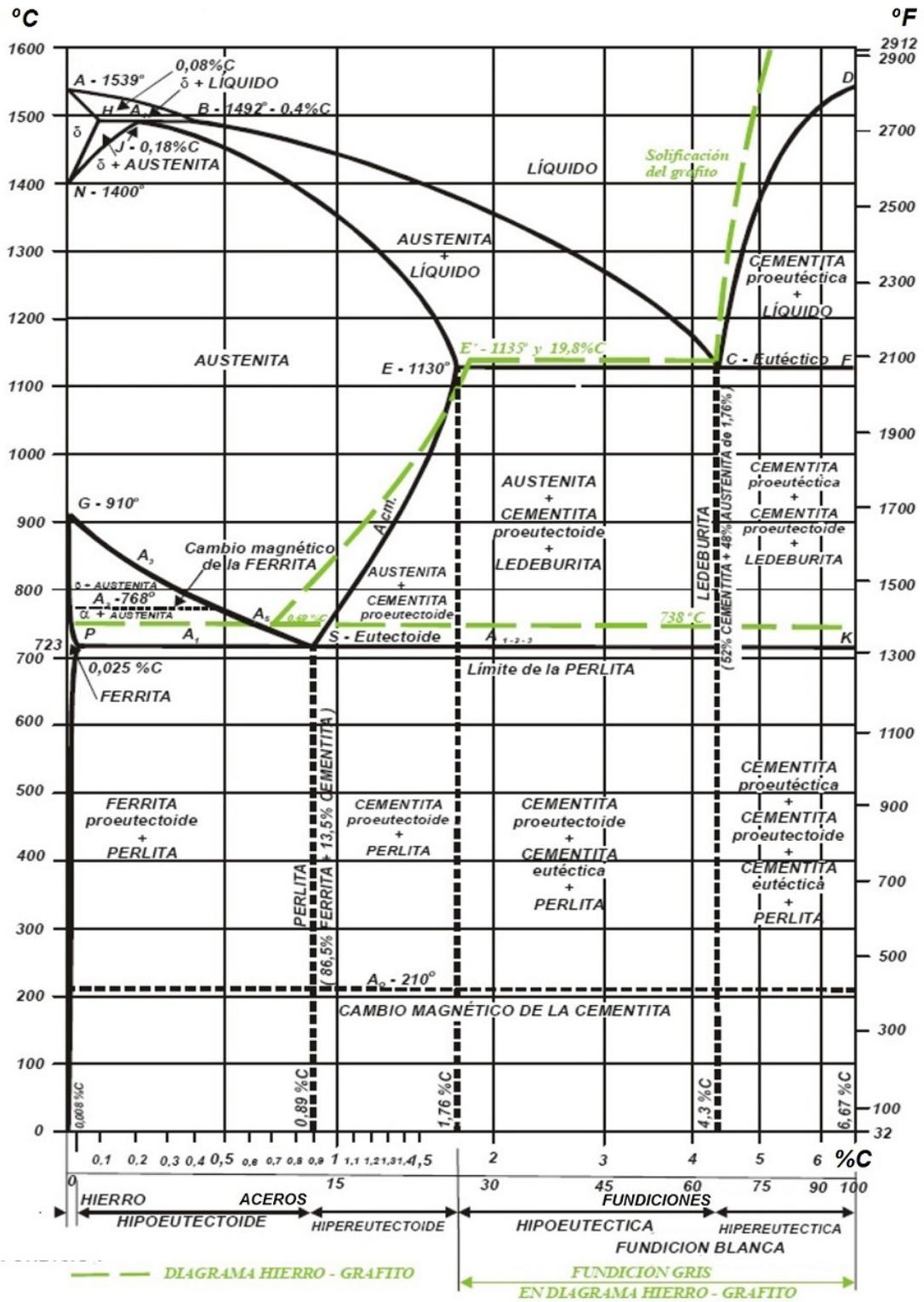
1.6.1 Aceros de baja aleación. Aceros al Cr-Mo

Un factor determinante para controlar el desgaste de las piezas en servicio es una adecuada selección del material empleado en su fabricación, sin olvidar sus propiedades de soldabilidad, para facilitar las operaciones sobre el mismo.

Su respuesta en servicio es función de su estructura, y esta a su vez depende de varios factores, de la microestructura que presentan los aceros (depende de su composición), y del tratamiento térmico y proceso de conformación al que hayan sido sometidos. Su comportamiento frente al desgaste depende, fundamentalmente, de la dureza y tenacidad.

La ferrita es el constituyente más blando de los aceros, es poco resistente y muy deformable. Los aceros hipoeutectoides están constituidos por una estructura continua de granos de ferrita en la que se intercala la perlita, y su resistencia crece cuando aumenta el contenido de perlita.

Como se ve en el diagrama de la *gráfica 15*, la austenita sólo existe a temperaturas superiores a los 723 °C. La máxima solubilidad del carbono en la austenita alcanza el 2.0 % a 1130 °C. Cuando la temperatura desciende, la solubilidad también lo hace, y para un acero hipereutectoide el carbono precipita en forma de carburo (Fe_3C) cementita. Hasta los 723 °C la cementita y la austenita coexisten, y a esa temperatura se produce la transformación de la austenita en ferrita y cementita, dos fases que coexistirán a bajas temperaturas.



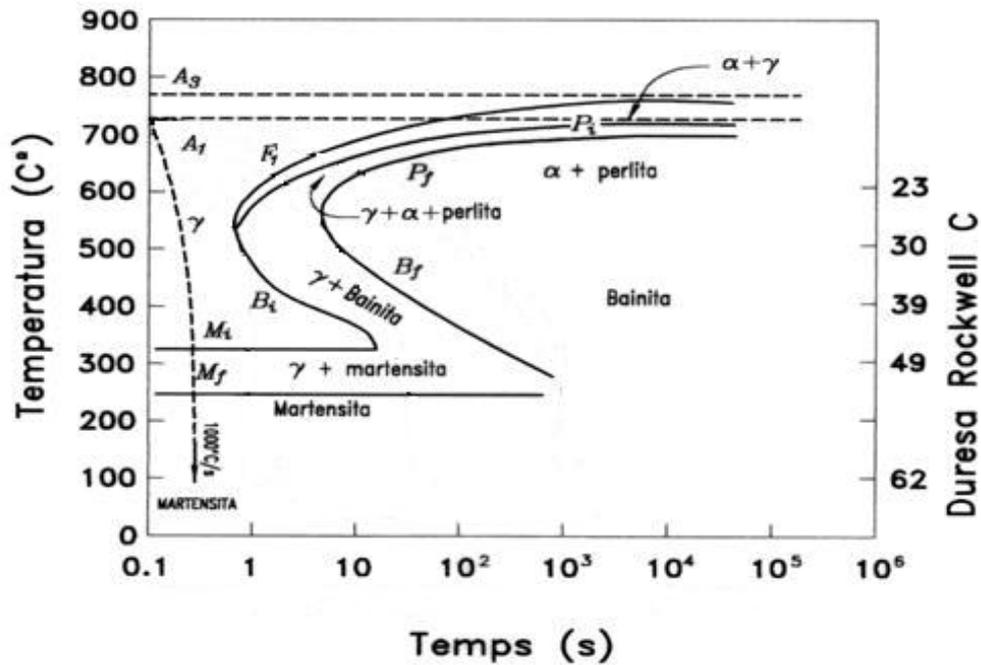
Gráfica 15. Diagrama hierro-carbono. (<https://ingemecanica.com>)

Este proceso sólo tiene lugar en el caso de enfriamiento suficientemente lento. Si el enfriamiento se hace de manera rápida, se impide la difusión del carbono, de manera que se obtiene una solución sobresaturada, denominada martensita, que no se muestra en el diagrama de equilibrio y que es el constituyente con mayor resistencia al desgaste de los aceros. Desde el punto de vista de resistencia al desgaste, la martensita es el constituyente deseado. Su dureza depende, fundamentalmente, del contenido en carbono del acero.

Esta variabilidad en la microestructura de los aceros en función de la composición y del tratamiento térmico que se efectúe hace que sea un material muy versátil, con numerosas aplicaciones.

En aplicaciones tribológicas se utilizan tres posibles estructuras fundamentales, austenita, martensita y perlita, junto con combinaciones de estas tres estructuras entre sí y con la ferrita y bainita. La microestructura particular de cada acero condicionará tanto la resistencia al desgaste como el resto de las propiedades del mismo.

En la *gráfica 16* se muestra la curva TTT de un acero al carbono (también denominada Curva de la "S", o diagrama de transformaciones isotérmicas de la austenita) que indica, para diversas temperaturas, el tiempo que es necesario para que se inicie y complete la transformación isotérmica de la austenita en otros constituyentes. Con ella es posible determinar el tratamiento térmico a efectuar según cual sea la microestructura deseada.



Gráfica 16. Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de un acero al carbono.
(<http://www.ub.edu/cmematerials/sites>)

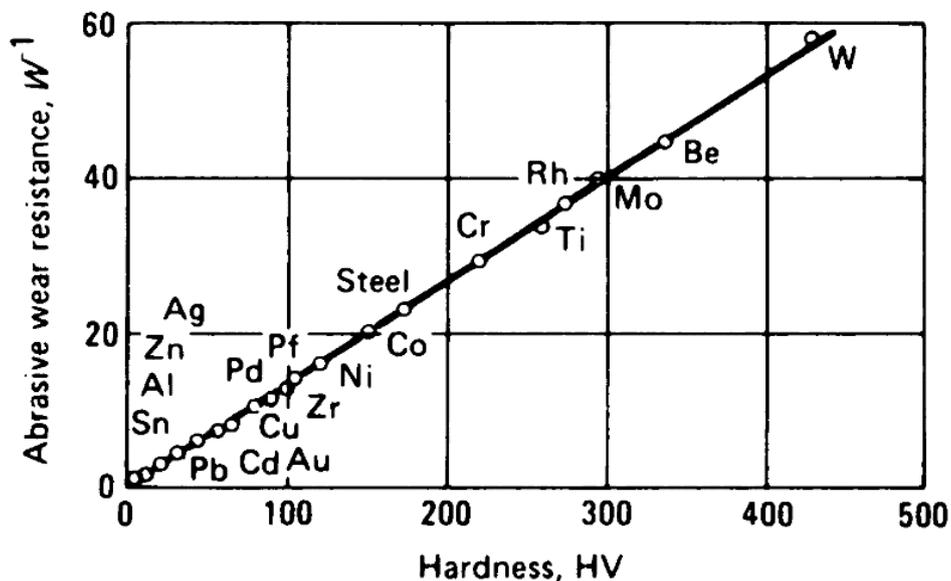
Cuando el enfriamiento es suficientemente rápido (velocidad superior a la velocidad crítica de temple), la austenita se transforma en martensita, el constituyente con mayor resistencia al desgaste de los aceros al carbono pero que presenta mucha fragilidad.

Si por el contrario el enfriamiento es lento, la estructura que se obtiene es perlita, con distinto espaciado interlaminar en función de la velocidad de enfriamiento [31].

En la selección de un acero para aplicaciones donde se requiere resistencia al desgaste es importante, por tanto, atender al porcentaje de carbono del mismo. La resistencia al desgaste de los aceros ferríticos es consecuencia del endurecimiento conseguido mediante diversos tratamientos térmicos. La máxima dureza es función del contenido en carbono del acero y de la cantidad de

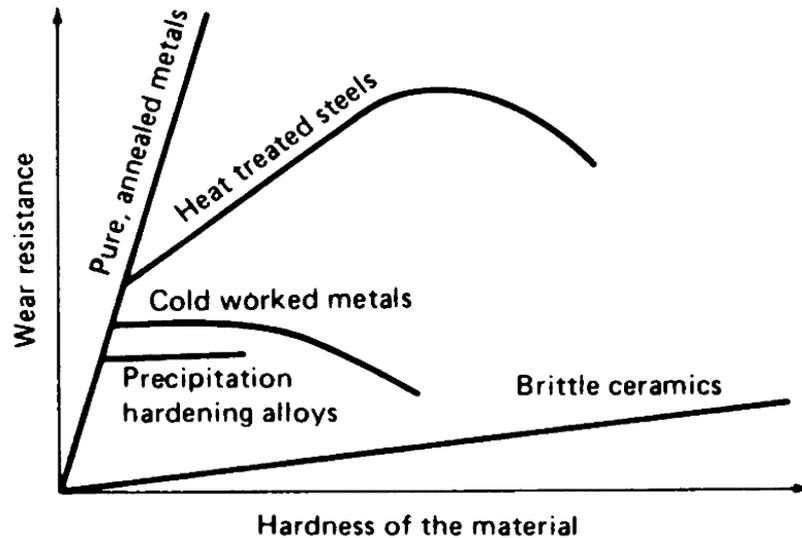
martensita conseguida durante el tratamiento térmico. En aquellas aplicaciones donde, además, la temperatura de trabajo es elevada, puede ocurrir que la martensita metaestable conseguida mediante tratamiento tienda a transformarse en otras estructuras más estables, por lo que los aceros martensíticos no serán adecuados para trabajar bajo condiciones de resistencia al desgaste a alta temperatura (por encima de los 200 °C) o en aquellas aplicaciones donde la fuerte fricción eleve la temperatura de la superficie por encima de ese nivel. Junto con las propiedades de la matriz, el contenido en carbono afecta también al comportamiento tribológico y mecánico de los aceros por la formación de carburos, su tipo, cantidad, tamaño y distribución de tamaños.

La resistencia al desgaste está relacionada con la dureza de los materiales, de tal forma que esta propiedad se utiliza como referencia para estimar la posible respuesta de un material en condiciones de desgaste. En la *gráfica 17* se observa la relación entre dureza y resistencia al desgaste abrasivo para diferentes metales en estado de recocido.



Gráfica 17. Relación entre dureza y resistencia a la abrasión para algunos metales puros. ([24] *Abrasiveness Control of a Thin Boron Carbide Coating Through Counterpart Tempering*. M. T. Siniawski)

Esta correlación entre dureza y resistencia al desgaste no es tan fácil de establecer cuando los metales no son puros sino que contienen impurezas o elementos de aleación.



Gráfica 18. Relación entre dureza y resistencia al desgaste para algunas aleaciones. ([24] *Abrasiveness Control of a Thin Boron Carbide Coating Through Counterpart Tempering*. M. T. Siniawski)

Como se ve en la gráfica anterior, la relación lineal sólo se cumple en su totalidad en el caso de metales puros y materiales cerámicos. Para el resto de los casos, los altos valores de dureza van acompañados de pequeños incrementos o, incluso, disminuciones en la resistencia al desgaste. Algunos autores ([25], [26], [32]) atribuyen este comportamiento en la resistencia al desgaste al hecho de que al aumentar la dureza se produce también una disminución en la tenacidad, por lo que las partículas abrasivas podrían producir fracturas superficiales que incrementarían el fenómeno de desgaste.

Los aceros al carbono se pueden utilizar con éxito si la resistencia y otros requerimientos mecánicos no son demasiados severos. Estos aceros tienen un coste relativamente bajo, pero tienen algunas limitaciones:

1. Los aceros al carbono no pueden ser reforzados más allá de los 690 MPa sin que se produzca una pérdida sustancial de ductilidad y resistencia al impacto.
2. Los productos de gran sección y poco espesor que se fabrican con este tipo de aceros no se pueden realizar con estructura martensítica en toda la extensión de la pieza. O, lo que es lo mismo, no son totalmente endurecibles.
3. Los aceros al carbono tienen poca resistencia a la corrosión y oxidación.
4. Los aceros de contenido medio en carbono deben enfriarse rápidamente para obtener una estructura totalmente martensítica. El temple rápido puede conducir a posibles distorsiones y roturas de la parte tratada con calor.
5. Los aceros al carbono poseen poca resistencia al impacto a bajas temperaturas.

Para superar las deficiencias de los aceros al carbono, se han desarrollado aceros aleados que contienen elementos aleantes que mejoran sus propiedades. Estudiaremos los aceros de baja aleación, y dentro de estos los aceros al Cr-Mo, ya que ocupan el interés de esta tesis. Los aceros aleados, en general, cuestan más que los aceros al carbono; pero para muchas aplicaciones son los únicos materiales que pueden usarse para satisfacer los requerimientos de ingeniería. Los principales elementos aleantes añadidos a este tipo de aceros son: níquel, cromo, manganeso, molibdeno y wolframio. Otros elementos que a veces se añaden son: vanadio, cobalto, boro, cobre, aluminio, plomo, titanio y niobio.

Se consideran *aceros de baja aleación o aceros aleados* aquellos aceros que contengan desde un 1 % a un 4 % de elementos aleantes. El modo en que

estos se distribuyen en los aceros de carbono depende básicamente de las tendencias a formar carburos u otros compuestos por parte de cada elemento.

Numerosos elementos de aleación se adicionan a los aceros para conseguir mayor resistencia, mayor dureza, resistencia a la corrosión.... A continuación se hace referencia al cromo y al molibdeno y cómo influyen en las propiedades del acero que vamos a ensayar.

Cromo. Es el elemento aleante fundamental en los aceros inoxidable, ya que presenta una mejora en la resistencia a la oxidación, frente a un buen número de agentes corrosivos a través de la formación de una capa de óxido de cromo adherida a la superficie el metal, resistente al fenómeno de la descamación.

El porcentaje que se adiciona es muy variable, en función de la aplicación concreta que se vaya a dar al acero, y fundamentalmente aporta una mayor dureza y resistencia a la tracción, así como mejor templabilidad y resistencia al desgaste. Es un elemento que tiende a formar carburos que proporcionan una gran dureza superficial.

La presencia de cromo en los aceros para herramientas (en porcentajes comprendidos entre el 0.30 % y el 1.5 %) mejora su resistencia al desgaste. Además, tal y como ya se dijo, mejora su templabilidad, por lo que se posibilita el temple en aceite y se reduce de esta forma la aparición de grietas y deformaciones durante el tratamiento térmico.

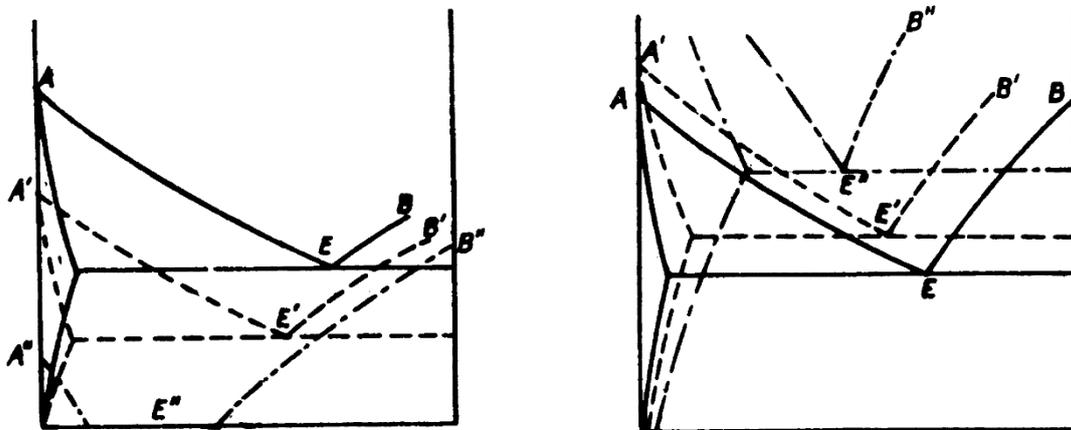
El cromo que tiene una tendencia a formar carburos, más fuerte que el hierro, se reparte entre las fases de carburo y ferrita. La distribución del cromo depende de la cantidad carbono presente y de si otros elementos con más tendencia a formar carburos (como el titanio y el niobio) están ausentes.

Molibdeno. El uso del molibdeno como elemento aleante en los aceros mejora de manera considerable propiedades como la resistencia a la tracción, la

templabilidad y la resistencia al "creep", esto es, evita que el acero experimente un alargamiento continuo y progresivo, como si se tratase de un material plástico, hecho que sucede al cabo del tiempo cuando se encuentra sometido a temperaturas elevadas, aunque la tensión que soporta sea relativamente baja.

Otra ventaja del molibdeno es que se incrementa la resistencia en caliente, y que sustituye al wolframio en la fabricación de aceros rápidos, sustituyéndose dos partes de wolframio por una de molibdeno.

El molibdeno se disuelve en la ferrita, pero presenta una gran tendencia a formar carburos, siendo un potente estabilizador de carburos complejos. Su presencia tiende a retardar el ablandamiento en los aceros durante el tratamiento de revenido, lo que implica la necesidad de emplear temperaturas más elevadas para conseguir ese objetivo.



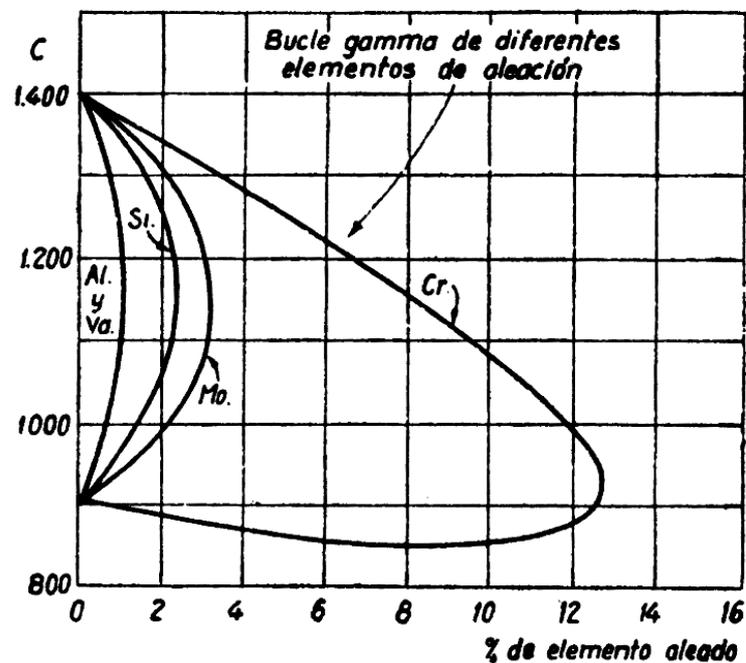
Gráfica 19. Influencia de aleantes sobre el diagrama Fe-C. Izqda.: Disminución de la temperatura crítica y del porcentaje de carbono del eutectoide; Dcha.: Aumento de la temperatura crítica y disminución del porcentaje de carbono del eutectoide. (Metalotecnia. UPM)

La *gráfica 19* muestra como influyen algunos elementos aleantes en el diagrama hierro-carbono, modificando las temperaturas críticas y la composición eutectoide.

A la izquierda de la figura se muestra como ciertos elementos, como el níquel y manganeso, disminuyen las temperaturas críticas y se desplaza el punto eutectoide a contenidos inferiores de carbono, modificando la línea A-E-B desde su posición inicial hasta A'-E'-B' y A''-B''-E'' a medida que se aumenta el contenido de estos elementos.

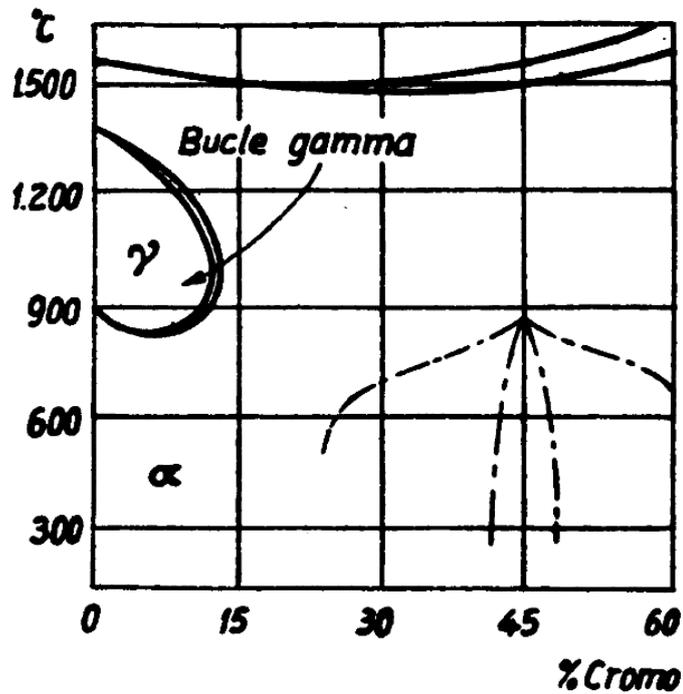
De manera análoga, pero con un efecto contrario sobre la temperatura crítica, la figura de la derecha muestra la influencia que sobre las líneas y puntos del diagrama tienen elementos como el molibdeno. En este caso, conforme aumenta el contenido de estos elementos la línea A-E-B se desplaza a A'-E'-B' y A''-E''-B'' consecutivamente.

La microestructura de los aceros aleados depende de los aleantes que contenga y de la proporción en la que aparecen en su composición. Se distinguen dos tipos de aleantes, los alfégenos y los gammágenos, según tiendan a estabilizar la ferrita o la austenita.



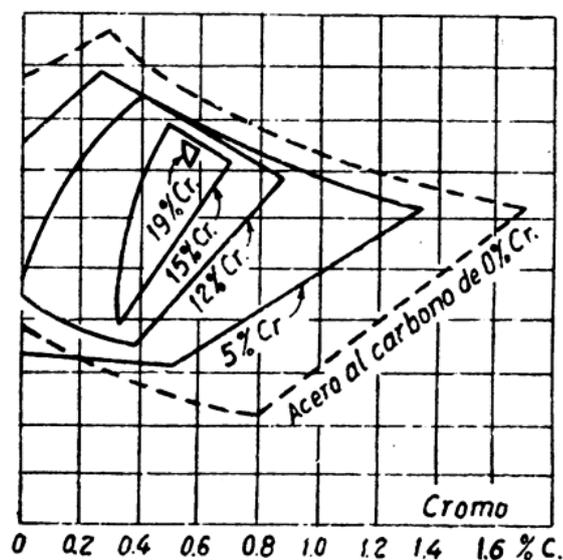
Gráfica 20. Influencia de aleantes en la formación de estructuras ferríticas. (Metalotecnia. UPM)

La siguiente figura muestra el diagrama parcial del hierro y cromo, que se pueden hacer extensibles al caso de un acero de baja aleación.

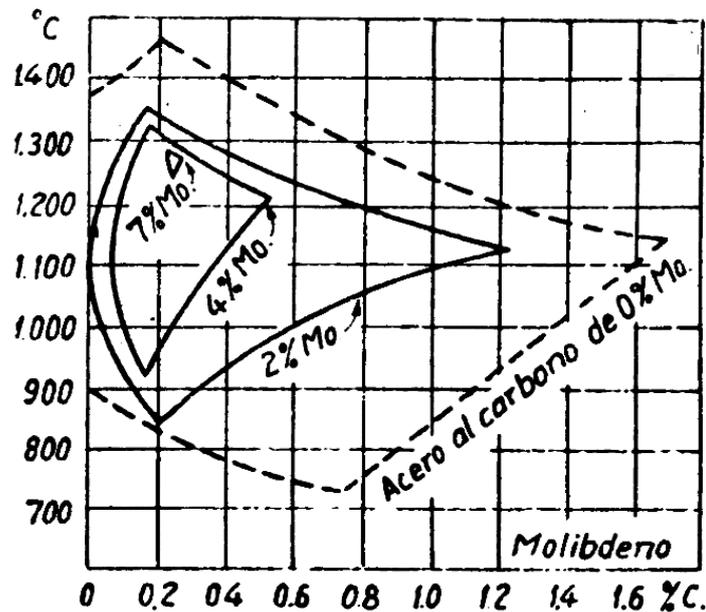


Gráfica 21. Diagrama parcial Fe-Cr. (Metalotecnia. UPM)

La influencia de determinados elementos de aleación sobre la estabilidad de la ferrita o de la austenita en los aceros se puede apreciar en las gráficas 22 y 23 en las cuales se aprecia como el aumento del contenido de cromo y molibdeno respectivamente implican una disminución del campo de estabilidad de la austenita.



Gráfica 22. Influencia del Cr en el campo austenítico de los aceros. (Metalotecnia. UPM)



Gráfica 23. Influencia del Mo en el campo austenítico de los aceros. (Metalotecnia. UPM)

1.6.2 Soldabilidad de los aceros al Cr-Mo

La recomendación ISO 581/80 define la *soldabilidad* como: "Un acero se considera soldable en un grado prefijado, por un procedimiento determinado y para una aplicación específica, cuando mediante una técnica adecuada se pueda conseguir la continuidad metálica de la unión, de tal manera que ésta cumpla con las exigencias prescritas con respecto a sus propiedades locales y a su influencia en la construcción de la que forma parte integrante".

Este tipo de aceros aceptan la mayoría de los métodos de soldadura, teniendo en cuenta que cuando se cortan o laminan por métodos térmicos, puede ser necesaria la retirada de la superficie de óxido que se genera e incluso, parte del material que se encuentra debajo de esta capa de óxido, antes de realizar otro tipo de operaciones. El proceso de precalentamiento, pueden ser considerados del mismo modo, en este tipo de aceros.

Hay que distinguir entre diferentes zonas en una junta soldada, ya que la composición química del metal base, la del aportado y las temperaturas a que

han estado sometidos durante el soldeo tienen una decisiva influencia sobre la estructura metalúrgica y, como consecuencia, en el comportamiento del conjunto soldado, tanto desde el punto de vista mecánico como frente a la corrosión. Las zonas características se pueden observar en la siguiente figura:

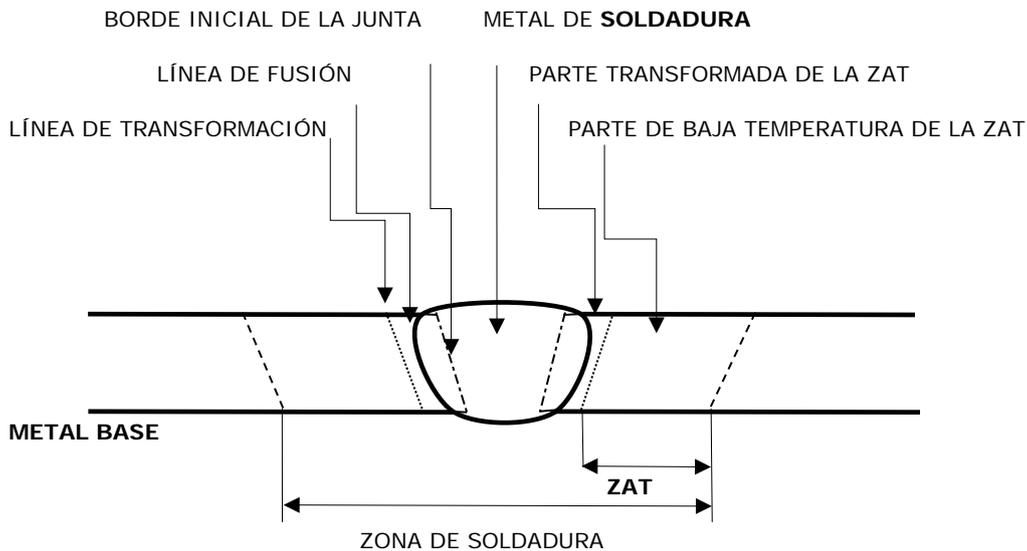


Ilustración 29. Zonas características de un cordón de soldadura.

- *Metal base.* Es el material de la construcción no afectado por la operación de soldadura, cuya composición química y estructura corresponden completamente a las originales de partida.
- *Metal de soldadura.* Es el metal fundido por la operación de soldeo y cuya composición química y estructura corresponden a las proporcionadas por la fusión del material de aportación (electrodo revestido, hilo, varilla, hilo + flux, etc.) y el metal base.
- *Zona afectada térmicamente (ZAT).* Es la zona del metal base que ha permanecido durante cierto tiempo en una gama de temperaturas en la que puedan producirse transformaciones o modificaciones estructurales, ya sea por formación de otras fases en aceros al carbono o poco aleados, ya sea por precipitación de elementos intersticiales como carburos o

nitruros o por formación de fases intermetálicas. La ZAT suele ser la zona más propensa a desarrollar condiciones desfavorables

Comportamiento a temperaturas elevadas

La adición de Cr y Mo da lugar a la formación de carburos complejos del tipo $(\text{Fe-Cr-Mo})_{23} \text{C}_6$. Estos carburos, de granos muy finos y sumamente dispersos y distribuidos por la red cristalina, se fijan en los planos de contacto de los cristales, aumentando su nivel de rozamiento.

El resultado es la conservación de unas aceptables características mecánicas hasta temperaturas de utilización de 500/550 °C, en función del contenido de elementos de aleación y del nivel de tensiones a soportar.

Composición química

Los aceros al Cr-Mo se fabrican corrientemente en horno eléctrico básico. La desoxidación se realiza en cuchara, empleándose Si, Al y después Ti. Desde el punto de vista de la soldadura es normal limitar el contenido de C a 0,15 % para reducir el riesgo de fisuración.

Si el servicio del acero va a ser a altas temperaturas, es necesario por el efecto fragilizante del Si, realizar un desgasificado al vacío.

La *composición del acero al Cr-Mo* que se utiliza para las instalaciones de producción de energía, ha de poseer una composición:

%Cr	%Mo	%C	%Mn	%Si	%P	%S
1,00-1,5	0,45-0,65	0,17	0,40-0,65	0,50-0,80	0,035	0,040

Tabla 8. *Composición de aceros al Cr-Mo para centrales de producción de energía. (Los datos se han calculado como media de diversas acerías)*

Características mecánicas

Los valores mínimos usuales de las características mecánicas a temperatura ambiente, con las que se suministran los aceros, en estado de recocido, son:

Límite elástico	Carga de rotura	Alargamiento
24,6 (kg./mm ²)	42,3 (kg./mm ²)	22 (%)

Tabla 9. Características mecánicas. (Los datos se han calculado como media de diversas acerías)

Tratamiento térmico de suministro

La acería suministra este acero con un tratamiento térmico de *recocido* (*Annealed, clave A*); en este tratamiento térmico se reduce la dureza de una microestructura con acritud (*deformación mecánica de un material a temperaturas relativamente bajas*) mediante permanencia a temperatura elevada, este proceso le proporciona unas pobres características mecánicas, y por lo tanto su utilización conduce al empleo de grandes espesores.

Carbono equivalente

Para el cálculo del carbono equivalente, se acepta generalmente la fórmula dada por los códigos ASME:

$$\text{C.E.} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%Va}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15}$$

Sin embargo, si no se puede obtener el análisis de todos los elementos, el CE, puede ser determinado utilizando 0.1 para los últimos dos términos de la ecuación anterior.

$$\text{C. E.} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + 0.1$$

1.6.3 Procesos de soldeo

Para la soldadura de los aceros al Cr-Mo son aplicables todos los procesos de soldeo. Los más utilizados por este orden son:

- Manual con electrodo revestido, *SMAW (Shield Metal Arc Welding)*.
- Manual con protección gaseosa y electrodo no consumible *GTAW-TIG (gas tungsten arc welding - tungsten inert gas)*.
- Automático, por arco sumergido, *SAW (Submerged arc welding)*.
- Semiautomático, con hilo tubular, *GMAW (Gas Metal Arc Welding)*, *FCAW (Flux Cored Arc Welding)*, *PAW (Plasma Arc Welding)*.

Se pueden utilizar con carácter exclusivo o combinados entre sí. Las soldaduras han sido diseñadas según el código B31.1 y los procedimientos de soldadura cualificados según ASME IX.

La elección del método de soldeo, está basado en un gran número de factores, los cuales incluyen:

- Calidad requerida
- Tipo de unión y localización
- Posición de la soldadura
- Volumen de soldadura
- Facilidad de configuración
- Accesibilidad
- Propósito de la soldadura (resistencia, revestimiento,...)
- Disponibilidad del procedimiento de soldadura

Elección de los materiales de aporte

El material de aporte seleccionado debe depositar un metal de idénticas características en cuanto a composición química y propiedades mecánicas que el material base a soldar. Los aceros de bajo contenido en cromo y molibdeno, que es el caso que nos ocupa, tienen limitado en rango de resistencia (60-85 ksi; 413-586 MPa), por ello el material de aporte está más limitado, debido al criterio de conseguir una mayor coincidencia en características. La especificación del procedimiento de soldadura suele especificar que material usar, para no obtener uniones con menor resistencia.

Con objeto de rebajar con facilidad la dureza durante el PWHT (tratamiento posterior a la soldadura) conviene reducir el contenido en carbono del material de aporte al mínimo compatible con el mantenimiento de las propiedades mecánicas. Esto se debe a que una martensita con un bajo contenido de carbono provoca una dureza menor y, como consecuencia, una fragilidad menos acusada. Igualmente es deseable la ausencia en la medida de lo posible, de elementos residuales que puedan fragilizar térmicamente al material durante su vida de servicio a elevada temperatura.

En este caso que se aborda en la tesis, en que el proceso de soldeo seleccionado es el SMAW, deberán emplearse electrodos o fluxes básicos, ya que el metal que depositan, además de estar prácticamente exento de hidrógeno, tiene una resistencia al agrietamiento en caliente superior a la proporcionada por otros tipos de revestimientos.

La utilización de metales de aporte de inoxidable austeníticos y de alto contenido en Ni pueden evitar en ciertos casos la necesidad de precalentamiento y/o tratamiento térmico posterior a la soldadura. Esto se debe a su gran elasticidad, que compensa la ausencia de esta propiedad en el metal ferrítico adyacente, y al mayor poder de disolución del hidrógeno que evita en gran medida la fisuración en frío del metal de base ferrítico.

Precalentamiento

Los requisitos, tanto para el precalentamiento como para el PWHT (tratamiento térmico posterior al soldeo), varían ampliamente según los distintos

códigos, y también suelen especificarse según el proceso de soldadura llevado a cabo.

En las piezas a soldar, tanto los espesores como la geometría de la junta juegan un papel importante en la velocidad de enfriamiento del metal aportado y de la ZAT (zona de afectación térmica), a causa de las pérdidas por conducción, y que crecen a medida que aumenta el espesor de la chapa, y el número de vías disipantes de calor.

Por efecto de la velocidad de enfriamiento pueden originarse en el acero estructuras metalúrgicas duras, y en caso extremo, provocar una transformación directa de austenita a martensita.

Si calentamos el material previamente al soldeo, disminuimos el salto térmico desde la temperatura de fusión del acero, desplazando la curva de enfriamiento hacia la derecha en el diagrama Temperatura-Tiempo-Transformación (TTT). De este modo se favorecen las transformaciones metalúrgicas a estructuras más blandas, que resultan menos frágiles y propensas a fisuraciones.

Las consecuencias favorables del precalentamiento son:

- Reduce las tensiones en la ZAT.
- Facilita la difusión del hidrógeno.

El Cr y el Mo, aleantes de este acero, son elementos alfégenos. A medida que aumenta su contenido en el acero, la curva de la S se desplaza hacia la derecha, y en consecuencia, esta familia de aceros aleados, posee una *fuerte tendencia a la templabilidad*, tanto mayor cuanto mayor es su contenido en Cr. Por esta razón, en la soldadura de estos aceros es indispensable el precalentamiento; pero dependiendo del servicio a realizar es posible que se pueda evitar esta parte del proceso, como esta tesis intenta demostrar.

Para cada acero se establece una *temperatura de precalentamiento*, dependiendo del espesor a soldar. Esta es la temperatura que debe alcanzar el metal base inmediatamente antes de que comience el proceso de soldeo y que normalmente debe mantenerse entre las diversas pasadas, que en caso de soldadura de pasadas múltiples. Se aplica localmente por resistencia eléctrica o llama de gas, en este último caso, la llama ha de repartirse de modo que no permanezca fija en ningún punto de la superficie calentada.

Es aconsejable extenderlo sobre una zona superior a cuatro veces el espesor de la pieza y a ambos lados del cordón, con un mínimo de 75 mm a cada lado del eje de soldadura. Cuando el espesor supere los 25 mm es suficiente la aplicación de calor a una banda de 100 mm a cada lado.

La temperatura se mide, por medio de termopares o lápices termoindicadores, siempre que sea posible en la cara opuesta a la que se está aplicando la fuente de calor.

La siguiente tabla muestra unos rangos de temperatura recomendados que pueden servir de referencia, y siempre basándose en el espesor y resistencia:

Acero	Tiempo	Temperatura
1,25 %Cr-0,5 %Mo	120 min	100-150 °C

Tabla 10. Temperaturas de precalentamiento. (Los datos se han calculado como media de diversas acerías)

El precalentamiento debe mantenerse a lo largo del tiempo que dura la operación de soldeo. La temperatura entre pasadas no debe ser nunca inferior a la de precalentamiento ni tampoco excesiva, que complique las condiciones de ejecución de la soldadura.

Tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT)

Debido a la templabilidad de estos aceros el material en estado bruto de soldadura, que después de austenizado ha enfriado rápidamente, posee tanto en la zona de soldadura como en la ZAT una estructura bainítica o martensítica que le confiere alta dureza y fragilidad.

En estas condiciones, las piezas soldadas son difícilmente utilizables por su pobre respuesta a diversos tipos de solicitaciones, por lo que se impone un tratamiento térmico de recocido para ablandar las estructuras producidas durante el enfriamiento. Los códigos de diseño y construcción establecen para este PWHT temperaturas y tiempos de mantenimiento mínimos. En la práctica se suelen establecer condiciones más conservadoras teniendo en cuenta que la influencia del tiempo en el PWHT es tanto mayor cuanto más elevada es la temperatura que se mantiene durante el mismo.

Durante este proceso, las características mecánicas del material se reducen notablemente por las altas temperaturas requeridas para estos aceros, en centrales térmicas convencionales este rango de temperaturas se origina en torno a los 425 °C. Como consecuencia, es lógico el debilitamiento de la estructura o del equipo tratado, por ello es aconsejable reforzar la estructura, con materiales más refractarios, metálicos aislados o cerámicos, para evitar alabeos y deformaciones por ablandamiento, e incluso por el propio peso.

Capítulo 2

Procedimiento experimental

2.1 REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

En esta fase de la investigación, se identificarán los distintos códigos existentes, estudiando los requerimientos de diseño exigidos, analizándose las condiciones de soldeo diseñadas para este tipo de aceros, según los códigos ASME, Normativa ASTM y el código ANSI/ASME B31.1.

También fue necesaria una revisión bibliográfica para conocer la metalografía del proceso de soldadura, e interpretar las microestructuras resultantes tras la aplicación de los procedimientos que se han efectuado.

El objetivo de la tesis es el estudio del desgaste en las uniones soldadas afectadas por FAC/erosión-corrosión y su aportación a la posibilidad de establecer unos procedimientos de soldadura distintos a los establecidos, que son de necesaria aplicación en la unión de elementos, a la hora de sustituir, reparar o instalar las tuberías de conducción de vapor.

El material que se va a estudiar, es un acero de baja aleación, que responde a la especificación ASTM A335 "Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High Temperature Service", Gr. P11, 1.25 % Cr - 0.5 % Mo. Este material se clasifica como perteneciente al grupo P-4 en el Código B31.1. Este acero presenta una mínima tensión de rotura (σ_u) de 60 ksi (kilolibras por pulgada cuadrada), equivalente a 4218,34 kg/cm², y un máximo contenido en carbono de 0.15 %.

Como se indicó anteriormente, este acero es el utilizado para estos equipos y condiciones de operación en las centrales de producción de energía, y más exactamente en el caso que aborda esta tesis, que es el de un reactor nuclear tipo BWR. Su elección es debida a su buena resistencia mecánica y respuesta a la corrosión en el ambiente considerado, y a la corrosión bajo tensión. La experiencia a lo largo de los años en las distintas centrales demuestra que la elección del mismo es la que mejor resultado ha aportado.

El estudio de su comportamiento frente a este tipo de degradación, se centrará en este acero y en las condiciones de operación especificadas, no siendo extrapolable a otras condiciones y aceros debido a la variabilidad y complejidad en las condiciones y equipos que posee el funcionamiento de una central.

Por otra parte, una de las zonas más sensibles a sufrir FAC se encuentra en las uniones soldadas, de ahí que el estudio sea específico de dicha zona afectada por el proceso de soldadura.

Estas limitaciones al estudio debidas a las condiciones preestablecidas en el funcionamiento de la central, no implica que en su globalidad no afecte a gran número de este tipo de uniones en esas mismas condiciones, manteniendo por tanto su gran importancia en la seguridad de la central y en su rentabilidad económica.

El primer paso del estudio consistió en un análisis detallado de cada una de las etapas que se llevan a cabo en el proceso de soldadura tradicional, según exigencias del código B31.1 para los tratamientos térmicos de las soldaduras entre materiales del grupo P-4, con el objetivo de determinar la posibilidad de modificar estas etapas y plantear alternativas viables al proceso habitual.

Las condiciones de diseño establecidas por los códigos, para la realización de las soldaduras, establece la realización de dos operaciones previas y posteriores al soldeo, que son:

- Pre calentamiento
- Tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT)

A continuación, se pasa a explicar con mayor detalle cada una de estas fases.

2.1.1 Pre calentamiento

Este tratamiento se realiza a una temperatura de:

- 120 °C si (se ha de cumplir una de las dos condiciones):
 - σ_u (tensión de rotura) > 60 psi (4218,34 kg/cm²),
 - t (espesor) > 0.5" (12,7 mm).
- 10 °C en el resto de los casos

El material de estudio, es un acero que fácilmente puede dar lugar a la formación de microestructuras frágiles como la martensita y bainita, si se realiza un temple con un enfriamiento demasiado rápido.

El objetivo del pre calentamiento durante la soldadura es disminuir el salto térmico entre el material de soldadura y el material circundante con

objeto de reducir la velocidad de enfriamiento del material aportado y así evitar la formación de un material frágil de pobres propiedades mecánicas. El precalentamiento también es necesario para permitir la difusión del hidrógeno, y evitar la fisuración, consiguiendo así estructuras que también disminuyan su fragilidad.

2.1.2 Tratamiento posterior a la soldadura (PWHT)

Este proceso se realiza con temperaturas entre 700 °C y 750 °C, excepto si se cumplen simultáneamente las siguientes condiciones:

- (1) NPS (diámetro nominal externo) $\leq 4"$ (101,6 mm)
- (2) t (espesor) $\leq 0.5"$ (12,7 mm)
- (3) C % (Contenido en carbono) ≤ 0.15 %
- (4) Precalentamiento de 120 °C

El PWHT tiene varios objetivos:

- reducción de las tensiones residuales de soldadura.
- revenido de las microestructuras de tipo frágil en el caso de que se hayan formado. Ciertos aceros aleados (al Mn-Mo, al Mn-Ni-Mo, y el que nos afecta, Cr-Mo) pueden ser sensibles al fenómeno llamado fragilidad de revenido, que se produce durante un tratamiento a 450 °C - 550 °C, o durante el enfriamiento al atravesar demasiado lentamente cierto intervalo de temperatura; este fenómeno suele estar asociado a la presencia de impurezas. La presencia de Mo trata de evitar este problema.
- eliminación del hidrógeno atrapado en la soldadura. A veces este efecto no es siempre beneficioso, pues pueden intervenir efectos desfavorables, que afecten las propiedades mecánicas o provocando el fenómeno de fisuración llamado "en el recalentamiento".

Existen tratamientos alternativos al PWHT, para evitar las roturas diferidas por el hidrógeno, como sería el "soaking", consistente en mantener una temperatura de unos 200 °C, al final del soldeo, para favorecer la difusión del hidrógeno.

Además de la calidad del procedimiento de soldeo en sí, hay que señalar la importancia de la geometría de las uniones soldadas, con la intención de evitar o minimizar la generación de tensiones residuales y aumentar la deformabilidad del elemento. Para ello, es importante la elección de los materiales, teniendo en cuenta su bajo contenido en carbono, y el contenido de hidrógeno de los electrodos, de la varilla y del hilo, a fin de evitar roturas por efecto del hidrógeno.

Las conclusiones alcanzadas, son válidas para cualquier procedimiento de soldadura, siempre teniendo en cuenta las características del trabajo a realizar y considerando las dimensiones de los elementos a soldar; siendo necesario en otros casos analizar en profundidad estas variables, como su posición con respecto a accesorios (codos, bifurcaciones,...) y el espesor de los elementos a unir.

2.2 PROCEDIMIENTOS DE SOLDADURA PROPUESTOS

En este punto, se elaborarán los procedimientos de soldadura, siendo las principales fases y características a definir: precalentamiento, parámetros de soldeo y tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT). Estos procedimientos de soldeo, contemplarán la posibilidad de:

- ✓ Eliminación del precalentamiento.
- ✓ Eliminación del tratamiento térmico posterior a la soldadura.

De este modo se intentará redefinir las directrices establecidas en los códigos vistos anteriormente.

Los parámetros que definen el proceso de soldeo, y que se establecen para cada procedimiento, son:

- Intensidad de soldadura
- Voltaje
- Temperatura entre pasadas
- Velocidad de avance
- Aporte térmico
- Material de aporte
- Temperatura de precalentamiento
- Composición de los gases

Para llevar a cabo el estudio, se estudiarán tres procedimientos de soldadura (de cada uno de ellos se obtendrán cupones de acero soldado siguiendo el procedimiento establecido para cada uno de ellos), de los que se obtendrán las probetas sobre las que se realizarán los ensayos.

Los cupones soldados pertenecen a una tubería de 24" (609.6 mm) de diámetro de acero A335 Gr. P11 de 0.375" (9.52 mm) de espesor. Estos procedimientos son:

- **Cupón A:** Procedimiento con precalentamiento y con PWHT.
Procedimiento **tradicional**.
- **Cupón B:** Procedimiento con precalentamiento y sin PWHT.
Alternativa 1.
- **Cupón C:** Procedimiento sin precalentamiento y sin PWHT.
Alternativa 2.

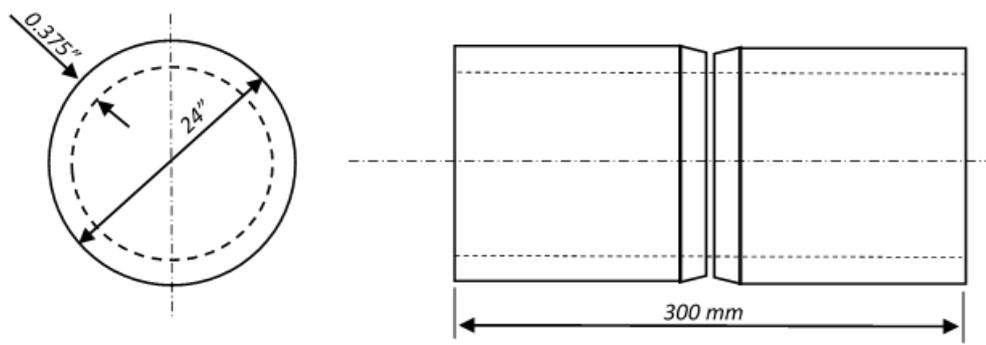


Ilustración 30. Modelo de cupón sobre el que se realizaron los diferentes procedimientos de soldadura

Una vez realizada la soldadura se prepararon las probetas para efectuar los ensayos correspondientes, en un total de tres por cada procedimiento, cada una de ellas centrada sobre una zona a estudiar de la soldadura, estas zonas son:

- **MB:** Metal base sobre el que se efectúa la unión soldada.
- **ZAT:** Zona de afectación térmica provocada por la soldadura.
- **SOL:** La zona de unión de los dos elementos.

A continuación se explicará cómo se realizaron las fases de los distintos procedimientos de soldeo.

2.2.1 Pre calentamiento

El pre calentamiento se realizó para los cupones A (procedimiento tradicional) y B (alternativa 1), mediante la utilización de resistencias eléctricas controladas térmicamente mediante termopares instalados en la proximidad de la soldadura, y en la cara opuesta a la de aplicación de la fuente de calor.

La temperatura de pre calentamiento fue de 120 °C, y se mantuvo hasta 5 minutos después de la finalización de la soldadura, tras lo cual se enfría lentamente, al mismo ritmo que las resistencias que realizaron el pre calentamiento se van enfriando.

2.2.2 Soldadura

En este caso el soldeo se ha realizado una sola pasada de raíz con TIG (GTAW), y el resto de la soldadura con electrodo revestido SMAW.

El proceso de soldadura por arco bajo gas protector con electrodo no consumible (*Gas Tungsten Arc Welding – GTAW, también llamado Tungsten Inert Gas – TIG*), utiliza como fuente de energía el arco eléctrico que salta entre un electrodo no consumible y la pieza a soldar, mientras un gas inerte protege el baño de fusión.

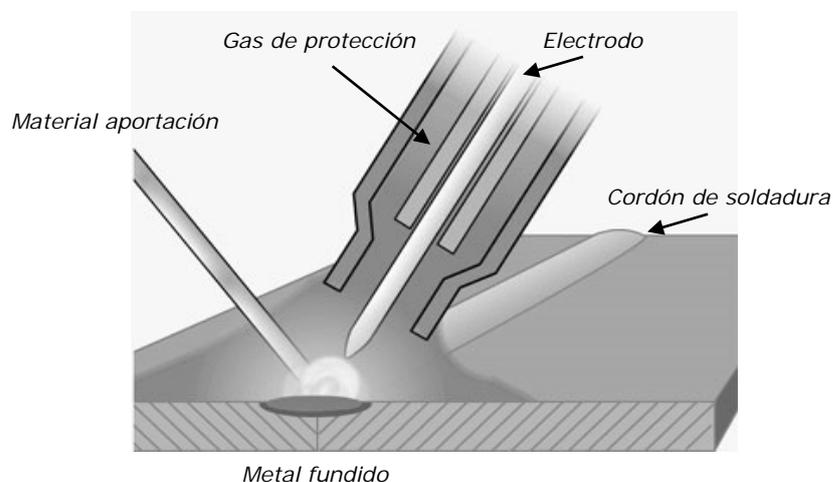


Ilustración 31. Proceso TIG-GTAW. (CC Attribution License)

El *material de aportación*, cuando sea necesario, se aplica a través de varillas; este ha de tener una composición química similar a la del material base. Las varillas para aceros de baja aleación se clasifican de acuerdo a dicha composición química y propiedades mecánicas del metal depositado, e incluye las clases siguientes:

- Clase B – aceros al Cr-Mo
- Clase Ni – aceros al Ni
- Clase D – aceros al Mn-Mo
- Clase S – aceros de baja aleación, no incluidos en las clases anteriores.

Los *gases* utilizados en soldadura y sus técnicas afines se dividen en:

- Inertes (Ar, He)
- Poco activos (N₂)
- Activos oxidantes (CO₂, O₂) y activos reductores (H₂)

La misión del *electrodo* en el proceso es únicamente la de mantener el arco, sin aportar material al baño de fusión, para ello ha de poseer una alta temperatura de fusión, con lo que evitaremos su desgaste. Se emplean los siguientes tipos de electrodos:

- Tungsteno puro
- Tungsteno aleado con circonio
- Tungsteno aleado con torio
- Tungsteno aleado con lantano o cerio

La adición de estos elementos favorece la emisividad electrónica, favoreciéndose el encendido y el reencendido del arco, y por ello su estabilidad; además de alargar la vida útil del mismo al permitir utilizar mayores intensidades de corrientes, pues elevan el punto de utilización del

electrodo aleado, evitando el desgaste. Estos electrodos se clasifican de acuerdo con su composición química.

El proceso TIG se aplica principalmente a los aceros inoxidable, a los aceros cromo-molibdeno resistentes al calor, aluminio, níquel y sus aleaciones. Es un proceso que consigue soldaduras de alta calidad y con una elevada pureza metalúrgica, exentas de defectos y buen acabado superficial. Se puede soldar a tope y sin aporte de material, desde 0,3 mm hasta 4 mm. Para espesores mayores el TIG se utiliza para efectuar la pasada de raíz, empleándose otros procesos de mayor productividad para el resto de las pasadas de relleno.

La soldadura por electrodos revestidos, (*Shield Metal Arc Welding - SMAW*, también llamada *Manual Metal Arc - MMA*), se caracteriza porque se produce un arco eléctrico entre la pieza a soldar y un electrodo metálico recubierto.

Con el calor producido por el arco se funde el electrodo y se quema el revestimiento, produciéndose la atmósfera adecuada para que se produzca la transferencia de las gotas del metal fundido desde el alma del electrodo hasta el baño de fusión en el metal base.

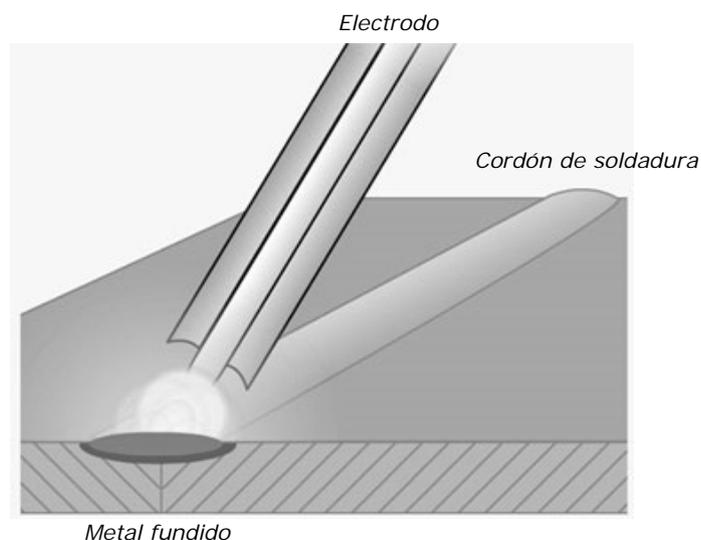


Ilustración 32. Proceso SMAW. (CC Attribution License)

En el arco, las gotas del metal se proyectan, y simultáneamente el recubrimiento va dando lugar a la escoria que, por efecto de su densidad, tensión superficial y viscosidad, flota en la superficie solidificando y formando una capa protectora del baño fundido. La soldadura es discontinua, o sea, se necesita reponer un nuevo electrodo en la pinza portaelectrodos cada vez que se consume el anterior; este consiste en una varilla metálica, generalmente de acero, recubierta por un revestimiento concéntrico de flux extruido y seco. Este revestimiento tiene una composición muy compleja, formada por una serie de sustancias orgánicas y minerales, cuya dosificación y origen dependen del fabricante del mismo, que sólo garantiza esa composición y las características mecánicas: carga de rotura, límite elástico, alargamiento y resiliencia.

Para soldar los cupones del tubo de 24" de diámetro de calidad A335 Gr. P11 de 9.52 mm de espesor, se utilizaron los siguientes elementos:

- Varilla de soldar a utilizar es: BOHLER AWS A5.28-96: ER 80S-G.
- Electrodo de 3.25 mm AWS A-5.5 / Clase E8018-B2L
- Electrodo de 2.50 mm AWS A-5.5 / Clase E8018-B2L

Todos ellos con una pasada de raíz con TIG (GTAW), y el resto, 6 pasadas, con electrodo revestido (SMAW), variando el diámetro del electrodo.

		TIG	SMAW	SMAW	SMAW	SMAW	SMAW	SMAW
Tradicional	Material aportación	Varilla Ø 2.4 mm	Electrodo, Ø 3.25 mm			Electrodo, Ø 2.5 mm		
	Tª entre pasadas	50 – 55 °C						
	Tiempo	90'	45'	50'	40'	30'	40'	30'
Alternativa 1	Material aportación	Varilla Ø 2.4 mm	Electrodo, Ø 3.25 mm			Electrodo, Ø 2.5 mm		
	Tª entre pasadas	150 °C	160 °C	170 °C	180 °C	180 °C	180 °C	180 °C
	Tiempo	120'	45'	50'	40'	30'	40'	30'
Alternativa 2	Material aportación	Varilla Ø 2.4 mm	Electrodo, Ø 3.25 mm			Electrodo, Ø 2.5 mm		
	Tª entre pasadas	180 - 200 °C						
	Tiempo	90'	45'	45'	45'	30'	35'	30'

Tabla 11. Parámetros de soldadura

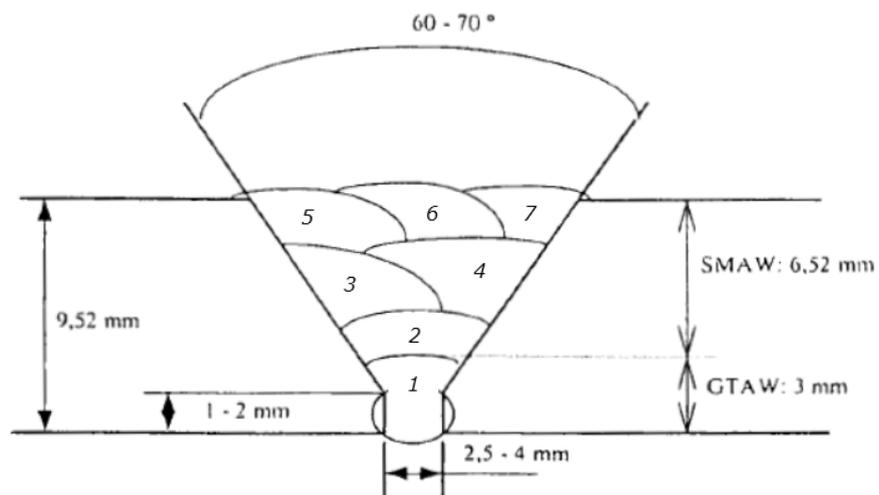
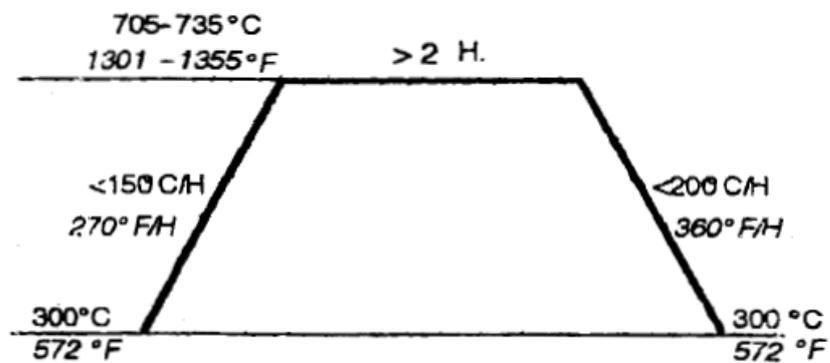


Ilustración 33. Esquema de pasadas de soldadura GTAW y SMAW.

2.2.3 Tratamiento posterior a la soldadura (PWHT)

El tratamiento térmico efectuado sobre las muestras una vez realizada la soldadura consistió en un calentamiento en un rango de temperaturas de 700 °C a 750 °C, realizado con termopares, con un tiempo de permanencia a dicha temperatura de dos horas y un enfriamiento hasta temperatura ambiente en aire en calma.



Gráfica 24. Croquis de tratamiento térmico post soldadura. (Gráfica aportada por Nuclenor)

2.3 ANÁLISIS Y ENSAYOS.

Seguidamente, se procederá a una explicación de las pruebas y ensayos realizados para justificar la eliminación de los tratamientos térmicos postsoldadura y precalentamiento.

2.3.1 Análisis de composición química

La composición del acero ha sido determinada mediante un analizador de carbono y azufre Leco CS 300 y análisis mediante absorción atómica AAS en un espectrofotómetro PERKIN-ELMER 3110. Los análisis correspondientes a las dos primeras técnicas fueron realizados en el laboratorio de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Escuela Politécnica Superior de Ferrol.

✓ Análisis de azufre y carbono

El equipo empleado para la determinación del carbono contenido en el acero estudiado se empleó un analizador de carbono/azufre de la marca Leco, modelo CS-300 con las siguientes características:

- Rango de medida: 0.0002-3.5 % de C y 0.0002-0.35 % de S, para un tamaño de muestra de 1 gramo.
- Precisión: 2 ppm
- Horno de inducción: 2.2 kW



Imagen 7. Analizador de azufre y carbono. (Fotografía cortesía de la Escuela Politécnica Superior Ferrol)

El tamaño de muestra adecuado para el LECO CS-300 es de un gramo, que se introduce en el horno de inducción junto a un elemento acelerador de la combustión. La atmósfera del horno se purga con oxígeno para evitar la presencia durante el ensayo de impurezas. Durante la combustión en atmósfera de oxígeno puro se produce la oxidación de todos los elementos de la muestra, y se forma CO y, mayoritariamente CO₂, junto con el correspondiente SO₂. Los gases de combustión se analizan mediante infrarrojos, determinándose el contenido en C y S de los mismos.

✓ *Espectroscopia de absorción atómica (AAS)*

Esta técnica determina la concentración de elementos en solución, por lo que la muestra debe disolverse.

Para la determinación de la concentración se emplea una fuente de emisión que produce un espectro particular para cada elemento. Cuando una determinada longitud de onda de esa radiación atraviesa vapor que contiene átomos del mismo elemento que la fuente, parte de esa radiación se absorbe, por lo que se observa un decrecimiento en la señal recogida. La variación en la señal es función de la cantidad de elemento que hay dentro del vapor.

El equipo empleado para la determinación de la composición química del acero es un espectrofotómetro de absorción atómica PERKIN-ELMER modelo 3110, con posibilidad de obtener el vapor mediante llama de aire-acetileno o protóxido de nitrógeno-acetileno.



Imagen 8. Espectrofotómetro de absorción atómica. (Fotografía cortesía de la Escuela Politécnica Superior Ferrol)

2.3.2 Análisis metalográfico.

Para complementar el estudio se realizó un análisis metalográfico de cada una de las zonas de la soldadura (metal base, zona de afectación térmica y zona de soldadura) para cada una de las alternativas del procedimiento de soldadura propuestas. El ataque previo a la observación en el microscopio óptico se ha realizado con Nital al 3 %.

Para el análisis metalográfico se cortaron muestras con una superficie de 0,7 mm² para proceder a su embutición en resina de moldeo. Para ello se empleó el siguiente equipamiento:

- Cortadora metalográfica TECNICUT de TECNIMETAL
- Prensa metalográfica TECNIPRES de TECNIMETAL
- Horno calefactor: 400 W
- Molde: pastillas de 30 mm de diámetro
- Refrigeración: mediante refrigerador de aluminio de aletas
- Resina de moldeo: temperatura de polimerización entre 70 °C y 100 °C con una presión en torno a 200 bar y temperatura de desmolde entre 40 °C y 50 °C.

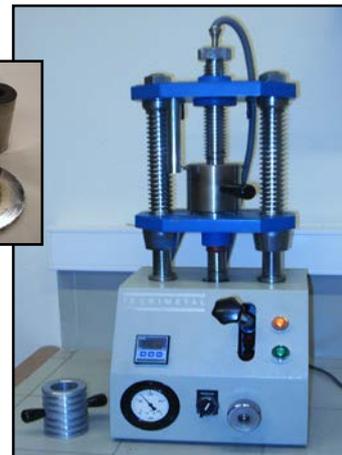
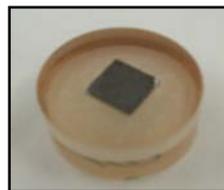


Imagen 9. Cortadora, empastilladora, enfriador, accesorios de moldeo y probeta empastillada.
(Fotografía cortesía de la Escuela Politécnica Superior Ferrol)

Posteriormente se procedió al lijado manual de las muestras, seguido de un pulido mecánico realizado en una pulidora – lijadora TECNIPOL de TECNIMETAL que permite una velocidad de giro de 200 o 400 rpm.



Imagen 10. Pulidora. (Fotografía cortesía de la Escuela Politécnica Superior Ferrol)

Para la observación microscópica se llevó a cabo ataque químico, empleando como reactivo Nital-3 (solución de ácido nítrico en alcohol al 3 %). El microscopio óptico utilizado fue un OLYMPUS modelo BH2 que permite obtener microfotografías con aumentos de 50, 200, 500 y 1000. El microscopio lleva acoplada una cámara SONY, modelo CMA-D2, para la obtención de las fotografías en formato digital.

2.3.3 Ensayo de dureza.

La dureza de un material depende de muchas de sus propiedades, por lo que la definición de la misma es muy compleja. En general, se puede decir que la dureza de un material es la resistencia superficial que se opone a la deformación.

La dureza se ha determinado mediante el ensayo Vickers, que emplea un penetrador en forma de una pirámide cuadrangular de diamante construida de manera que el ángulo entre caras opuestas sea de 136° . De esta forma se consiguen varios objetivos:

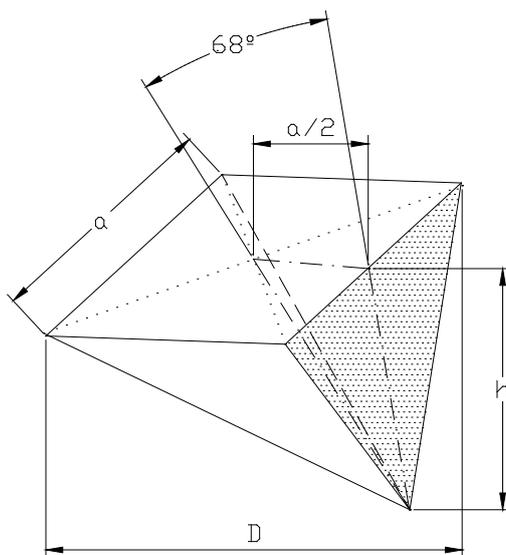
- 1.- Una mayor penetración debida a la mayor dureza del diamante que facilita la utilización del método en materiales más duros.
- 2.- Se facilita la medida de la superficie de la huella como consecuencia de la forma piramidal del penetrador.
- 3.- Utilizando un ángulo entre caras de 136° se garantiza la obtención de huellas geoméricamente semejantes, considerando una diagonal D igual a la semisuma de las diagonales de la huella.

Puesto que las impresiones que se obtengan son equivalentes, la medida de la dureza Vickers es independiente de la carga aplicada, pudiendo variar ésta entre 1 y 120 kg. Los valores más empleados son de 1, 5, 10, 20, 30, 60 y 100 kg.

El cálculo de la dureza también se realiza a partir de la carga y de la superficie de la huella:

$$H = P/S$$

La superficie S será la suma de cada una de las cuatro caras triangulares de la pirámide de la *ilustración 34*.



$$\text{sen } 68 = \frac{a/2}{h} \rightarrow h = \frac{a/2}{\text{sen } 68}$$

$$S_i = \frac{1}{2}ah \rightarrow S_i = \frac{a^2}{4 \text{sen } 68}$$

$$S_t = 4S_i \rightarrow S_t = \frac{a^2}{\text{sen } 68}$$

Ilustración 34. Esquema del penetrador.

La relación entre la arista y la diagonal en un cuadrado es:

$$a^2 = \frac{D^2}{2}$$

así que sustituyendo en la expresión de la superficie, se obtiene esta en función de la diagonal:

$$S_t = \frac{D^2}{2 \operatorname{sen} 68}$$

Finalmente la expresión para el cálculo de la dureza Vickers que se obtiene es:

$$HV = \frac{P}{S_t} \rightarrow HV = \frac{1.8544P}{D^2} \quad D \equiv \text{Semisuma de las diagonales de la huella}$$

El equipo empleado para la determinación de la dureza de las muestras es un Hoytom modelo 1003-A con las siguientes características:

- Cargas disponibles: 31,25, 60, 62,5, 100, 125, 150 y 187,5 kg.
- Penetradores disponibles: esfera de acero de 1/16", esfera de acero de 1/8", esfera de acero de 2.5 mm, esfera de acero de 5 mm, cono de diamante con un ángulo en el vértice de 120° y pirámide de diamante con un ángulo en el vértice de 136°.
- Aplicación de carga: velocidad controlada y regulable y pesos intercambiables desde el exterior.
- Ensayos disponibles: ensayo Brinell, Vickers y Rockwell B y C



Imagen 11. Durómetro. (Fotografía cortesía de la Escuela Politécnica Superior Ferrol)

En este caso, se realizaron medidas de microdureza Vickers sobre cada una de las zonas de las tres alternativas barajadas en el estudio y sobre las huellas de desgaste obtenidas en el ensayo pin on disk. La carga de ensayo fue de 200 g y el tiempo de aplicación de 20 s.

2.3.4 Ensayo de desgaste.

Para el estudio del comportamiento tribológico de las distintas zonas de cada una de las soldaduras alternativas se realizaron ensayos "pin on disk" sin lubricación según la norma correspondiente al ensayo de desgaste en un tribómetro de la marca Microtest.

Norma ASTM G99. Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus [6]

Procedimiento:

En este ensayo se emplea un "pin" con punta redondeada posicionado perpendicularmente a un disco plano y que se mueven de manera que el "pin" describe una trayectoria circular sobre el disco. El "pin" es presionado contra

el disco con una fuerza determinada. Este es el ensayo que se llevará a cabo con las probetas.

Parámetros de ensayo:

- Fuerza aplicada: inferior a 10000 N
- Velocidad: 0,001-10 m/s
- Duración del ensayo: 1000-1000000 s

Resultados:

- Masa o volumen de material desgastado
- Examen de la superficie desgastada
- Coeficiente de fricción

El equipo consiste en un disco giratorio sobre el que se coloca uno de los materiales bajo ensayo y que es cargado a través de un elemento (del otro material bajo ensayo) tipo punzón, bola o superficie plana por medio de un peso conocido (hasta 60 N). El sistema es controlado por ordenador (velocidad regulable) y se pueden obtener y registrar diferentes parámetros:

- Fuerza de rozamiento
- Coeficiente de rozamiento
- Desgaste
- Temperatura



Imagen 12. Detalle del punzón, peso y sujeción de probeta en el "pin on disk". (Fotografía cortesía de la Escuela Politécnica Superior Ferrol)

El conjunto permite además modificar el radio de fricción, de manera que se pueden efectuar ensayos con contacto en zona "nueva".

El sistema de control incluye el *software MT4002*, para la realización de ensayos y el tratamiento de datos. El equipo base se puede equipar con diferentes accesorios para condiciones de ensayo particulares y la medida de magnitudes mecánicas adicionales.

Dada la influencia del acabado superficial en los resultados que se obtienen en este tipo de ensayos de desgaste se ha tenido un cuidado especial en la preparación previa de las muestras, asegurando que todas ellas presenten un valor de rugosidad similar e inferior en todos los casos a 0,1 micras.

El procedimiento consiste en primer lugar, en la limpieza de las probetas, y seguidamente se pesan. Se insertan en el dispositivo de sujeción, de tal manera que la probeta se encuentre perpendicular al eje de rotación.

A continuación, se coloca el pin en su dispositivo de sujeción, de tal manera que quede perpendicular a la muestra, y así se obtenga el mejor contacto. Se aplica la carga apropiada al pin, de acuerdo a las condiciones de desgaste que se quieren medir. Se enciende el motor y se ajusta la velocidad (rpm) hasta el valor deseado.

Para todas las muestras los *parámetros de ensayo* fueron los mismos:

- Carga de 10 N
- Velocidad de giro de 200 rpm
- Radio de 3 mm
- Temperatura de 200 °C, (temperatura de operación)
- Duración del ensayo fue de 1 hora.
- El pin empleado fue una bola de acero cromado de 4 mm de diámetro con una dureza en torno a 775 HV.

La resistencia al desgaste se determinó como la pérdida de masa experimentada en cada caso por la muestra ensayada después del proceso controlado de desgaste. La medida de la masa en cada una de las etapas de ensayo se determinó mediante una balanza analítica SCALTEC modelo SBC 22 con precisión de 0.00001 g.



Imagen 13. Balanza para medición de la masa con precisión de 0.00001 g. (Fotografía cortesía de la Escuela Politécnica Superior Ferrol)

Se determinó también el coeficiente de fricción experimentado por las diferentes alternativas en cada una de las zonas consideradas.

2.3.5 Ensayo de resiliencia.

Los ensayos de resiliencia se emplean para determinar las características de ductilidad o fragilidad de los materiales e intentar predecir cuál será su respuesta una vez puestos en servicio.

Antes de poder hacer esto hay que conocer una serie de conceptos que permiten hacer una diferenciación posterior de estos dos comportamientos.

Fractura dúctil y frágil. Cuando un sólido se divide en dos o más partes decimos que se ha producido una fractura del mismo, pero según como haya ocurrido distinguimos:

- *Fractura dúctil:* Se produce con una deformación plástica apreciable, de forma que si se recomponen los fragmentos la

geometría del conjunto es muy distinta de la existente antes de la rotura. Las dimensiones finales son muy distintas a las de partida. Si después de la fractura observamos la sección de rotura podemos observar que presenta aspecto mate y apariencia fibrosa.

- *Fractura frágil:* En este caso ocurre sin deformación plástica macroscópicamente apreciable, de manera que si se recomponen los fragmentos el conjunto recupera la forma y dimensiones originales. Es una rotura catastrófica, se produce sin previo aviso. La apariencia de la sección de rotura en un material frágil es granular y brillante.

En general la fractura que se obtiene tiene un carácter mixto, clasificándose como dúctil o frágil en función de cuál es la preponderante.

Tenacidad y resiliencia. La tenacidad es el trabajo o energía que absorbe un material en su deformación y ruptura. Se corresponde con el área que encierra la curva de esfuerzo – deformación.

La resiliencia se define como la resistencia de los materiales a la rotura frágil. Es la relación entre el trabajo absorbido en la rotura y el área de la sección.

El ensayo Charpy consiste en romper de un solo golpe mediante un péndulo una probeta en general entallada en su centro y apoyada en sus extremos para determinar la energía absorbida en el proceso.

La probeta se sitúa horizontalmente, y el péndulo a una cierta altura por encima del nivel de la probeta. Se deja caer libremente el péndulo de manera que incide, cuando alcanza su posición más baja, sobre la probeta en el punto medio de la misma en la superficie opuesta a la entalla.



Imagen 14. Detalle de probeta Charpy en posición de ensayo. (Fotografía cortesía de la Escuela Politécnica Superior Ferrol).

Parte de la energía del péndulo se invierte en la rotura de la probeta, de forma que después de incidir sobre la probeta continúa ascendiendo hasta una determinada altura inferior a la de partida.

El cálculo de la energía absorbida por la probeta es el siguiente:

$$\tau = PL(\cos \beta - \cos \alpha)$$

donde:

α \equiv Ángulo del péndulo en la posición inicial

β \equiv Ángulo del péndulo en la posición final

En general los valores están tabulados considerando las pérdidas por rozamiento y resistencia del aire.

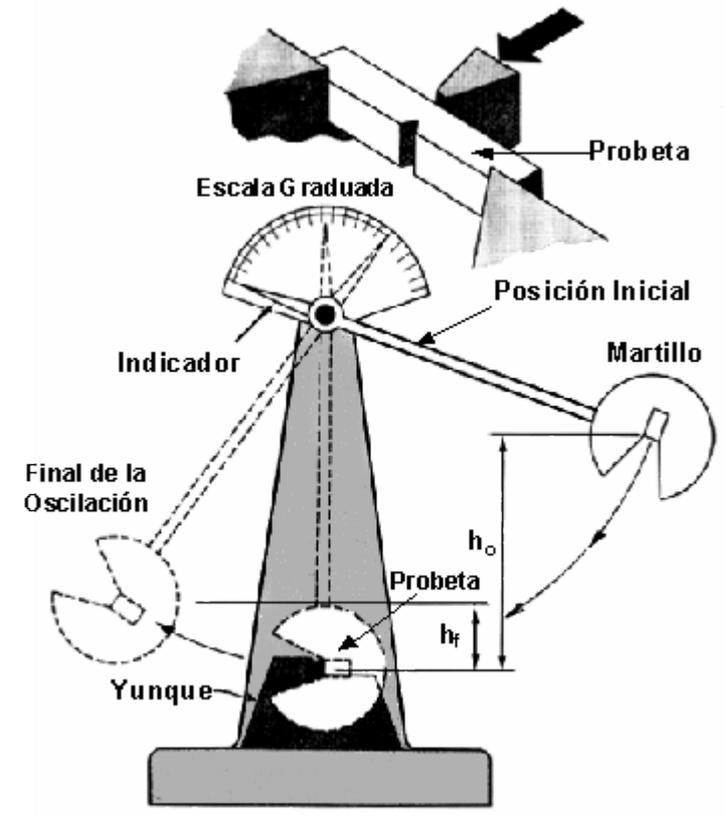


Ilustración 35. Esquema péndulo Charpy. (Ilustración "Introducción a la Ciencia de materiales para ingenieros". James F. Shackelford)

Capítulo 3

Resultados y discusión

Para la exposición de los resultados se va a emplear la nomenclatura utilizada en el procedimiento experimental:

- **Cupón A (procedimiento tradicional)**: Procedimiento de soldadura que incluye el precalentamiento previo y el tratamiento térmico posterior.
- **Cupón B (alternativa 1)**: Procedimiento de soldadura que incluye únicamente el precalentamiento previo.
- **Cupón C (alternativa 2)**: Procedimiento de soldadura que omite tanto el precalentamiento previo como el tratamiento térmico posterior.

Y dentro de cada cupón distinguimos las mismas zonas según las siglas:

- **MB**: Metal base
- **ZAT**: Zona de afectación térmica de la soldadura
- **SOL**: Zona del cordón de soldadura

3.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ACERO.

El estudio se ha realizado sobre las uniones soldadas de tuberías con un espesor de 0,37" (9.52 mm), y el material soldado es un acero A 335 Gr. P11, cuya composición determinada mediante un analizador de carbono y azufre Leco CS 300, y análisis mediante absorción atómica en un espectrofotómetro PERKIN-ELMER 3110 se muestra en la *tabla 12*.

C %	S %	Mn %	Si %	Cr %	Mo %
0,14	0,004	0,30	0,78	1,2	0,5

Tabla 12. Composición química del acero

Según la composición mostrada en la tabla, el carbono equivalente del acero calculado según la expresión indicada por el *International Institute of Welding* sería el siguiente:

$$C.E. = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%Va}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} = 0.14 + \frac{0.30}{6} + \frac{1.2 + 0.5}{5} = 0.5$$

3.2 RESULTADOS DE ENSAYO DE DUREZA.

Cupón A		
MB	ZAT	SOL
188	194	226,5
207,6	181,6	240,6
211,9	173	250,4

Tabla 13. Resultados de dureza cupón A

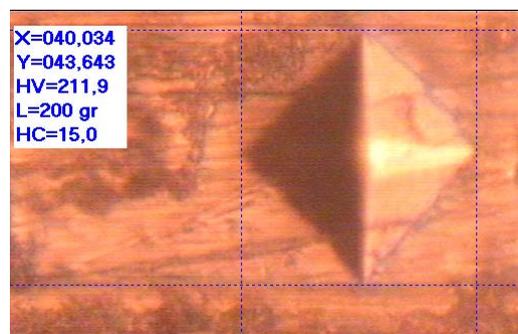
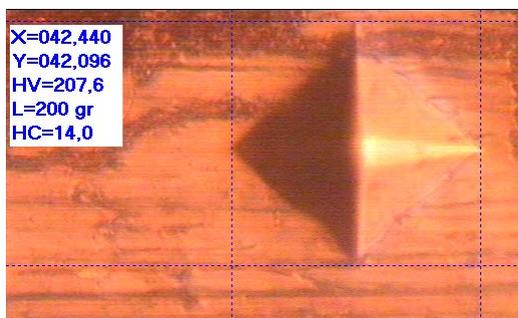
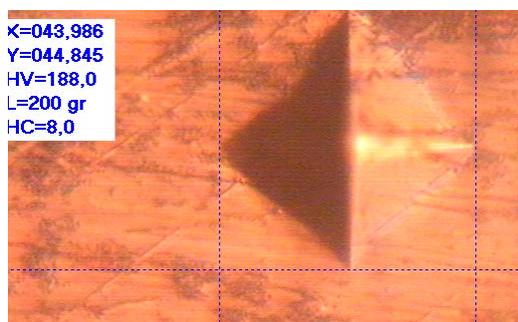


Imagen 15. Huellas Vickers del metal base en el cupón A

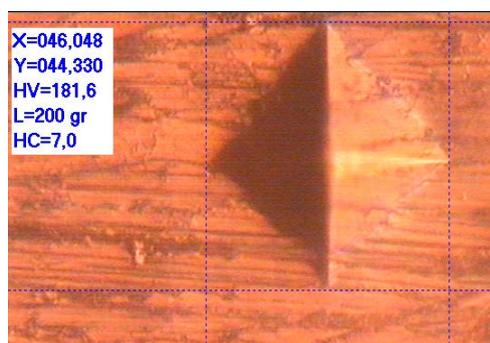
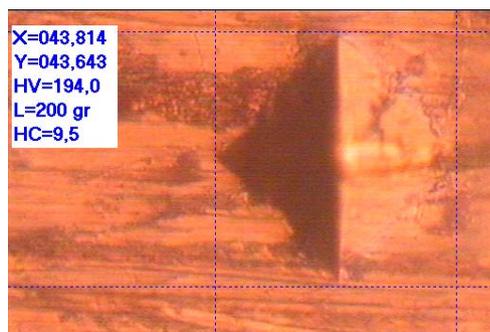


Imagen 16. Huellas Vickers de la zona de afectación térmica (ZAT) del cupón A

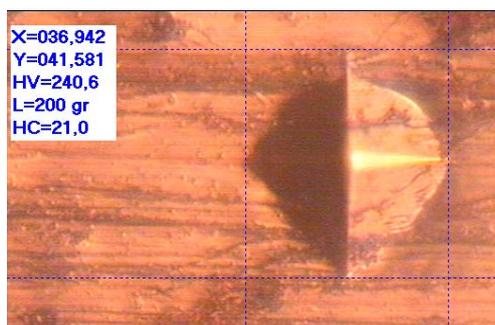


Imagen 17. Huellas Vickers de la zona de soldadura (SOL) del cupón A

Cupón B		
MB	ZAT	SOL
215,4	236,4	259,6
201	229,4	252,6
220,8	233,4	256

Tabla 14. Resultados de dureza cupón B

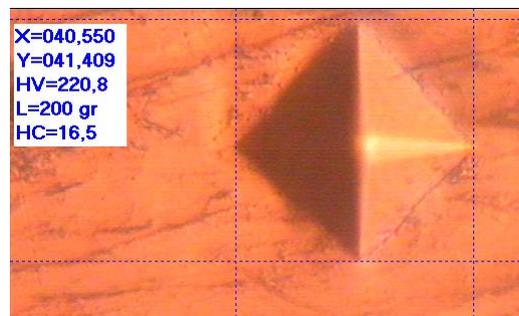
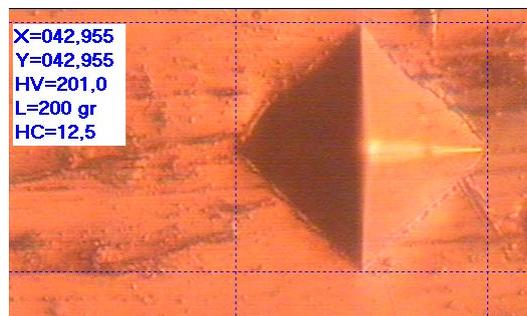
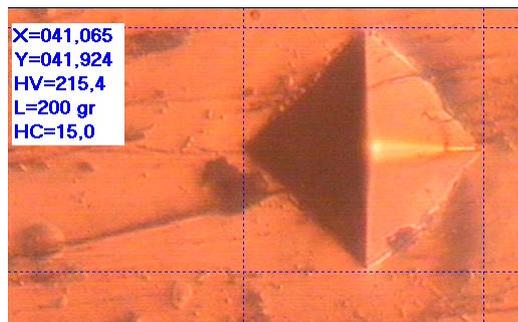


Imagen 18. Huellas Vickers del metal base en el cupón B

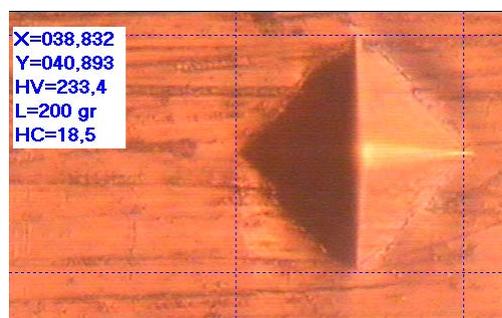
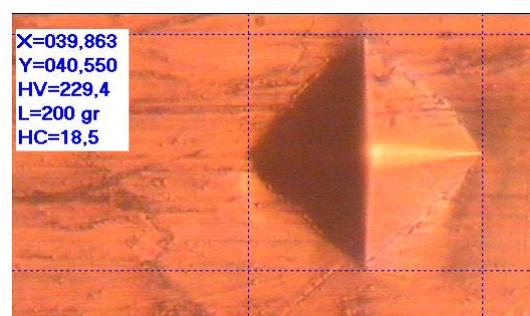
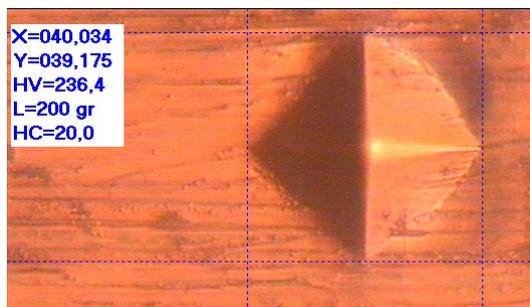


Imagen 19. Huellas Vickers de la zona de afectación térmica (ZAT) del cupón B

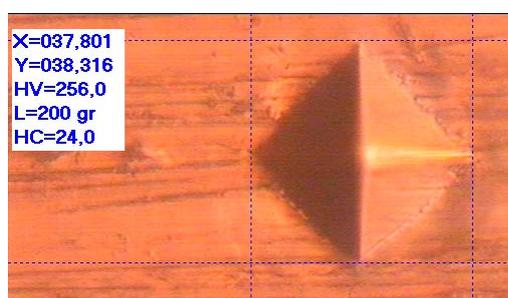
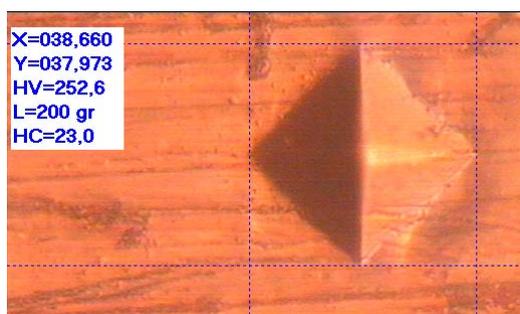
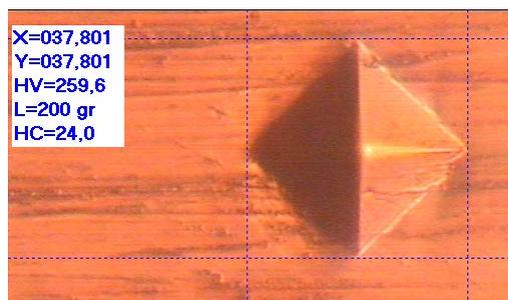


Imagen 20. Huellas Vickers de la zona de soldadura (SOL) del cupón B

Cupón C		
MB	ZAT	SOL
249,3	317,2	289
219,9	335,5	310,9
234,4	284,9	317,2

Tabla 15. Resultados de dureza cupón C

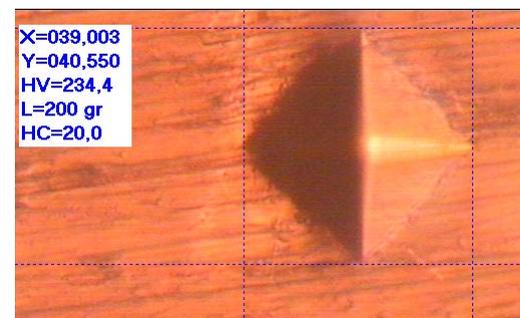
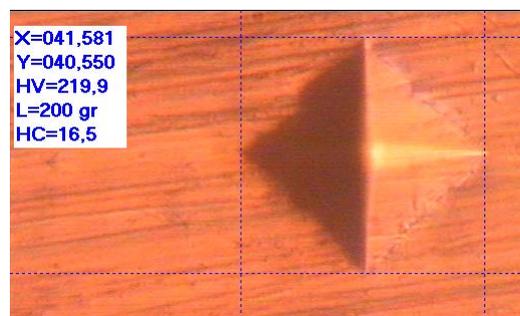
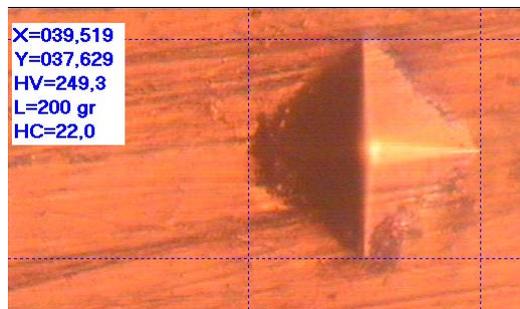


Imagen 21. Huellas Vickers del metal base en el cupón C

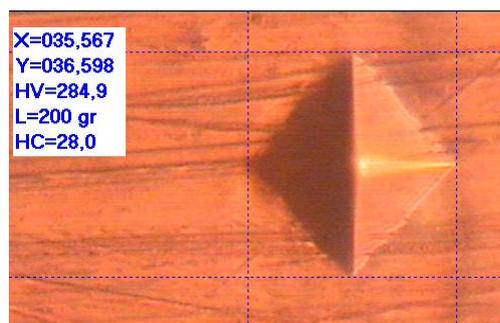
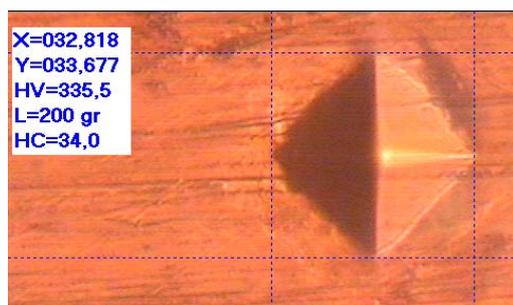
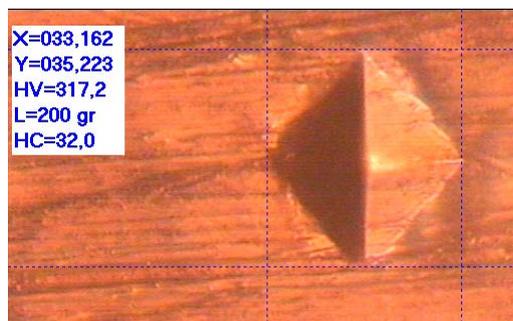


Imagen 22. Huellas Vickers de la zona de afectación térmica (ZAT) del cupón C

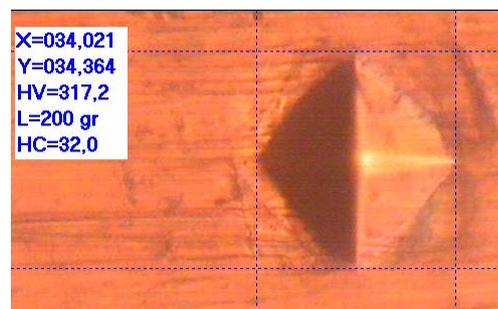
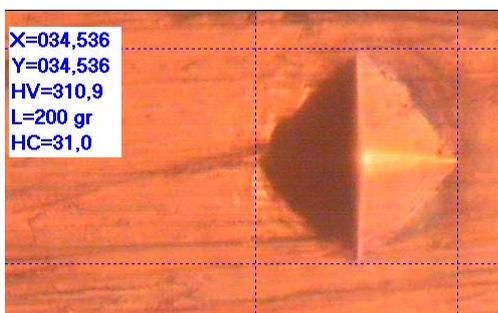
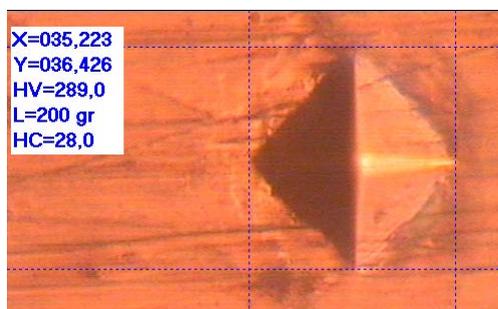


Imagen 23. Huellas Vickers de la zona de soldadura (SOL) del cupón C

En las *tablas 13, 14 y 15* se muestran los resultados de los ensayos de dureza efectuados para las tres alternativas ensayadas en función de la localización de la medida.

Se efectuaron tres medidas, lo suficientemente alejadas para evitar efectos sobre las medidas contiguas (aproximadamente tres veces la medida de la diagonal media de la huella).

Se puede observar en las tablas, como la dureza medida, varía dependiendo de las zonas: metal base, zona de afectación térmica y soldadura.

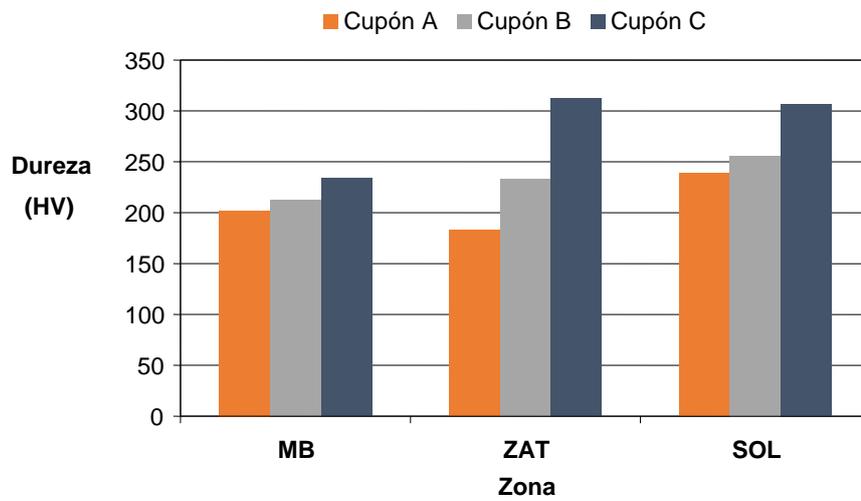
En el cupón A, con el procedimiento de soldadura tradicional (con precalentamiento y PWHT), en todas las zonas los valores (menos uno) están por debajo de la dureza medida en los otros cupones. Dentro de las medidas realizadas, el valor de dureza en la zona de afectación térmica es el menor de las tres zonas, y el mayor valor se encuentra en la soldadura. El resultado en general es muy bueno, ya que presenta valores alrededor de 200 HV en soldadura y ZAT. El material base muestra menor dureza tras el PWHT, inferior a los cupones B y C.

Para el cupón B, el menor valor medido se encuentra en el metal base, y el mayor en la zona de soldadura, siendo ambos valores cercanos al cupón A. Se puede determinar que muestra durezas intermedias a los otros dos cupones.

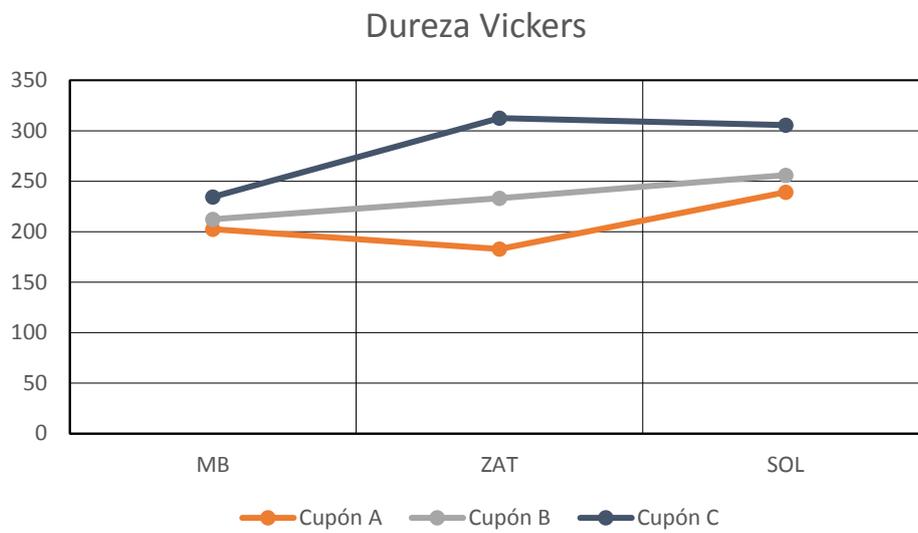
En el caso del cupón C, hay una mayor diferencia entre la dureza del metal base y la que se encuentra en las otras dos zonas, siendo mayor la de la zona de afectación térmica.

En general, el cupón C (sin precalentamiento ni PWHT), presenta los mayores valores de dureza en todas las zonas, y el cupón A (con precalentamiento y PWHT), las menores.

Las diferencias más importantes ente cupones, se aprecian en la zona de afectación térmica.



Gráfica 25. Dureza de las diferentes zonas de la unión para los tres procedimientos considerados



Gráfica 26. Representación de los valores medios de dureza para cada cupón y muestra.

3.3 RESULTADOS DEL ENSAYO DE DESGASTE.

Cupón A	MB		ZAT		SOL	
	<i>Inicial</i>	<i>Final</i>	<i>Inicial</i>	<i>Final</i>	<i>Inicial</i>	<i>Final</i>
<i>Peso</i>						
<i>1ª medida</i>	32,2811	32,28467	32,27360	32,27233	32,36438	32,36184
<i>2ª medida</i>	32,28624	32,28478	32,27341	32,27238	32,36446	32,36198
<i>3ª medida</i>	32,28614	32,28478	32,27349	32,27240	32,36424	32,36201
Valor medio	32,28616	32,28474	32,2735	32,27237	32,36436	32,36194
Diferencia	0,00142		0,00113		0,00242	

Tabla 16. Resultados de desgaste cupón A

Cupón B	MB		ZAT		SOL	
	<i>Inicial</i>	<i>Final</i>	<i>Inicial</i>	<i>Final</i>	<i>Inicial</i>	<i>Final</i>
<i>Peso</i>						
<i>1ª medida</i>	32,49011	32,48729	32,27296	32,26975	32,52283	32,52003
<i>2ª medida</i>	32,48992	32,48722	32,27293	32,27081	32,52297	32,52005
<i>3ª medida</i>	32,48984	32,48724	32,27301	32,27097	32,52319	32,52017
Valor medio	32,48995	32,48725	32,27296	32,27051	32,52299	32,52008
Diferencia	0,00271		0,00246		0,00291	

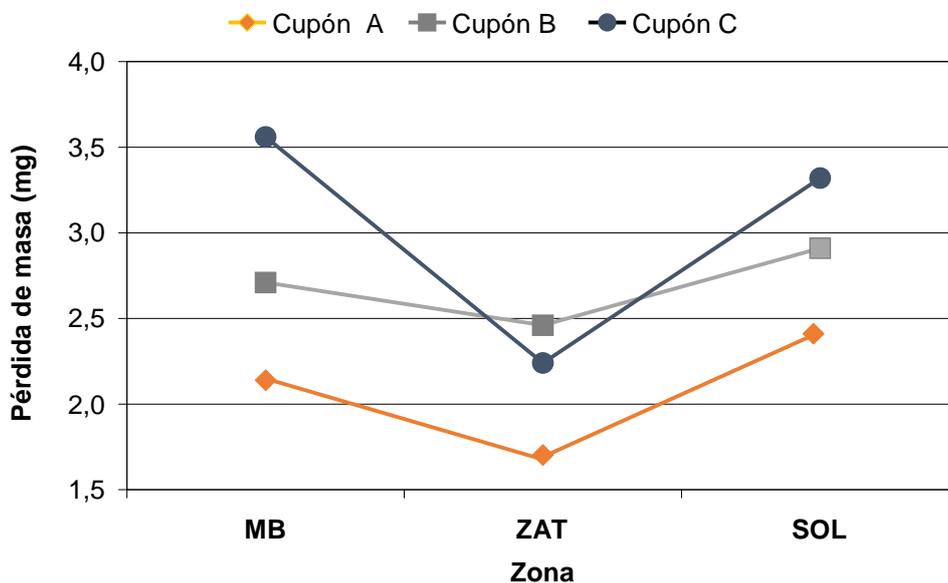
Tabla 17. Resultados de desgaste cupón B

Cupón C	MB		ZAT		SOL	
	<i>Inicial</i>	<i>Final</i>	<i>Inicial</i>	<i>Final</i>	<i>Inicial</i>	<i>Final</i>
<i>Peso</i>						
<i>1ª medida</i>	32,15003	32,14659	32,02106	32,01880	32,13453	32,13124
<i>2ª medida</i>	32,15005	32,14647	32,02114	32,01886	32,13451	32,13124
<i>3ª medida</i>	32,15012	32,14645	32,02109	32,01890	32,13451	32,13131
Valor medio	32,15006	32,14650	32,02111	32,018865	32,13462	32,13131
Diferencia	0,00356		0,00224		0,00332	

Tabla 18. Resultados de desgaste cupón C

Las *tablas 16, 17 y 18*, muestran la pérdida de masa que se ha medido en cada uno de los ensayos de desgaste efectuados sobre las distintas zonas de los tres cupones ensayados.

Para este caso se puede apreciar en la *gráfica 27*, como el mejor comportamiento frente al desgaste (menor pérdida de masa), lo presenta el cupón A, y el peor el cupón C, salvo en la zona de soldadura, donde el cupón A presenta una mayor pérdida.



Gráfica 27. Pérdida de masa experimentada, durante el ensayo pin on disk, en las diferentes zonas de la soldadura para los tres procedimientos considerados.

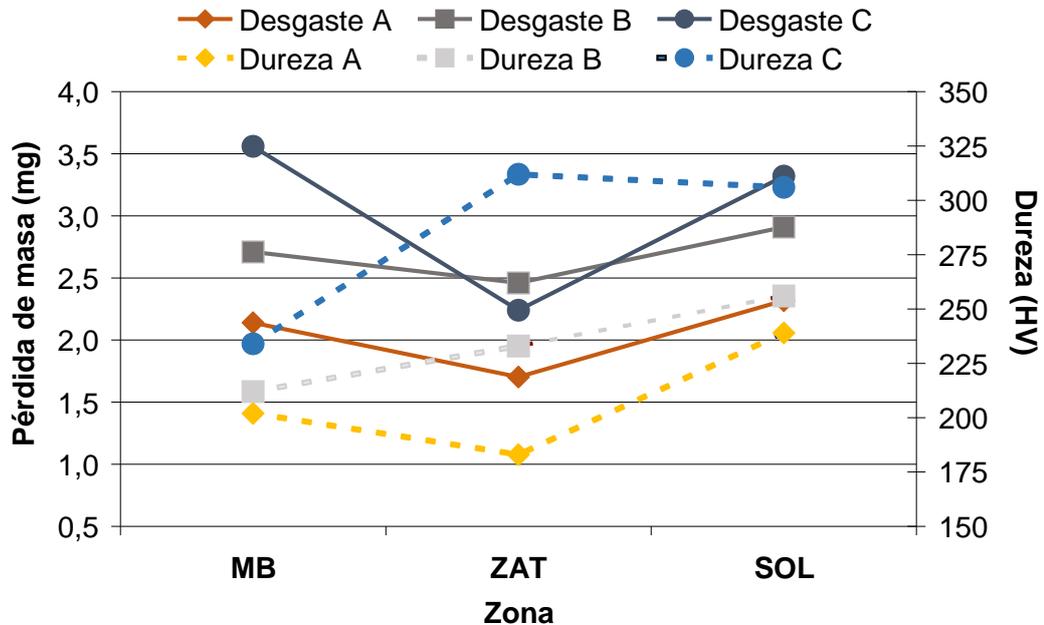
Si se comparan los resultados obtenidos en cada cupón para las diferentes zonas, se puede apreciar que tanto el cupón A como el C presentan bastante diferencia en la pérdida de masa que se mide en las diferentes zonas. La diferencia entre la zona que menos se desgasta (ZAT) y la de máximo desgaste es mayor del 110 % en el caso del cupón A y del 60 % para el C. En el caso del cupón B los resultados son más estables, y la diferencia se mantiene por debajo del 20 % en todos los casos.

El diferente comportamiento frente al desgaste en función de la zona que se estudia para los cupones A y C puede implicar una mayor distorsión en el flujo del fluido que transporta la tubería, debida a los cambios en la superficie, por lo que se puede agravar el problema de desgaste debido a las turbulencias que se generan.

También hay que considerar que las diferencias entre la pérdida de masa experimentada por las zonas que más se desgasten para los distintos cupones no son demasiado significativas. De esta forma, se puede presuponer que el mejor resultado frente al desgaste lo presentará el cupón B, aunque en términos absolutos no sea así.

El coeficiente de fricción medido en cada una de las zonas para los cupones A, B y C no presenta variaciones significativas, y se encuentra comprendido entre 0,64 y 0,70.

La *gráfica 28* muestra comparados los resultados de desgaste y dureza obtenidos para los tres cupones en función de la zona de ensayo.



Gráfica 28. Comparación entre la dureza y la resistencia al desgaste de cada una de las zonas de los tres cupones consideradas.

Puede observarse como tanto para el cupón B como sobre todo para el C, se observa una tendencia opuesta en función de las zonas entre la resistencia al desgaste y la dureza, de manera que cuanto mayor es la dureza en la zona menor es la pérdida de masa que se obtiene en el ensayo "pin on disk". De nuevo en este caso se ve que el cupón A no sigue este patrón, y en este caso las regiones con mayor dureza son las que se comportan peor al desgaste.

3.4 ESTRUCTURA METALOGRÁFICA.

La *imagen 24* muestra la microestructura del metal base para el caso del cupón A.

En esta figura puede observarse la estructura ferrítico-perlítica del acero, estructura que no se ve afectada significativamente por los diferentes tratamientos térmicos de los distintos cupones. El acero presenta un carbono equivalente del 0.5 %, tal y como se calculó anteriormente, por lo que este contenido dificulta la aparición de martensita como consecuencia de los ciclos térmicos a los que se someten los cupones durante los procesos de soldadura.

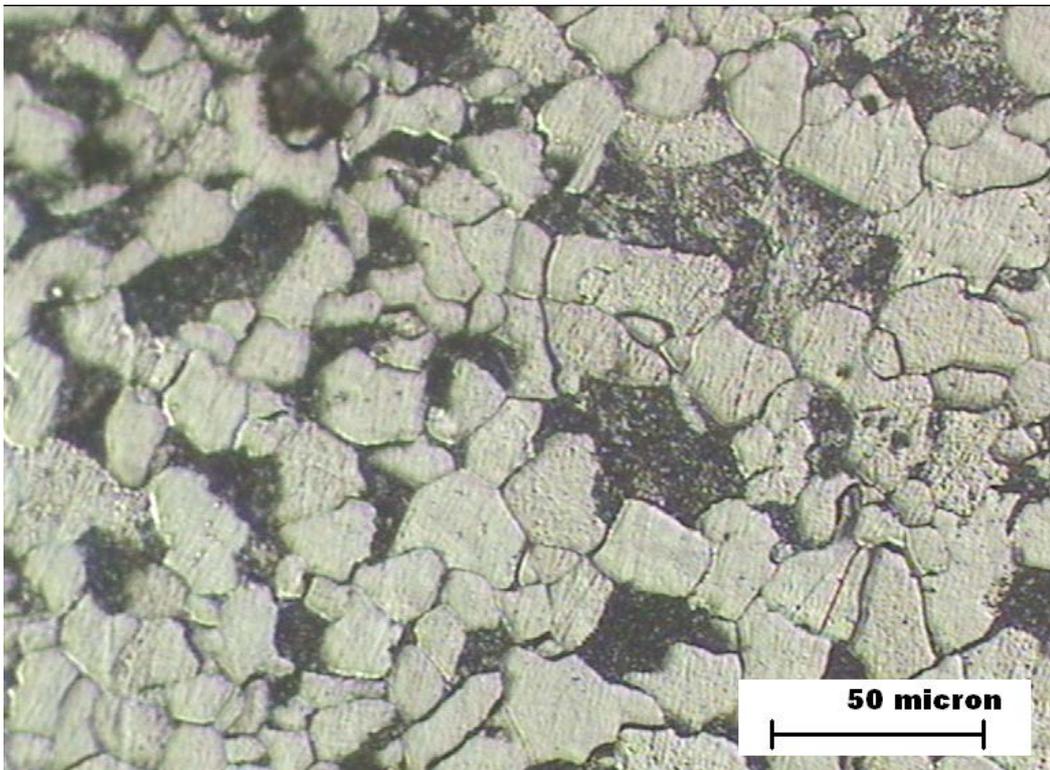


Imagen 24. Microestructura ferrítico-perlítica del metal base para el cupón A

Las *imágenes 25* y *26* muestran la microestructura de la zona de afectación térmica y del cordón de soldadura para el cupón A respectivamente.

Puede observarse como en la zona de afectación térmica se produce un aumento del tamaño de grano en relación al propio del metal base que se mostraba en la figura anterior, lo que implica una ligera disminución en el valor de la dureza medido en la ZAT frente al medido en el metal base del mismo cupón. En este caso la estructura que se observa es bainítica y no ferrítico-perlítica, lo que explica que la resistencia al desgaste de esta zona en el cupón A sea mayor.

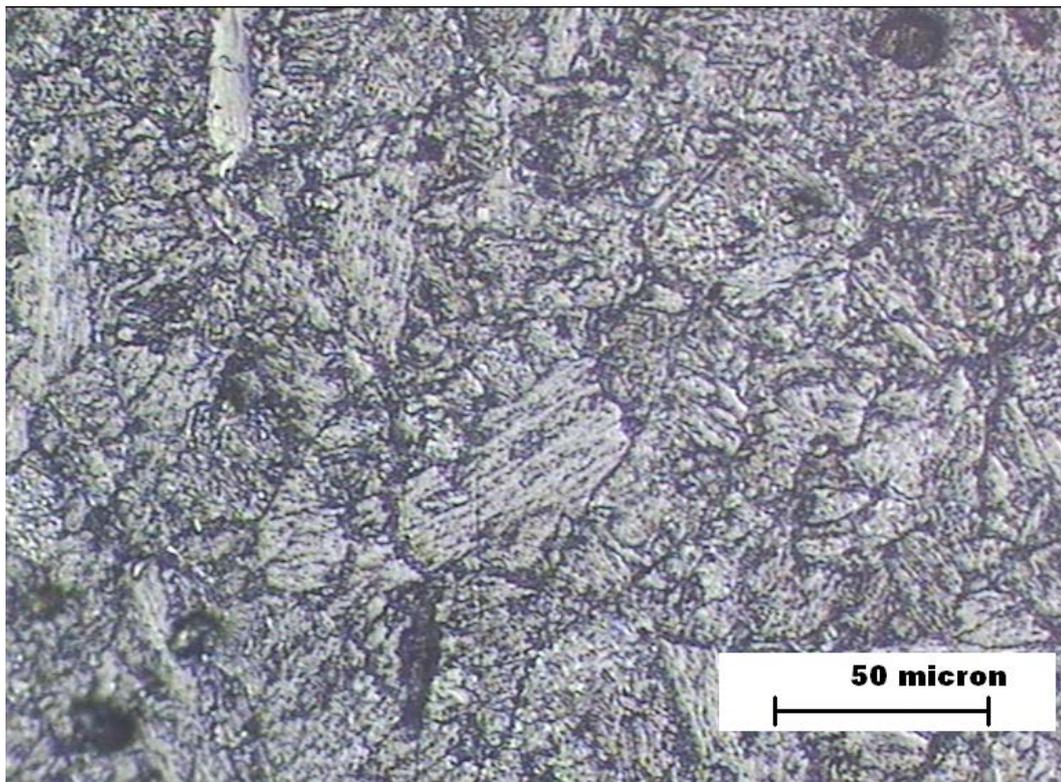


Imagen 25. Microestructura bainítica de la zona de afectación térmica para el cupón A

En el caso de cordón de soldadura (*imagen 26*) se observa la estructura columnar del material de aportación con la aparición de bandas estrechas de ferrita proeutectoide en el borde de grano, que presenta una dureza mayor que la del metal base. En este caso la estructura resultante presenta el mayor valor de dureza de las tres zonas consideradas en el estudio, sin embargo, la heterogeneidad de las fases es mayor, coexistiendo fases de diferente dureza, lo que implica que la respuesta frente al desgaste abrasivo sea peor.

En esta situación la fase más blanda minoritaria se arranca con mayor facilidad, lo que provoca una superficie más irregular que empeora la resistencia al desgaste que se mide.

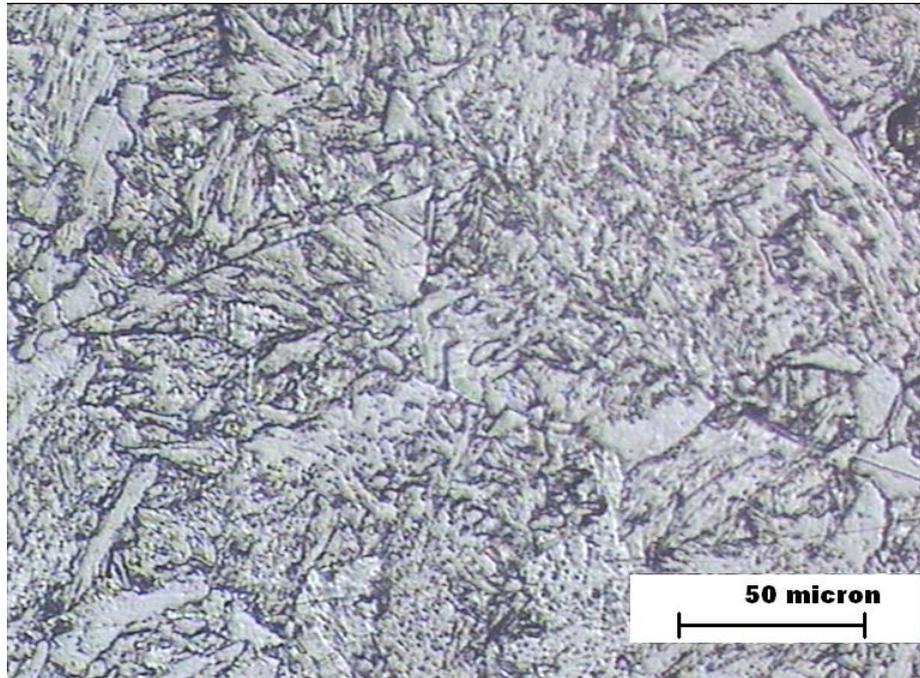


Imagen 26. Microestructura del cordón de soldadura para el cupón A

Las imágenes 27 y 28 muestran las zonas de afectación térmica y el cordón de soldadura para el cupón B. En la primera se puede apreciar un tamaño de grano menor que en la ZAT del cupón A y la presencia de porciones pequeñas de ferrita. Esta estructura implica un valor de dureza ligeramente superior al que se mide para el metal base después del proceso de soldadura, y sensiblemente superior al de la zona de afectación térmica del cupón A. La resistencia al desgaste es algo peor que la del cupón A, aunque la dureza que se mide es mayor. Esto se puede explicar en razón de la presencia de la ferrita que se observa en la figura, lo que provoca, tal y como ya se comentó para el caso anterior, una heterogeneidad mayor en la superficie que implica una respuesta frente al desgaste abrasivo menor que la que cabría esperar en función de la dureza que presenta. El cordón de soldadura presenta en este caso una estructura fina acicular bainítica de granos columnares del metal de aportación, junto con la presencia de pequeñas porciones de ferrita proeutectoide, que da como resultado una dureza semejante a la anterior.

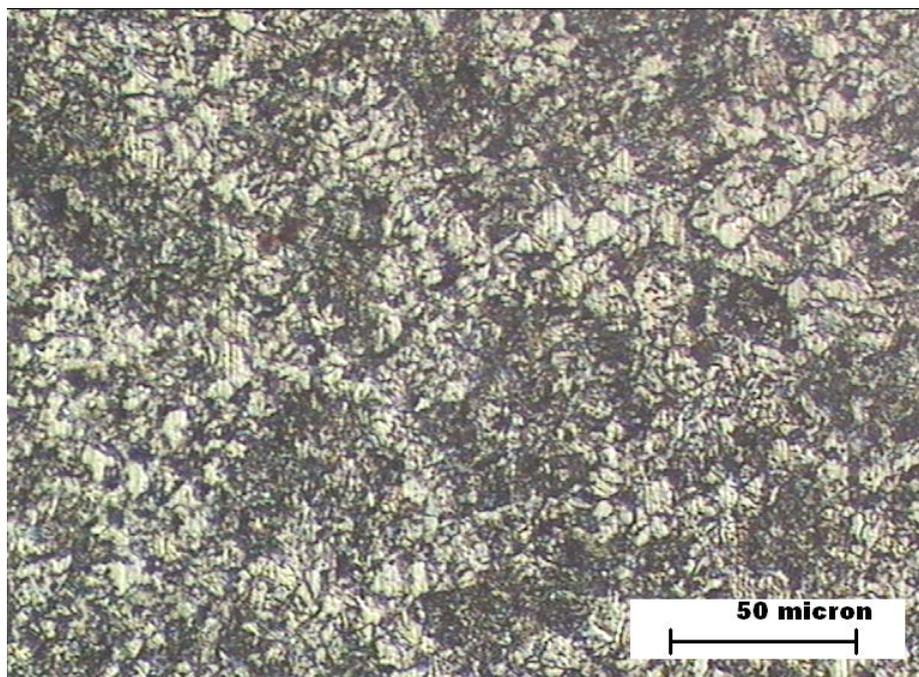


Imagen 27. Microestructura de la zona de afectación térmica para el cupón B

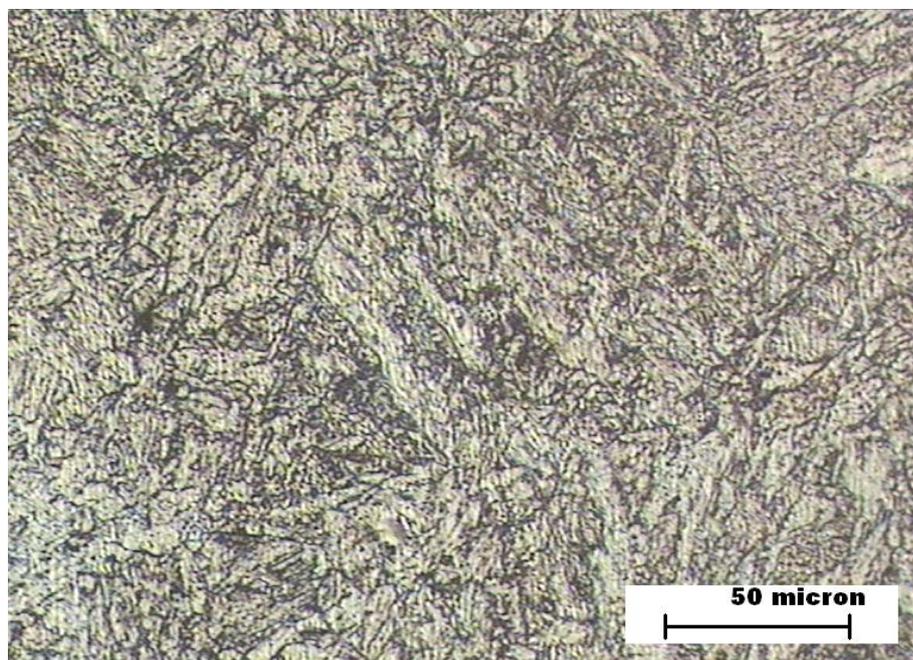


Imagen 28. Microestructura del cordón de soldadura para el cupón B

La *imagen 29* muestra una estructura fina formada por bainita con porciones dispersas de ferrita observada para la ZAT del cupón C, y la *imagen 30* muestra la estructura columnar del metal depositado y la presencia de ferrita proeutectoide con estructura Widmanstätten en el centro de los granos. En ambos casos la dureza que se alcanza es semejante y la mayor de todas las zonas y cupones que se han analizado. El comportamiento al desgaste de la zona de afectación térmica es muy semejante al que se obtiene para la misma zona del cupón B, mientras que el de la zona del cordón de soldadura es ligeramente peor.

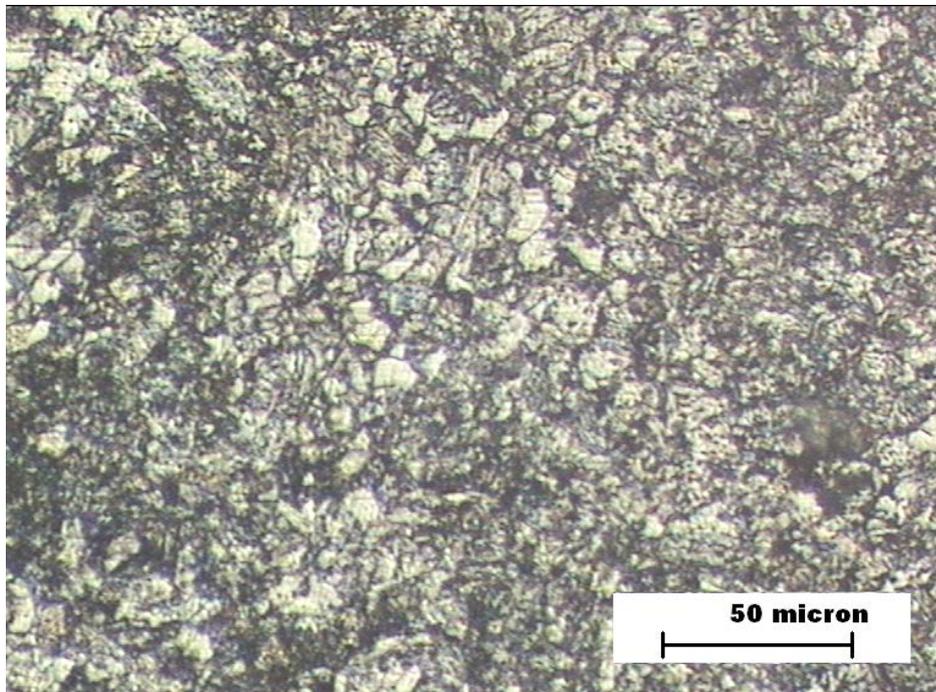


Imagen 29. Microestructura de la zona de afectación térmica para el cupón C

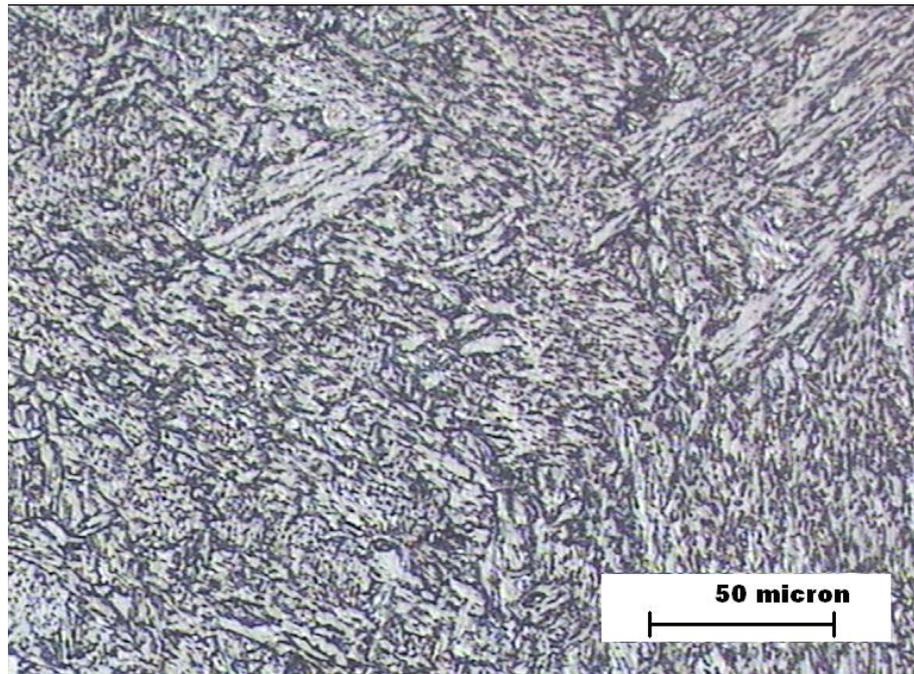


Imagen 30. Microestructura del cordón de soldadura para el cupón C

3.5 RESULTADOS DEL ENSAYO DE RESILIENCIA.

Todos los ensayos se han realizado a temperatura ambiente, y los resultados se muestran en julios.

Las superficies de las probetas se encuentran sin ralladuras ni entallas, y durante su mecanizado se han tomado las precauciones necesarias para evitar tensiones superficiales o calentamientos excesivos durante el mecanizado, para evitar cambios en la microestructura que afecten al resultado.

Las probetas debido al espesor del tubo son reducidas, son de dimensiones 10 x 7.5 x 55 mm y se les realiza una entalla en V de 45° y a 2 mm de profundidad en dirección a la superficie. Esta entalla se situó en el eje del cordón de soldadura, en la línea de fusión de la ZAT, y en la línea de transformación del metal base.

La distancia entre apoyos se fijó en 40 mm, y se realizó en el ensayo con una carga de 300 julios. La extracción de las mismas se realizó a una profundidad de 1 mm.

Se ensayan tres juegos de tres probetas cada uno, los cuales en cada uno de ellos, el centro de la probeta coincide en metal base (MB), otro en el que el centro de la probeta coincide con la zona afectada térmicamente (ZAT) y otro en el que el centro de la probeta coincide con la soldadura.

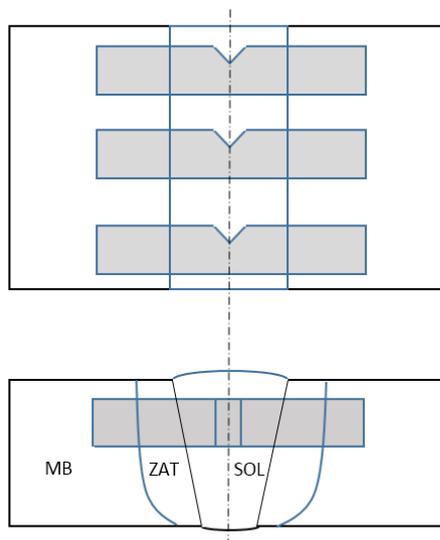


Ilustración 36. Juego de probetas para el ensayo Charpy en la zona de soldadura (SOL)

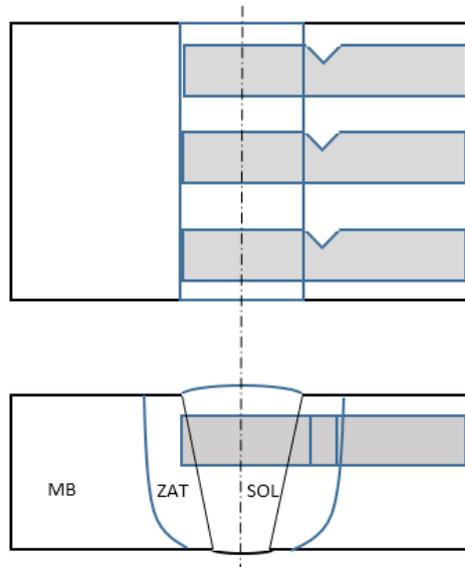


Ilustración 37. Juego de probetas para el ensayo Charpy en la zona de afectación térmica (ZAT)

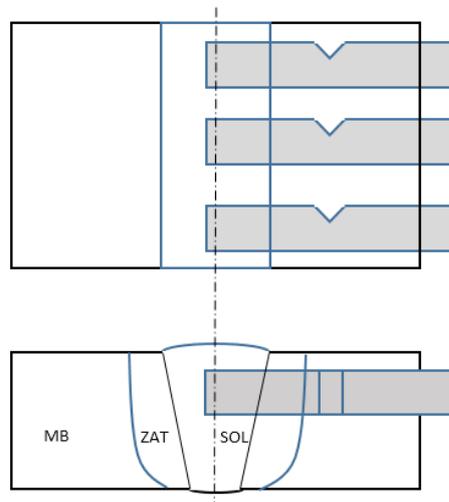


Ilustración 38. Juego de probetas para ensayo Charpy en la zona de metal base (MB)

Los resultados obtenidos se muestran en las siguientes tablas.

CUPÓN A		
MB	ZAT	SOL
158	160	140
150	143	144
163	160	150

Tabla 19. Resultados de resiliencia en Julios para el cupón A

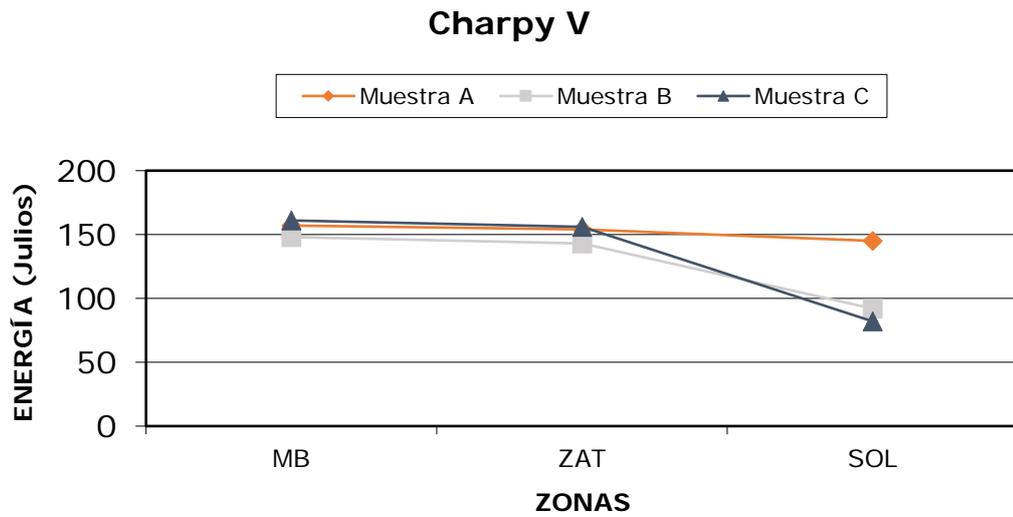
CUPÓN B		
MB	ZAT	SOL
143	148	98
150	140	90
150	142	89

Tabla 20. Resultados de resiliencia en Julios para el cupón B

CUPÓN C		
MB	ZAT	SOL
162	161	80
160	147	78
162	160	88

Tabla 21. Resultados de resiliencia en Julios para el cupón C

Gráficamente y trabajando con las medias de los resultados obtenidos en el ensayo para cada cupón, podemos visualizar mejor su comparación.



Gráfica 29. Comparación de los resultados del ensayo de resiliencia.

En la *gráfica 29*, se puede observar que sólo existe una variación significativa en la zona de soldadura, entre los cupones B y C, con el cupón A, donde podemos observar que es necesaria una mayor energía para las probetas del cupón A, mientras que el cupón B presenta, ligeramente, un mejor comportamiento que el cupón C.

Capítulo 4

Conclusiones

El objetivo de esta tesis fue el estudio del comportamiento frente a la corrosión acelerada por flujo (FAC) de las uniones soldadas de un acero de baja aleación, y cómo afecta dicha degradación a la posibilidad de considerar procedimientos de soldadura distintos a los determinados por los códigos de diseño.

- En cuanto al acero de baja aleación a estudiar, de especificación ASTM A335 Gr.P11 "Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High Temperature Service" con 1,25 %Cr - 0,5 %Mo clasificado como P4, es uno de los más empleados en las centrales de producción de energía debido a sus propiedades: buena resistencia mecánica, una aceptable corrosión en determinados ambientes y bajo tensión, además de su bajo coste. Su rango de temperaturas de uso llega hasta los 425 °C. En el caso a estudiar la temperatura de operación se encuentra entorno a los 200 °C, por debajo de su límite máximo.

La experiencia ha demostrado que su utilización en los equipos más expuestos a este tipo de degradación presenta una respuesta adecuada,

lo que determina que es la elección correcta para los equipos e instalaciones que lo utilizan, y en particular para el caso que nos ocupa.

- En cuanto a los procedimientos de soldeo definidos en los códigos de diseño existentes, B31.1 y ASME I, II y VIII, establece la realización de dos tratamientos térmicos a realizar durante el proceso:
 - Precalentamiento
 - Tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT)

Después de analizar dichos códigos, se determina que:

- ✓ *Es difícil poder justificar la eliminación del precalentamiento, y no parece factible, sobre todo trabajando con grandes diámetros de tuberías, ya que estas actúan como sumideros de calor, atenuando la función a realizar en esta etapa.*

Existen procesos que conllevan una alta aportación de calor, o la soldadura TIG que ofrece una baja aportación de hidrógeno; en estos casos podría plantearse con una disminución de la temperatura de precalentamiento, o incluso su eliminación.

- ✓ En cuanto al PWHT, los códigos de diseño afectados, presentan prácticamente las mismas condiciones para la realización del mismo en aceros P-4. La *posibilidad de eliminar este tratamiento*, se mantiene salvo por el criterio del espesor límite, que es de 0.5" (12,7 mm) en B31.1 y ASME III, y de 0.625" (15,875 mm) en ASME I y VIII. Pero, la relevancia de este criterio es cuestionable, ya que incluso el Código B31.1, más conservador, mantiene que el diámetro no es un criterio para eliminar el PWHT.

Se observa entonces, que los criterios establecidos dependen del conservadurismo que presente cada norma, y a su vez dependen del campo de aplicación, por ejemplo al mantenerlas para cualquier tipo de centrales con sistemas operando a alta presión y temperatura, y en el rango de fluencia de

los materiales, es necesario mantener unos márgenes de seguridad más amplios. El propio Código B31.1 *reconoce esta actitud conservadora y permite, previa justificación, la modificación de los criterios de aplicación.*

Podemos concluir tras la revisión de las normas que existe la **opción de eliminar el PWHT**, basándonos en:

- ✓ La posibilidad de eliminar el requisito (1), $NPS \leq 4''$ (101,4 mm), que surge analizando el documento EPRI-TR-108129 "Review of PWHT Requirements for P-4 and P-5A Cr-Mo Materials", que contempla dicha posibilidad, ya que está basado únicamente en la experiencia, sin haber sido demostrado en base a investigaciones específicas.
- ✓ El requisito (2) que establece un espesor $t \leq 5''$ (12,7 mm) en B31.1 y ASME III o $t \leq 0.625''$ (15,875 mm) en ASME I y VIII. El caso a analizar en esta tesis se centra en una tubería de espesor de 0,362" (9,2 mm), por lo tanto menor e inferior al establecido como límite.
- ✓ El requisito (3) indica un $\% C \leq 0,15 \%$, encontrándonos en este caso con un acero que posee un $\% C=0,14$ y un C.E.=0,5
- ✓ El requisito (4), condiciona a un precalentamiento de 120 °C.

Por otro lado y *atendiendo al comportamiento mecánico del acero*, podemos concluir que:

- El material de aportación al enfriarse sufre contracciones que provocan *tensiones residuales*, tanto longitudinales como circunferenciales, alrededor de la unión. La variabilidad de estas tensiones, se producen en el espesor y son tanto de tracción como de compresión, llegando a alcanzar valores entorno al límite elástico del material. La respuesta de los elementos unidos mediante soldeo a estas tensiones es la deformación, a menos que los elementos sean los suficientemente rígidos como para asumirla, y se produzca la rotura. La

rigidez de la tubería es directamente proporcional a su espesor, convirtiéndola en la variable que tiene mayor influencia sobre la rigidez.

Con espesor constante y a mayor diámetro de tubería, se observa un menor porcentaje de sección afectado por las tensiones residuales, pero por el contrario, la tubería es más deformable. En conclusión, un mayor diámetro contribuye a un menor riesgo de roturas, obviando la influencia de la geometría del elemento.

El Código B31.1 establece espesores de 0.047" (1.194 mm) y 0.080" (2.032 mm), para diámetros de 14" (355.6 mm) y 24" (609.6 mm), respectivamente; con presión de diseño de 100 psi (7.031 kg/cm²). En el caso a estudiar, la tubería presenta un espesor de 0,362" (9,2 mm), por lo que se puede suponer que este elemento va a estar sometido a una *baja sollicitación por parte de las tensiones residuales*.

- A la temperatura de diseño, 200 °C, los aceros del tipo P-4, *no sufren problemas de fluencia*, y por lo tanto no se justifica el PWHT.

Para confirmar la conclusión de eliminación del tratamiento térmico posterior a la soldadura, se han realizado análisis metalográficos, y ensayos de resiliencia, dureza y desgaste, y así verificar que la degradación que sufre el acero debido a la FAC no afecta a su comportamiento en servicio.

Para ello, se han analizado cupones de uniones soldadas con diferentes procesos de soldeo, consistentes en:

- Cupón A. Procedimiento con precalentamiento y tratamiento térmico posterior (PWHT). Según código de diseño.
- Cupón B. Procedimiento con precalentamiento y sin tratamiento térmico posterior (PWHT).
- Cupón C. Procedimiento sin precalentamiento y sin tratamiento térmico posterior (PWHT).

En cada cupón se han determinado tres zonas de ensayo diferenciadas como:

- Metal base (MB),
- Zona de afectación térmica (ZAT)
- Cordón de soldadura (SOL)

Los resultados obtenidos muestran las siguientes conclusiones:

- *Ensayo de resiliencia.* En cuanto a la tenacidad, el material presenta un comportamiento dúctil, por lo que la fractura de producirse, no estaría afectada por las tensiones residuales, al menos en espesores delgados. Un aumento del espesor produciría una disminución de la tenacidad, estando en este caso el elemento afectado por las tensiones residuales.

Sólo se presenta una variación significativa en la zona de soldadura, donde los cupones B y C obtienen valores inferiores a los alcanzados por el cupón A, aunque el cupón B se mantiene por encima del C, consiguiendo un mejor comportamiento.

- *Ensayo de dureza.* La mayor dureza la presenta la muestra soldada sin someterse a tratamiento pre y post soldadura (cupón C), y la menor en la muestra con ambos tratamientos (cupón A). El análisis metalográfico confirma este comportamiento según su estructura, mostrando el cupón B valores de dureza superiores al cupón A.

Se aprecia un aumento en la dureza de la zona ZAT en el cupón C, obteniéndose valores de hasta 335,5 HV, y los valores del cupón A alcanzan valores máximos de 194 HV, pero aun así más bajos.

En general, el cupón B presenta unas durezas intermedias, máxima de 259,6 HV, menores que el cupón C, pero mayores que el cupón A.

- *Comportamiento frente a FAC.*

- Composición química del material. Principalmente la cantidad de cromo que posee en aleación, donde un mínimo de un 1%, hace al material más resistente al FAC, en este caso el acero que se utiliza posee un 1,25 % de Cr, con lo que nos situamos por encima dicho umbral mínimo.

- Características físico-químicas del flujo.
 - El rango de aparición de la FAC se encuentra entre 40 °C y 290 °C, presentando entre 150 °C y 175 °C, su ratio máxima. En el caso de estudio, la unión soldada se encuentra operando en temperaturas de alrededor de los 200 °C.
 - El pH con el que se opera es de 7, al utilizar agua pura con alguna presencia de oxígeno.
 - En el caso de un reactor BWR, la ratio de FAC es inversamente dependiente la concentración de oxígeno. En el sistema de condensado donde opera la unión soldada a estudiar, las concentraciones de oxígeno se encuentran entre 30 y 200 ppb. Para controlar y mantener controlada la concentración, se inyecta hidrógeno, el cual disminuye su concentración.
 - El fluido de operación se encuentra en dos fases, vapor y agua líquida, con la que se presenta una FAC en dos fases.
 - La presión a la que se encuentra el fluido dentro de la tubería es de 70 kg/cm².

- Geometría. En esta caso la variabilidad de la sección, debida a la soldadura, provoca un estrechamiento del área de paso del flujo, lo que incrementa la velocidad y por la tanto la turbulencia, aumentando la ratio de FAC.

- Condiciones hidrodinámicas del flujo. El aumento de la turbulencia, generado por la geometría en la zona de la soldadura, provoca un aumento de la transferencia de masa y por lo tanto de la tasa de corrosión en el acero.

- *Ensayo de desgaste.* Permite reseñar que la zona que menos se desgasta es la ZAT, principalmente en el cupón A, que a su vez presenta mayor desgaste en la zona de soldadura. El desgaste del cupón C es muy alto en el metal base y en la soldadura. En cambio, el desgaste entre zonas es más uniforme para el cupón B, la ventaja presentada por esta uniformidad permite concluir que la geometría del desgaste es favorable a la reducción de la turbulencia, y por lo tanto a la erosión-corrosión.

Por lo tanto, para las soldaduras objeto del estudio, se puede considerar aceptable la ejecución de soldaduras sin PWHT (cupón B). Pero el precalentamiento es imprescindible.

Otro factor importante a tener en cuenta, es el espesor a soldar, debido a las tensiones residuales generadas y su efecto sobre la unión; los ensayos se han realizado sobre un espesor determinado, no siendo extrapolables estos resultados a otros espesores. En el caso que aborda esta tesis no es un factor crítico, pero deja abierta una nueva vía de investigación sobre el espesor mínimo a partir del cual se evitaría este problema.

Para la cualificación de un procedimiento de soldadura, según el código ASME, sólo se requieren dos ensayos de tracción y cuatro de plegado (dos de cara y dos de raíz, o cuatro de plegado lateral). En el proceso de investigación llevado a cabo en esta tesis, se realizaron también ensayos de dureza, resiliencia y desgaste, donde este último reveló su importancia, y la necesidad de considerarlo, dado el modo de operación de las tuberías de vapor y el fenómeno de FAC/erosión-corrosión al que están sometidas.

En resumen, se puede establecer que el cupón B, con precalentamiento y sin tratamiento térmico posterior a la soldadura, presenta unos resultados en los ensayos mecánicos, metalográficos y para estas condiciones de operación (temperatura, condiciones químicas del agua), favorables a la conclusión de eliminar el tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT), en el procedimiento estándar de soldeo establecido en los criterios.

Bibliografía

- [1] Reina Gómez, M. Soldadura de los aceros. Aplicaciones. 4^a Edición. Ed. WELD-WORK, S.L.
- [2] GRANJON, H. (1993). Bases metalúrgicas de la soldadura. Publicaciones de la Soldadura Autógena.
- [3] ASM Metals Handbook, vol.6. Welding, brazing and soldering.
- [4] F. Smith, W. Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales. 3^a Edición. Ed. McGraw Hill
- [5] Shakelford, J. Introducción a la ciencia de materiales para ingenieros. 4^a Edición. Ed. Prentice Hall.
- [6] ASTM G99-05, Standard test method for wear testing with a pin on disk apparatus. (2003). ASTM.
- [7] Vivekanand Kain. (2014). Flow accelerated corrosion: forms, mechanisms and case studies. Procedia Engineering 86 576-588
- [8] ASM Handbook (2003). Corrosion-Fundamentals, testing and protection, Vol. 13A. ASM International, The materials Information Society, Materials Park, Ohio.
- [9] Kain V., Roychowdhury S., Ahmedabai P., Barua D.K., Engg Failure Analysis 18 (2011).
- [10] Coleman, K. Gandy, D. (2003). Development of advanced methods for joining low-alloy steels. Technical Report EPRI, Palo Alto, CA.
- [11] Ilevbare, G. (2013). Materials handbook for nuclear plant pressure boundary applications. Technical Report EPRI, Palo Alto, CA.
- [12] Gandy, D.W. Findlan, S.J. (1997). Review of postweld heat treatment requirements for P-4 and P-5A Cr-Mo Materials. Technical Report EPRI, Palo Alto, CA.
- [13] Wolfe, R. (2016). Field Guide: Flow-accelerated corrosion and erosion. EPRI, Palo Alto, CA.
- [14] Horowitz, J. (2016). FAC in power plants revision 2. EPRI, Palo Alto, CA.
- [15] Horowitz, J. (2010). Mentoring guide for flow-accelerated corrosion engineers. EPRI, Palo Alto, CA.

- [16] Chexal, V.K., Munson, D.P. (1999). Recommendations for an effective Flow-Accelerated Corrosion Program. EPRI, Palo Alto, CA.
- [17] Flenner, P. (2005). Materials handbook for nuclear repair applications. EPRI, Palo Alto, CA.
- [18] Horowitz, J. (2015). Recommendations for an effective program against erosive attack. EPRI, Palo Alto, CA.
- [19] Regazzoni, A. (1984). Formación de magnetita en medios acuosos y propiedades de la interfaz magnetita/solución. Dirección de investigación y Desarrollo. Gerencia de Investigaciones.
- [20] Johnson, L. (2015). Monitoreo del transporte de hierro. Power Plant Chemistry. 17(4) 218-222
- [21] García, A., Salas, R. y otros. (2012). Metalurgia de las uniones soldadas de aceros disímiles (ASTM A240-A537) y comportamiento mecánico ante cargas monotónica y cíclica. Revista latinoamericana de metalurgia y materiales. 32(1) 36-48
- [22] Findlan, S. (2000). Welding and repair technology for power plants: Fourth RRAC International Conference. EPRI, Palo Alto, CA.
- [23] Harris, D., Dedhia, D. (2005) Materials reliability program, Re-evaluation in NUREG/CR-6674 for carbon and low alloy steel components (MRP-74, Revision I). EPRI, Palo Alto, CA.
- [24] M. T. Siniawski. Abrasiveness Control of a Thin Boron Carbide Coating Through Counterpart Tempering.
- [25] J. F. Archard. Journal of Applied Physics. Contact and Rubbing of Flat Surfaces.
- [26] J. F. Archard. Wear Theory and Mechanism. Wear Control Handbook.
- [27] ASTM G65. Standard test method for measuring abrasion using the dry sand/rubber wheel apparatus.
- [28] ASTM 105. Standard test method for conducting wet sand/rubber wheel abrasion test.
- [29] Elliot R.P. Constitution of the binary alloys.
- [30] ASME. Wear coefficients metals. Wear control handbook.

- [31] J. Apraiz. Tratamientos térmicos de los aceros.
- [32] Sierra H., García C. A. Relación entre desgaste y tenacidad para algunos aceros al carbono templados y revenidos. Revista Universidad EAFIT. Enero-febrero-marzo 2000.