

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

POSGRADO EN CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES



**DESARROLLO Y CARACTERIZACIÓN DE FUNDICIONES NODULARES
AUSTEMPERIZADAS RECUBIERTAS CON ZINC MEDIANTE PROYECCIÓN
TÉRMICA.**

**TESIS QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES
P R E S E N T A**

ING. MÓNICA MARTÍNEZ FLORES

TUTOR: ARTURO BARBA PINGARRÓN

MEXICO, DF. CIUDAD UNIVERSITARIA .

2007



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO

PRESIDENTE	Dr. Juan Genesca Llongueras	Facultad de Química
VOCAL	Dr. Arturo Barba Pingarrón	Facultad de Ingeniería
SECRETARIO	Dr. Alejandro García Hinojosa	Facultad de Química
VOCAL	Dr. Félix Sanchez de Jesús	UAH
VOCAL	M.I. Magdalena Trujillo Barragán	Facultad de Ingeniería

Dr. Arturo Barba Pingarrón
TUTOR

“Hace frío en el scriptorium, me duele el pulgar. Dejo este texto, no sé para quién, este texto, que ya no sé de que habla: stat rosa pristina nomine, nomina nuda tenemus”¹

A Mariann Martínez Flores

¹ *Eco, Humberto. El Nombre de la Rosa.*

Agradecimientos

Al Dr. Arturo Barba Pingarrón, al Dr. Alejandro García Hinojosa y al Dr. Ramón Esquivel González por su apoyo y motivación durante la realización de este trabajo de tesis.

Al Dr. Yang Yi Gang de la Universidad de Tsinghua en Beijing, China. Por el conocimiento obtenido y su hospitalidad, le estoy profundamente agradecida.

[Special thanks to Professor Yang Zhi-Gang from Tsinghua University in Beijing, China. For the knowledge he shared, and his hospitality I am truly grateful]

Al Ing. Roberto Rosas Melendez por su ayuda en la elaboración del material de partida utilizado en el presente trabajo.

A mi familia Ana, Alfredo, Christian y Mariann a su amor, dedicación y confianza debo todos mis logros.

A Rodrigo Torres a quien amo con todo el corazón y por quien soy una mejor persona.

Índice

Capítulo 1 Hierros Colados.....	8
1.1 Tipos de Hierros Colados.	
1.2 Propiedades físicas y mecánicas de los hierros dúctiles.	
1.3 Tratamientos térmicos de los hierros dúctiles.	
1.4 Hierro dúctil austemperizado.	
Capítulo 2 Proceso de Proyección térmica y la proyección térmica del zinc.....	28
2.1 Recubrimientos por proyección térmica.	
2.2 El zinc como recubrimiento aplicado por proyección térmica.	
Capítulo 3 Desarrollo Experimental.....	39
3.1 Métodos de caracterización del hierro dúctil.	
3.2 Tratamiento térmico y caracterización de hierro dúctil austemperizado.	
3.3 Proyección térmica del zinc y caracterización del recubrimiento.	
3.4 Prueba de desgaste.	
3.5 Prueba de corrosión.	
Capítulo 4 Resultados.....	47
4.1 Caracterización del hierro dúctil.	
4.2 Caracterización del hierro dúctil austemperizado.	
4.3 Caracterización de la capa de zinc y del sustrato.	
4.4 Prueba de desgaste.	
4.5 Prueba de corrosión.	
Conclusiones	66
Referencias	69

Resumen

El principal objetivo del presente trabajo fue obtener por medio de un tratamiento térmico de austemperizado, hierro nodular con matriz ausferrítica, (ADI por sus siglas en inglés) y recubrirlo con una capa de zinc proyectado térmicamente. Tras fijar los parámetros del tratamiento de austemperizado para un hierro dúctil con matriz perlítica y alto contenido de cobre, se evaluó la microestructura y la dureza resultantes. La capa de zinc fue depositada por proyección térmica utilizando una pistola de flama. La densidad, espesor y dureza del recubrimiento fueron evaluados así como la microestructura del sustrato posterior a la proyección térmica de la capa de zinc. Adicionalmente se llevó a cabo un ensayo de desgaste y una prueba de corrosión. Todas las pruebas se llevaron a cabo sobre probetas de ADI y de hierro dúctil alto en cobre para su posterior comparación.

Abstract

The parameters for a successful austempering heat treatment on a nodular iron with high copper content and the effect of the addition of a thermal spray zinc coating on ADI were studied. Microstructure and hardness of ADI were tested and compared to those of regular perlitic matrix nodular iron. The austempered ductile iron has proven to possess better hardness and wear properties hence its great importance. The zinc coating was added using a thermal spray flame gun. Porosity, hardness, thickness and adhesion to the ADI substrate were evaluated. Wear and corrosion tests were also performed.

Capítulo 1 Fundiciones Férreas

1.1 Clasificación de hierros colados.

Hierro colado o fundición es el término usado para denominar a aquellas aleaciones de Hierro- Carbono que contienen entre 2% y 6.5% en peso de C [Figura 1.1.1]. El silicio es también un importante elemento presente en los hierros colados ya que ayuda a estabilizar el grafito, que es la forma estable del carbono puro. El contenido de Si varía entre 1% y 4% en peso. Las fundiciones tienen distintas propiedades dependiendo de los constituyentes en la microestructura de la matriz metálica que pueden ser ferrita, perlita, martensita, ausferrita, ó austenita. La existencia de grafito y la forma que éste adquiere también son determinantes. Los hierros no sólo ofrecen un bajo costo de producción también ofrecen resistencia, excelente colabilidad, bajo porcentaje de rechufe, buena resistencia al desgaste y absorben muy bien las vibraciones entre muchas otras propiedades. Para el control estos aspectos se añaden elementos de aleación, se modifican las condiciones de solidificación y se llevan a cabo tratamientos térmicos. Los hierros colados se clasifican en :

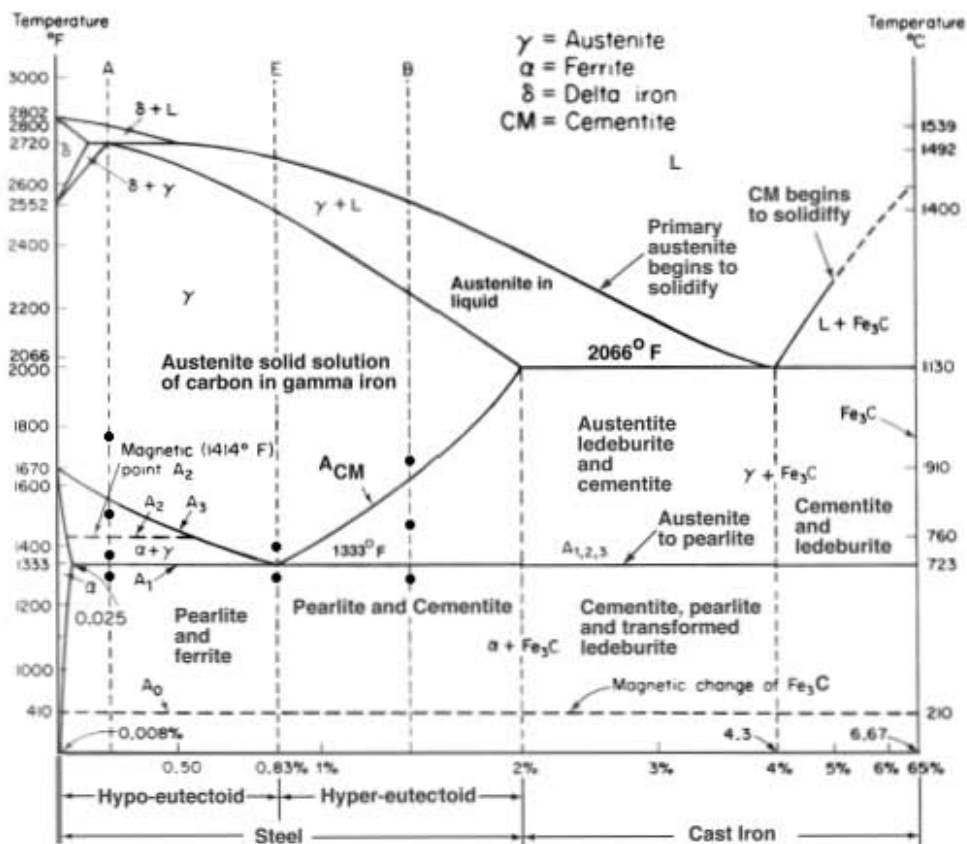


Figura 1.1.1 Diagrama Fe-C.[17]

Fundición Blanca

El Hierro Blanco o fundición blanca se forma de perlita y perlita-cementita lo que le brinda una alta dureza y la hace resistente a la abrasión pero muy frágil. Para lograr una fundición blanca se deben tener velocidades de enfriamiento en general altas. En un hierro blanco la composición más común es la siguiente: C entre 1.8 a 3.2 % en peso, Si hasta 1.90%, Mn 0.8%, P 0.20% y S 0.18% [1]. La fundición blanca se utiliza en componentes mecánicos como rodamientos e impulsores en bombas.

Fundición Gris

Es el hierro o fundición más común, a diferencia del hierro blanco el carbono se encuentra combinado en la matriz y en hojuelas de grafito. Contienen aproximadamente de 2.9% a 3.8% en peso de C y de 2% a 3% en peso de Si. La microestructura de la matriz depende de la velocidad de enfriamiento y la composición. La matriz puede ser de ferrita, ferrita-perlita o perlita. La desventaja de este tipo de hierro es que no es tenaz debido a la fragilidad y morfología de las hojuelas de grafito. Su dureza alcanza entre 180 y 253 BHN. En la industria es la fundición más usada ya que durante la solidificación la formación de grafito hace que el porcentaje de rechupe sea mucho menor que en los aceros. Se maquinan con mayor facilidad que las fundiciones blancas y el costo de producción es muy bajo. Se utiliza en mono blocks para motores, válvulas, tubería, etc.

Fundición Maleable

La fundición maleable es el resultado de someter una fundición blanca a un tratamiento térmico de recocido. Este tratamiento implica dos factores, la decarburización de la superficie que resulta en una disminución considerable de cementita en la zona y el segundo que es la transformación del carbono presente en la cementita a grafito en forma de nódulos irregulares. La fundición blanca permanece en tratamiento varias horas (entre 75 a 100 horas) a aproximadamente 1000 °C lo que encarece considerablemente el proceso. El resultado es una matriz ferrítica con nódulos irregulares no compactos de grafito. Su dureza alcanza 176 BHN.

Fundición Dúctil o Nodular

En estos hierros el contenido de C se encuentra entre 3.5 % y 4.6 % en peso y de silicio entre 3% y 4%. Para lograr la formación de hierro dúctil se deben tomar en cuenta tres factores: potencial de nucleación del líquido, composición química del líquido y velocidad de enfriamiento. Las dos primeras determinan el potencial de grafitización y para controlarlas se utilizan inoculantes y grafitizantes. La velocidad de enfriamiento es responsable (junto con el contenido de Si) de la solidificación metaestable o estable y de la microestructura resultante [4]. El magnesio adicionado como Fe-Si-Mg se utilizan como nodulizante pues hacen posible la formación de nódulos de grafito. También pueden usarse Ce o La logrando prácticamente el mismo efecto [7]. El Magnesio también es responsable de provocar subenfriamiento durante la solidificación eutéctica por lo que se requiere mayor cantidad de Si que el que se utilizaría para un hierro gris para evitar llegar a un

eutéctico metaestable. El P, Si, Al, Cu y Ni son elementos grafitizantes siendo el Si el más usado pues modifica las líneas y puntos críticos del diagrama binario Fe-C separando las curvas del eutéctico estable y metaestable logrando alcanzar el eutéctico estable antes del metaestable (Fig. 1.1.2). El Ni y Cu además de ser grafitizantes, reducen la tendencia a formar carburos y ferrita respectivamente. Ambos benefician la formación de perlita fina.

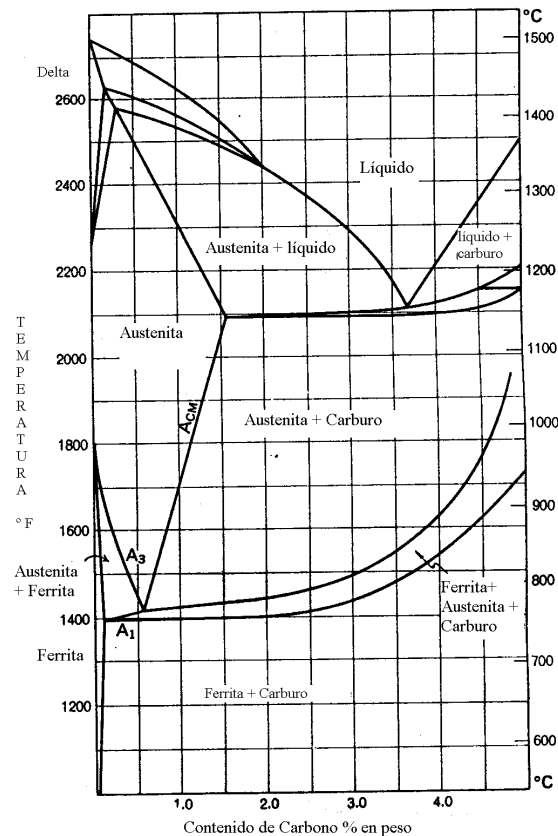


Figura 1.1.2 Diagrama Fe-C-Si al 2% de Silicio[4]

En el diagrama estable el resultado es la presencia de austenita y grafito en vez de ledeburita (austenita y Fe_3C) en el eutéctico, para velocidades de enfriamiento moderadas. Los contenidos de azufre y fósforo deben ser mínimos para evitar que reaccionen con el magnesio. En la industria se manejan de 0.01% y 0.04% en peso respectivamente [2]. Elementos como el Cr, Mo y Mn deben ser reducidos a fin de aminorar las consecuencias de su comportamiento antigrafitizante, el porcentaje en peso de estos elementos en un hierro dúctil suele ser para el Cr y Mo menor al 3% y Manganeseo menor al 1% [2]. El grafito cristaliza en un sistema hexagonal en el cual la energía de enlace en el mismo plano basal es muy superior a aquella entre átomos de planos contiguos (Figura 1.1.3) y por ello se separan con facilidad.

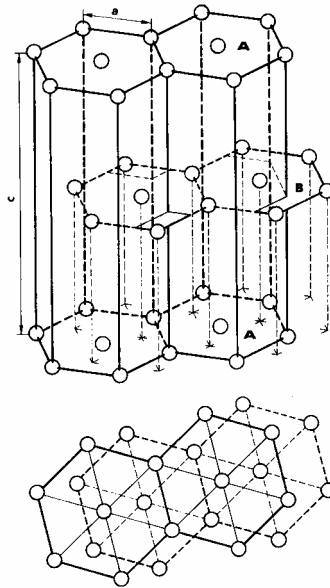


Figura 1.1.3 Red cristalina de grafito [2]. Al ser los parámetros de celda c/a menores a 1.6333 es una celda no compacta.

De ahí que el grafito sirva como lubricante. El crecimiento de la red es unidireccional y en forma de “rosetas” las cuales ensanchan sus hojas poco a poco. Si la velocidad de solidificación es muy alta estas “rosetas” no alcanzan a formar nódulos compactos sino hojuelas como se encuentran en el hierro gris. La cantidad y forma del grafito en hierros dúctiles son factores determinados durante la solidificación por lo que tratamientos térmicos posteriores no los afectan [5]. El cobre en una fundición nodular promueve la formación de perlita, por lo regular una fundición se considera alta en cobre cuando contiene entre 1% y 3% de peso en cobre [16].

1.2 Propiedades físicas y mecánicas de los hierros dúctiles.

Densidad

La densidad del hierro dúctil varía levemente con el contenido de ferrita y perlita. En la Tabla 1.2.1 se muestra la densidad a 20° C de hierro dúctil con diferentes tipos de matriz [5].

Designación British Grades	Constituyente de la matriz	Densidad [gr/cm ³]
700/2	Perlita	7.2
400/12	Ferrita	7.1

Tabla A1.2 Densidad del hierro dúctil [8].

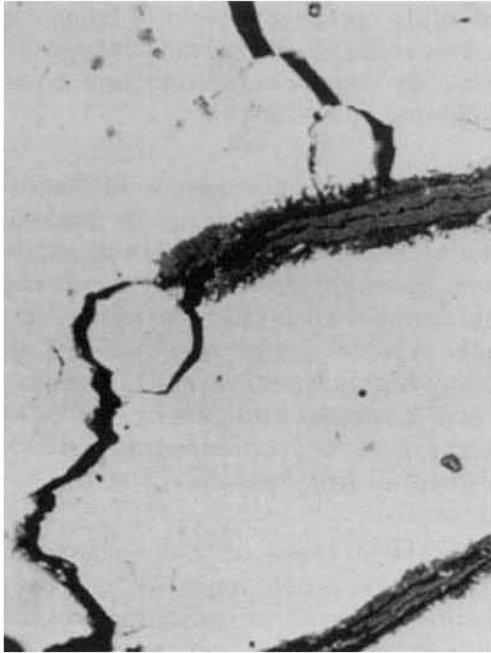


Figura 1.2.2 Grafito en hojuela [8].

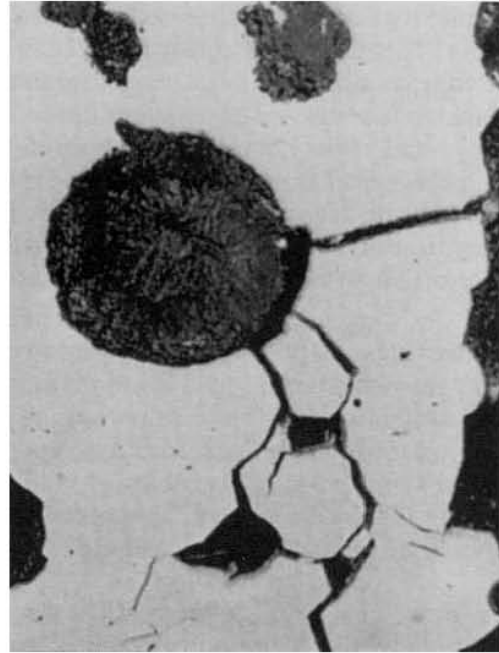


Figura 1.2.3 Grafito nodular o esferoidal [8].

Dureza

La dureza del hierro dúctil está directamente relacionada a la microestructura presente en la matriz. La presencia y forma de grafito también modifican la dureza. Para un hierro dúctil la dureza Brinell medida en la matriz y en la matriz incluyendo al grafito esferoidal tienen una diferencia pequeña por lo que el efecto del grafito no reduce dramáticamente la dureza de la fundición. Para un hierro dúctil con matriz 100% perlítica la dureza es de entre 216 y 271 BHN dependiendo de los aleantes presentes en el material [4] mientras que para un ferrítico es de entre 149 y 187 BHN.

Resistencia de Cedencia, y % de elongación.

Resistencia de cedencia, resistencia a la tensión y deformación son tres de las propiedades mecánicas más importantes que se utilizan para definir un hierro dúctil y se obtienen de una misma prueba que es la prueba de tensión en la que una probeta del material a investigar se sujeta por ambos lados y se tira de ella hasta romperla. De esta prueba se obtiene la curva de esfuerzo-deformación. El esfuerzo de cedencia indica cuando un material sujeto a una carga de tensión pasa de un comportamiento elástico a uno plástico. Para hierros dúctiles la resistencia de cedencia es de entre 265 y 620 MPa. La deformación se define como el cambio permanente en la longitud de la probeta y se expresa como un porcentaje de la longitud inicial de la probeta experimental. Un hierro gris no presenta deformación debido a la morfología del grafito (en hojuelas) mientras que el alargamiento presente en un hierro dúctil con matriz ferrítica (con grafito en nódulos) detiene las grietas permitiendo deformaciones (en un hierro dúctil con matriz ferrítica pueden ser de hasta un 25%). De ahí el nombre de hierro dúctil. En la figura 1.2.4 se muestran estas tres propiedades junto con la dureza en Brinell para hierros dúctiles. Del lado izquierdo para

hierros dúctiles con matriz 100% ferrita mientras que del lado derecho para hierros dúctiles con matriz 100% perlita fina [8].

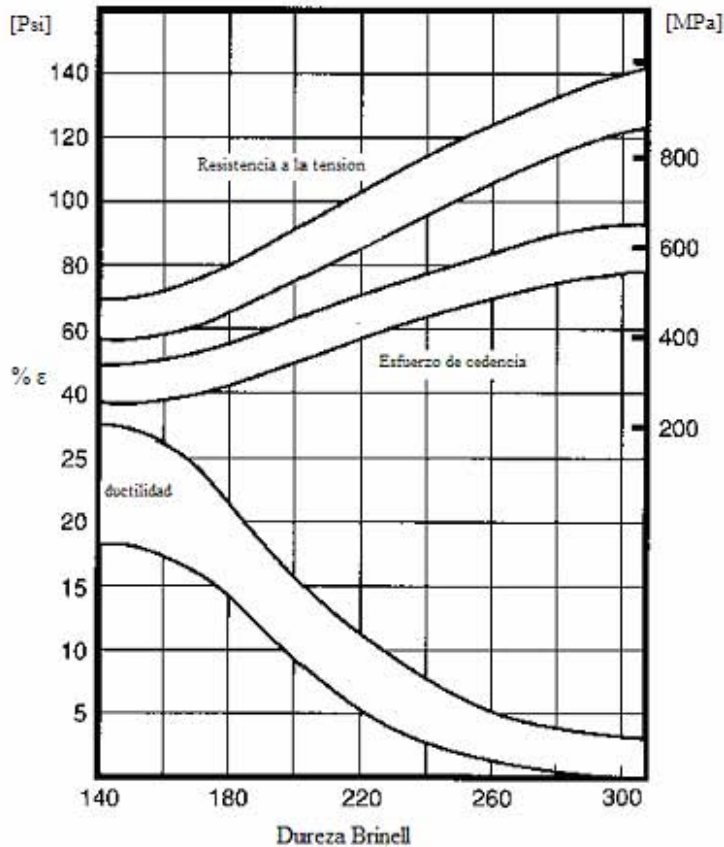


Figura 1.2.4 Propiedades Mecánicas de hierros dúctiles[8].

1.3 Tratamientos Térmicos de los hierros dúctiles.

Particularmente las fundiciones grises y dúctiles tienen buenas propiedades en condiciones de colada. Sin embargo, se pueden modificar por medio de tratamientos térmicos y lograr una extensa gama de características que pueden satisfacer las necesidades de un gran número de aplicaciones. Los tratamientos térmicos modifican la microestructura de la matriz de las fundiciones alterando las propiedades del material. A continuación describiré los diferentes tipos de microconstituyentes presentes en los hierros dúctiles así como los tratamientos térmicos por medio de los cuales se llegan a ellos.

Grafito

Forma estable de carbono puro con celda hexagonal. Es un metaloide y es el microconstituyente más suave que se ha encontrado en aleaciones férreas. Los hierros dúctiles lo contienen en forma de pequeñas esferas. En estado sólido la forma y distribución de estas esferas es imposible de cambiar sin embargo si puede difundir C y trasladarlo a la matriz por medio de tratamientos térmicos [4]. Figura 1.3.1

Ferrita (hierro α)

Sin considerar al grafito es el constituyente mas suave de las aleaciones ferrosas, es la forma pura de Fe , se encuentra a temperatura ambiente y no interactúa de ninguna forma con el C es suave y muy dúctil. Figura 1.3.2

Cementita

La cementita es tambien llamada carburo de hierro (Fe_3C). Es el constituyente mas duro encontrados en hierros colados. Se puede encontrar como carburo libre o formando microconstituyentes en combinación con ferrita llamado perlita.

Perlita

La perlita es un constituyente formado por cementita y ferrita, la cementita se encuentra en forma de laminillas dentro de una matriz de ferrita. Dependiendo del grosor de las laminillas de cementita la perlita puede ser fina o gruesa y tiene propiedades intermedias a aquellas de los constituyentes que la forman. Para lograr la formación de perlita el enfriamiento a partir de austenita debe ser moderado. Figura 1.3.1

Austenita (hierro γ)

Es el microconstituyente del hierro a altas temperaturas y contiene carbono en solución sólida. Al enfriarse al equilibrio forma ferrita y perlita. Este proceso de enfriamiento es uno de los mas importantes pues es del que hacen uso los tratamientos térmicos para endurecer o ablandar el material siguiendo rapidas o lentas velocidades de enfriamiento.

Martensita

Es el producto de un enfriamiento rapido de la austenita rica en carbono que resulta en una microestructura de solución sólida de carbono en un estado metaestable que es lo que le da la gran dureza que la caracteriza.

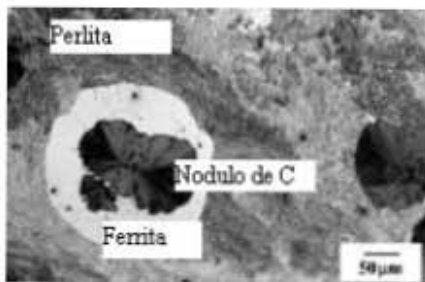


Figura 1.3.1

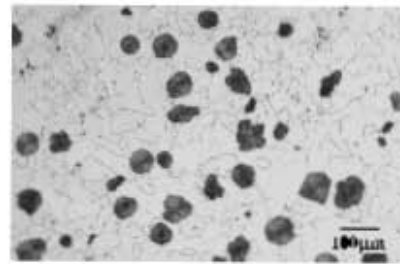


Figura 1.3.2

Nódulo de grafito en hierro dúctil. El nódulo se encuentra rodeado de ferrita (fase blanca). La fase gris es perlita. Figura 1.3.2 Ferrita en hierro dúctil. Los nódulos de grafito (negros) embebidos en ferrita (fase blanca).

Tratamientos Térmicos

La ferrita a bajas temperaturas tiene una celda cristalina cúbica centrada en el cuerpo, incapaz de alojar C, sin embargo al ser elevada la temperatura y transformarse en γ la celda cristalina cambia y ahora puede disolver hasta 2% de C en solución sólida. Después de llevar a cabo la austenización podemos enfriar rápidamente o lentamente la fundición y obtener diferentes microconstituyentes en la matriz (dependiendo del contenido de C en la fundición dúctil y de las condiciones de enfriamiento).

Existen varios tipos de diagramas que nos ayudan a fijar las condiciones de temperatura y tiempo y predecir el resultado de cierto tratamiento. El primero es el diagrama de fases de la aleación que se está trabajando. Para el acero es un diagrama binario Fe-C donde la coordenada x representa el contenido de carbono y hierro mientras que la coordenada y indica la temperatura. Con esa combinación de parámetros se puede saber qué constituyentes conforman al material a diferentes temperaturas (figura 1.1.1). Para el hierro dúctil y en general para todas las fundiciones sería imposible obtener datos fieles de un diagrama Fe-C ya que el Silicio como se había mencionado anteriormente modifica las líneas de transformación del diagrama. Por ejemplo la temperatura de austenización comparada con aquella de los aceros aumenta considerablemente. Por lo regular se tienen diagramas ternarios o diagramas binarios a un porcentaje fijo de silicio (figura 1.1.2) para poder obtener la información necesaria para llevar a cabo tratamientos térmicos. Al contrario del Si la presencia de grafito no cambia las temperaturas de transformación en estado sólido.

Para llevar a cabo tratamientos térmicos isotérmicos se utilizan los diagramas de tiempo, temperatura y transformación (TTT). Estos diagramas son específicos para cada material a una composición fija. El diagrama TTT indica (partiendo del material austenizado) la velocidad de enfriamiento o a que temperatura se debe mantener el material para lograr un cierto constituyente. En la siguiente sección profundizaré acerca del tratamiento por medio del cual se obtiene ausferrita como microconstituyente en la matriz.

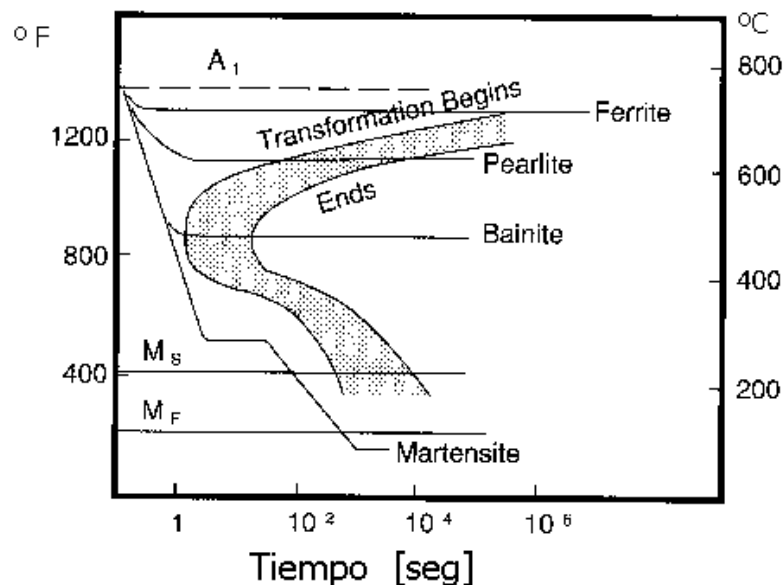


Figure 1.3.3 Diagrama TTT para hierro dúctil o un hierro gris a 2% de Si

Los tratamientos térmicos mas usados en hierros dúctiles se muestran en la tabla A1.3

Nombre	Temperatura de austenización	Permanencia	Objetivo	Condiciones de Enfriamiento	Observaciones
Recocido	705 – 720 ° C	1 hora por pulgada	Transformar austenita en ferrita (aumentar maquinabilidad)	en la mufla hasta 55 °C	La fundición debe tener bajo contenido de P, Mn y Mo.
Normalizado	870 – 940 ° C	1 hora por pulgada	Promueve la formación de perlita fina aumentando la maquinabilidad del material sin sacrificar la resistencia y la resistencia al desgaste.	al aire	
Revenido	425 – 650 ° C	1 hora por pulgada	Relevar esfuerzos residuales y aumentar la resistencia.	al aire	Llevar a cabo tras normalizado o temple.
Temple	845 – 925 ° C	1 hora por pulgada	Endurecimiento por medio de la transformación metaestable de la austenita en martensita con la apropiada velocidad de enfriamiento sin dañar el material por choque térmico.	aceite 80- 100 °C	La fundición debe tener alta templabilidad.

Tabla A1.3 Tratamientos térmicos comunes para hierros dúctiles [9].

Existen también tratamientos de endurecimiento cuyo objetivo principal es endurecer la superficie del material. Los más utilizados para hierros dúctiles son:

Endurecimiento por flama (oxiacetileno)

Se prefieren hierros dúctiles con matriz perlítica pues el tiempo de austenizado es corto y el endurecimiento es mayor. Con una matriz puramente perlítica se pueden alcanzar durezas de hasta 688 BHN. Posteriormente se recomienda un tratamiento térmico de revenido.

Endurecimiento por inducción.

Los hierros dúctiles sometidos a este proceso deben tener matriz perlítica o martensítica en mas del 50%. El calentamiento es producido por corrientes de eddy inducidas por un campo magnético. Estas corrientes tienden a quedarse en la superficie debido al efecto “skin” que depende de la frecuencia de la corriente. Así, controlando la frecuencia se puede también controlar la profundidad a la que llega el calor teniendo mayor control en el espesor de capa endurecida que se desea.

Nitrurado.

Por lo regular se lleva a cabo en un baño de sales por periodos cortos a temperaturas entre 550 y 600 ° C. Carbono y nitrógeno se difunden a la superficie del material.

Laser/plasma

Esta técnica es usada principalmente para endurecer pequeñas porciones de la superficie del material. El resultado es pequeñas áreas de hierro blanco libres de grafito que dan como resultado general un material con gran dureza y resistencia al desgaste.

1.4 Hierro Dúctil Austemperizado

El hierro dúctil austemperizado o ADI (Austempered ductile iron) por sus siglas en inglés, es un material con aplicaciones relativamente nuevas a pesar de que el material fue descubierto en los años sesenta. En ciertas circunstancias el hierro dúctil austemperizado está tomando mayor importancia que algunos aceros por ofrecer propiedades mecánicas similares a un menor costo. La matriz ausferrítica o bainítica puede producirse por tratamiento térmico o durante la fundición añadiendo altos porcentajes de elementos de aleación. El procedimiento de obtención por tratamiento térmico es el único relevante para este trabajo por lo que solo ese se estudiará. En la tabla A1.4 se puede ver la comparación de algunas propiedades mecánicas de un acero forjado templado y revenido, un hierro dúctil con matriz perlítica y un hierro dúctil austemperizado grado 150/100/7, es decir hierro nodular austemperizado con matriz de ausferrita [11]. En comparación con los demás, el hierro dúctil austemperizado tiene la mejor combinación de resistencia, tenacidad y dureza.

Propiedades Mecánicas	Material		
	Acero Forjado	Hierro Nodular Perlítico	ADI 150/100/7
Esfuerzo de Cedencia [MPa]	520	480	830
Resistencia a la Tensión [MPa]	790	690	1100
Elongación %	10	3	10
Dureza BHN	262	262	286

Tabla A1.4 Propiedades mecánicas de un acero templado y revenido, un hierro dúctil con matriz perlítica y un hierro nodular austemperizado grado 150/100/7 [8].

En términos generales el tratamiento de austemperizado consta de:

1. Austenitización.
2. Permanencia a la temperatura de austenitizado.
3. Enfriamiento hasta la temperatura del tratamiento isotérmico (austemperizado).
4. Permanencia a la temperatura de austemperizado.
5. Enfriamiento al aire.

La importancia de la correcta selección de temperaturas para un tratamiento es tan relevante como el tiempo de permanencia pues ambos definen las propiedades mecánicas resultantes. En la figura 1.4.1 se muestran varias condiciones de tratamiento y la dureza Brinell obtenida. Para tratamientos a menor temperatura y un tiempo prolongado de permanencia durante el austemperizado se tiene la mayor dureza. Las temperaturas más comunes para llevar a cabo la austenitización son de entre 800 a 950 °C y para el austemperizado entre 275 °C y 400 °C. A continuación se explicará más a detalle el tratamiento térmico de austemperizado así como el concepto de ventana de proceso.

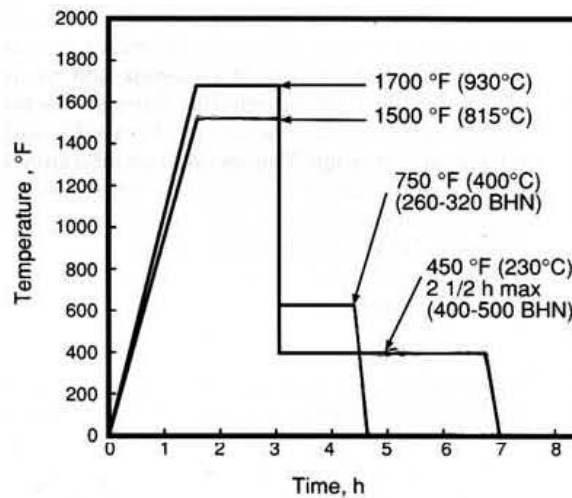
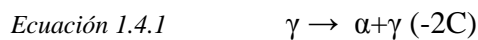


Figura 1.4.1 Varias condiciones de tratamiento térmico de austempering[8].

El hierro dúctil austemperizado tiene una matriz de nódulos de grafito y ausferrita. La ausferrita esta formada por agujas de ferrita acicular y austenita alta en carbono (termodinámicamente estable). Algunas veces si el tratamiento no es adecuado la matriz puede presentar martensita e incluso bainita. En el pasado se confundía a la ausferrita con la bainita pero ahora se sabe que no son el mismo constituyente. Las ecuaciones 1.4.1 y 1.4.2 [10] muestran las reacciones que describen la formación de la ausferrita y bainita respectivamente.



A partir del diagrama TTT de un hierro dúctil (figura 1.4.2) podemos ver que la austenita puede transformarse tanto en perlita como en, ausferrita y bainita superior. Austemperizando debajo de 500 ° C [10] y con una velocidad de enfriamiento lo suficientemente rápida se tiene que solo se pueden formar ausferrita y bainita. La clave para lograr una u otra es la cuidadosa elección de las temperaturas de austenitizado y austemperizado así como los respectivos tiempos de permanencia en cada proceso. Se puede obtener un hierro nodular con matriz ausferrítica siempre y cuando la temperatura de austenitización, la temperatura de austemperizado y su duración lo permitan. A esto se le llama ventana de proceso. El llevar a cabo el tratamiento de austemperizado dentro de la ventana de proceso garantiza que las propiedades resultantes serán las deseadas. En la figura 1.4.3 [15] se muestran tres ventanas de proceso para un mismo hierro nodular. Cada ventana obedece a una temperatura de austenitización. Puede observarse que a medida que la temperatura de austenitización aumenta la ventana de proceso se cierra, dando menos

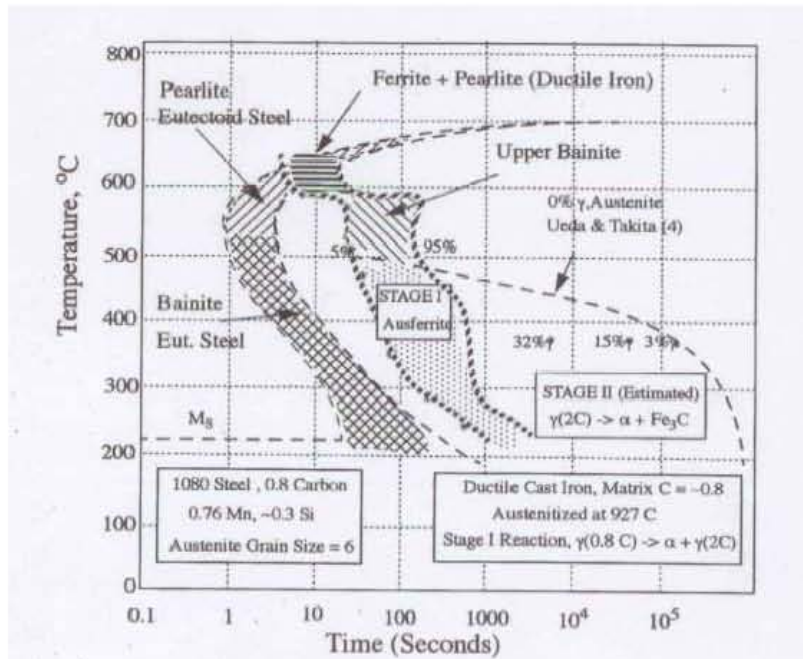


Figura 1.4.2 Diagrama Tiempo Temperatura Transformación de un hierro nodular con 3.5% C y 2.2% Si [10].

tiempo para que el proceso de austemperizado se lleve a cabo completamente. Es también muy importante notar que si el tratamiento de austemperizado toma mas tiempo y sale por el lado derecho de la curva entonces la reacción descrita en la ecuación 1.4.2 entraría en efecto por lo que se tendría ausferrita y bainita en el material.

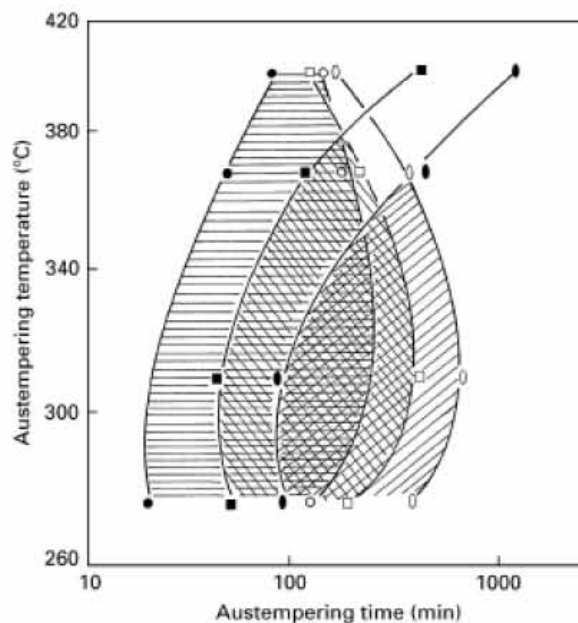


Figura 1.4.3 Ventana de proceso. Se grafica la ventana de proceso según la temperatura de austemperizado y la duración del tratamiento para tres diferentes temperaturas de austenitizado [15].

Si solo nos importara la ventana de proceso entonces escogeríamos siempre una temperatura baja de austenitización, sin embargo existen otros factores a considerar en su elección. La temperatura de austenitización es el factor que dictamina la composición de C en la matriz de austenita (figura 1.4.4). Para que la γ sea estable debe contener aproximadamente 2% de C. El 0.8% del carbono necesario para enriquecer la γ se difunde de la matriz existente en el material, mientras que el 1.2% restante proviene de los nódulos de grafito [10]. Se ha demostrado que entre mas baja es la temperatura de austenitizado las propiedades de resistencia resultantes son mas altas al igual que la ductilidad. Si se requiere mayor dureza, es recomendable incrementar la temperatura de austenitizado. Es preferible austemperizar hierros dúctiles con matriz perlítica pues proporciona el C necesario durante la austenitización. El tiempo de austenitizado debe ser lo suficientemente largo para formar y enriquecer a la γ con suficiente carbono pero lo suficientemente bajo para hacer mas grande la ventana de proceso.

Una vez que se la pieza se sometió al proceso de austenitizado y éste logro difundir a la γ el porcentaje necesario de C se puede llevar a cabo el austemperizado del material. La temperatura de austemperizado debe ser lo suficiente baja para favorecer la nucleación y crecimiento de las agujas finas de ferrita acicular. Entre mas baja es la temperatura de austemperizado (T_A) mayor es la fuerza impulsora para la formación de ausferrita y menor es la de formación de Bainita (figura 1.4.4). Debido al alto contenido de Si, Mn y Mo en los hierros dúctiles se forma un patrón de segregación que deja los nódulos de grafito rodeados de una matriz baja en C lo que beneficia la nucleación de las agujas de ferrita acicular en esa zona antes que en cualquier otra [10]. Es ahí donde el tiempo de permanencia de la pieza durante el austempering toma su importancia. La permanencia de la pieza debe ser tal que la transformación descrita en la ecuación 1.4.1 sea completada pero lo suficientemente corto para entrar en la ventana de proceso. Si el tiempo de permanencia es corto, el número de agujas de ferrita será bajo y grueso, poco C se difundirá hacia la γ por lo que ésta no será estable y durante el posterior enfriamiento al aire se transformará en martensita, esto por supuesto no es deseado.

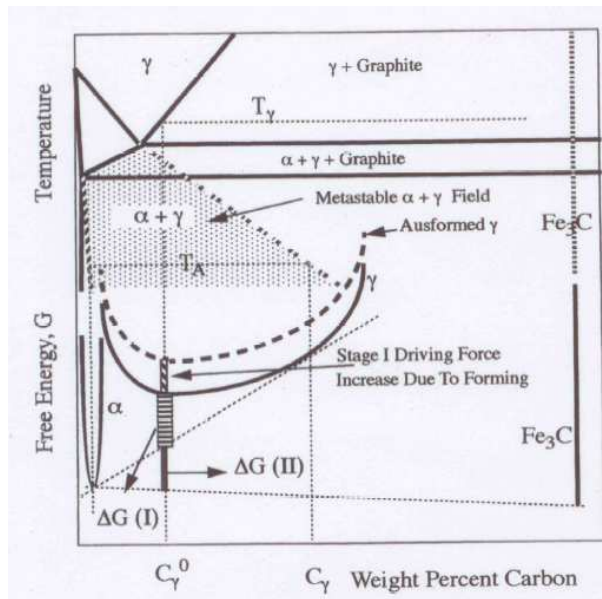


Figura 1.4.4 Fuerza impulsora de ausferrita y bainita a una temperatura de austemperizado T_A [10].

Aunque su efecto no sea tan notable, existen otros factores que afectan los resultados del tratamiento térmico como son la nodularidad y los elementos de aleación. Ya se ha mencionado que el C para enriquecer a la γ proviene en gran parte de los nódulos de grafito dispersos en la matriz del material, es por eso que tanto su distribución y su tamaño deben ser los adecuados para que la difusión sea lo mas homogénea posible a largo de toda la matriz. Para lograr un buen resultado la nodularidad debe ser mayor al 80% de nódulos de tipo I y II y el número de nódulos por milímetro cuadrado debe ser de al menos 100 [8]. Los elementos de aleación juegan un papel importante en el tratamiento térmico. El cobre en particular es responsable de ensanchar la ventana de proceso debido a que ayuda a estabilizar a la austenita alta en carbono y al mismo tiempo permite tener mas tiempo para que el tratamiento tenga mayor oportunidad de ser satisfactorio.

Propiedades Generales

El intervalo de valores de las propiedades mecánicas mas importantes que definen al hierro nodular austemperizado se presentan en la tabla B1.4. El tamaño de la probeta, la distribución y tamaño de nódulos pueden variar las propiedades del material aun cuando los parámetros del tratamiento de austemperizado no sean cambiados.

Esfuerzo de Cedencia [ksi]	80-220
Resistencia a la Traccion [ksi]	120-260
% Elongacion	1-16
Dureza [BHN]	250 - 550
Resistencia a la Fatiga [ksi]	45 - 100
Resistencia al Impacto [ft-lb]	30 - 130

Tabla B1.4 Propiedades mas relevantes de los hierros nodulares austemperizados [12].

Resistencia al desgaste de fundiciones nodulares austemperizadas.

El desgaste en un material se define como el daño a su superficie debida a un contacto móvil con otra superficie que puede o no resultar en una pérdida de material. La severidad del desgaste obedece a las condiciones de trabajo y las propiedades mecánicas del material. Existen varias clases de desgaste y se describirán brevemente las más generales.

- Desgaste por adhesión

Este tipo de desgaste se lleva a cabo cuando dos superficies resbalan una sobre otra.

- Desgaste abrasivo

El material de la superficie es desgastado en presencia de partículas externas de gran dureza.

- Desgaste por corrosión

Se lleva a cabo cuando el material se encuentra en un medio corrosivo.

Existen muchos otros tipos de desgaste y en muchas aplicaciones puede ocurrir que varios mecanismos se lleven a cabo de manera simultánea. El único relevante para este trabajo es el desgaste adhesivo y cómo el hierro nodular austemperizado responde cuando se somete a él. Bajo ésta condición de desgaste hay una zona del material que entra en contacto con otra pieza giratoria de mayor dureza. En la figura 1.4.5 se muestran los resultados de una prueba en donde varios materiales fueron sometidos a desgaste contra un disco giratorio de acero SAE 52100 (acero al alto carbono con alto contenido de cromo y bajo contenido de manganeso y silicio) a una velocidad de 25.4 m/s [4]. El hierro nodular 80-60-03 (hierro dúctil con matriz perlítica) fue el segundo material más resistente al desgaste bajo esas condiciones, gracias a la morfología del grafito y su microestructura que contiene laminillas de carburo. Sin embargo se esperaría que en una prueba similar el hierro nodular austemperizado tuviera mejor resistencia al desgaste que un hierro nodular de matriz perlítica por una razón en particular, al tener una matriz de ausferrita donde la austenita es termodinámicamente estable puede inducirse una transformación por deformación resultando martensita localizada en la zona. Esta transformación provoca un ligero incremento en volumen provocando esfuerzos de compresión en la zona limitando el crecimiento de grietas en el material y al mismo tiempo una mayor dureza a medida que avanza la prueba. El grafito juega un papel bivalente en el desgaste del hierro nodular austemperizado.

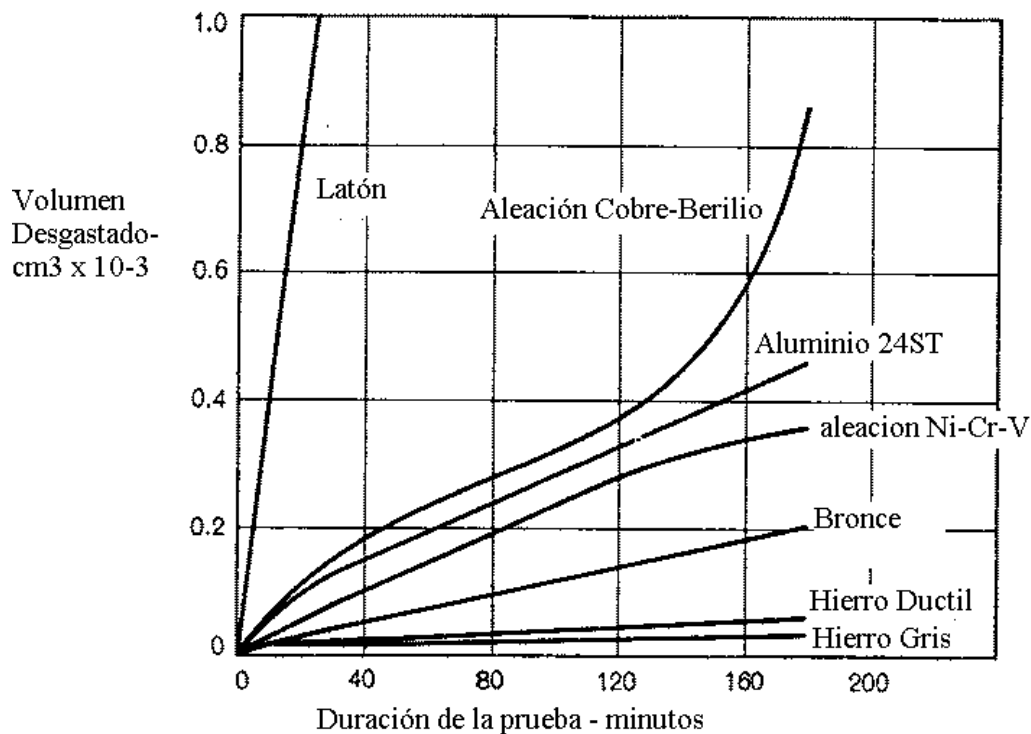


Figura 1.4.5 Resultados de una prueba de desgaste adhesivo de latón , aluminio 24ST, bronce , hierro gris, hierro nodular , aleación de cobre-berilio y una aleación de Ni-Cr-V. La prueba se llevó a cabo a una velocidad de 25.4m/s contra un disco giratorio de acero SAE52100. La grafica despliega la perdida total de volumen desgastado vs el tiempo [4].

Por una parte funciona como lubricante natural reduciendo el sobrecalentamiento y la fricción en la zona sometida a desgaste y a diferencia del grafito en hojuelas la nodularidad del grafito no promueve la propagación de grietas. La desventaja de tener presencia de grafito es que interrumpe la continuidad de la matriz [13] provocando esfuerzos internos. A mayor densidad de nódulos, mayor desgaste en la prueba antes mencionada [14]. Para poder aprovechar los beneficios del grafito nodular se recomienda equilibrar un tamaño de nódulo entre I y II, una buena nodularidad (nódulos mas esféricos) y distribución uniforme de los nódulos para que no haya zonas donde los esfuerzos sean mayores es decir que no haya zonas con mucho grafito y zonas con poco grafito. En la figura 1.4.6 se muestran los resultados de una prueba de desgaste adhesivo aplicada a probetas de hierro gris, hierro vermicular y hierro nodular sometidos al mismo tratamiento de austemperizado.

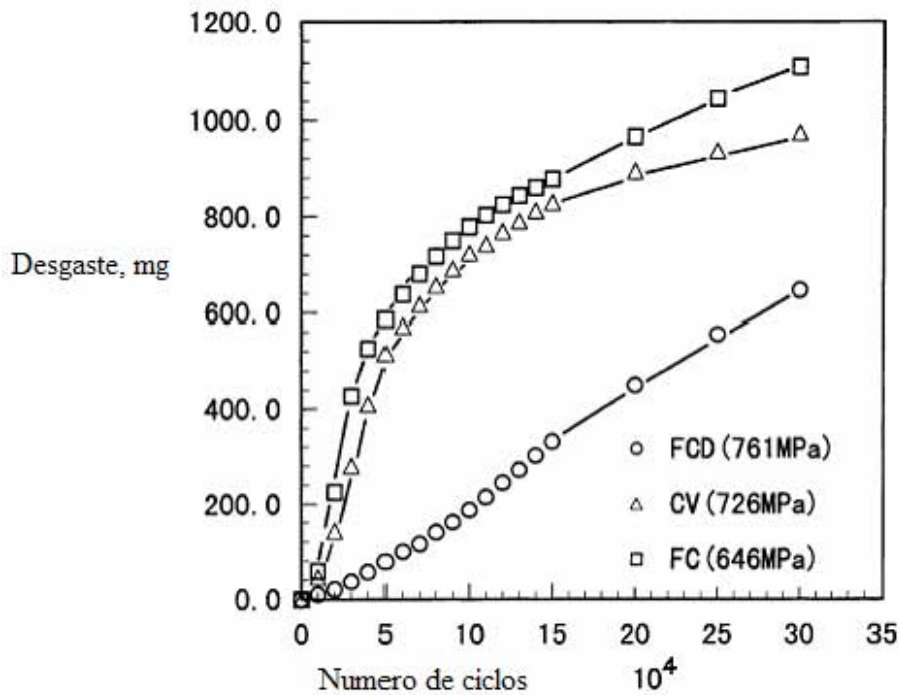


Figura 1.4.6. Resultados de la prueba de desgaste adhesivo comparando hierro dúctil austemperizado (FCD), hierro vermicular austemperizado (CV) y hierro gris austemperizado (FC). La gráfica muestra la pérdida de peso por desgaste vs el número de ciclos. La carga fue de 980 N [13].

Propiedades ante la corrosión

La resistencia a la corrosión de las fundiciones nodulares depende básicamente de la distribución de los elementos de aleación dentro de la matriz así como del medio al cual se encuentran expuestas. Fundiciones moderadamente aleadas (0.5 %– 2 %) con Cr, Ni o Cu han demostrado mejorar hasta 3 veces más sus propiedades frente a la corrosión. Para fundiciones grises, nodulares y blancas no aleadas la resistencia a la corrosión suele ser la más baja aunque para algunos medios resulte suficiente, esto se debe a que al ser expuestas a ambientes corrosivos desarrollan una capa de óxido de Fe que retarda o detiene la corrosión. Usualmente el grafito y la forma que tiene dentro de la matriz no parece tener ninguna ventaja o desventaja en ambientes corrosivos aunque se ha reportado que en algunas circunstancias actúa como una barrera mecánica que impide que la corrosión ataque la matriz [4]. En situaciones muy inusuales se ha llevado a cabo corrosión de grafito donde una masa porosa de grafito y microconstituyentes que lograron resistir la corrosión son resultado de un acelerado proceso de corrosión. Algunas veces los poros en el material se tapan por éstos residuos de corrosión y después de una degradación inicial muy severa la corrosión del resto del material se detiene. En la figura 1.4.7 [4] se puede observar este mecanismo de corrosión en un hierro gris.

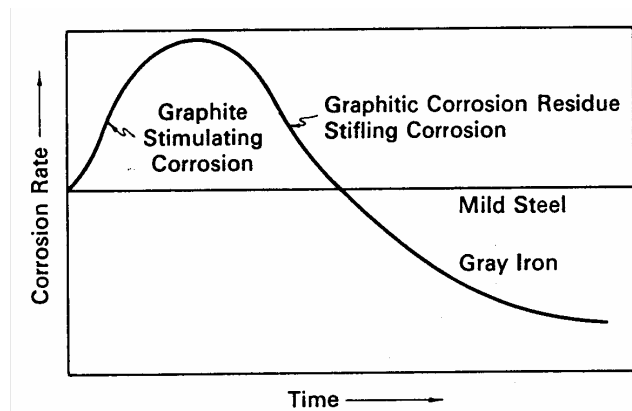


Figura 1.4.7. Influencia del grafito en la velocidad de corrosión de un hierro gris. Note que al inicio el grafito actúa como promotor de la corrosión sin embargo al pasar el tiempo los residuos de corrosión del grafito tapan los poros del material disminuyendo la velocidad de corrosión [4].

Algunos de los medios corrosivos más comunes son:

- atmósfera.
- agua.
- suelos.
- ácidos.
- sustancias alcalinas.
- soluciones salinas.
- compuestos orgánicos
- metales fundidos.

En la tabla C1.4 se muestra la velocidad de corrosión para distintas fundiciones en una solución al 3.5% NaCl saturada de aire a 30°C con agitación. El hierro dúctil con matriz perlítica tiene una velocidad de corrosión menor que aquella del hierro dúctil con matriz ferrítica al mismo porcentaje de Ni.

Material	Velocidad de corrosión [μm por año]
Hierro Dúctil (1.5% Ni) matriz perlítica	840
Hierro Dúctil (1.5% Ni) matriz ferrítica	899
Hierro Gris (1.5% Ni) con matriz perlítica	783
Hierro Gris (1.5% Ni) con matriz ferrítica	754
Hierro Gris con matriz perlítica	1044
Hierro Gris con matriz ferrítica	812

Tabla C1.4. Velocidad de corrosión de varias probetas sumergidas por siete días en una solución al 3.5% NaCl a una temperatura de 30°C y con agitación de 16ft/min [4].

Al observar los resultados de la prueba se puede apreciar que la microestructura de la matriz del hierro y la presencia del grafito son los factores más importantes a considerar al analizar los resultados para evaluar la velocidad de corrosión en una solución de NaCl.

*Capítulo 2 Proceso de proyección térmica y la
proyección térmica del zinc*

2.1 Recubrimientos por Proyección Térmica.

Se llama procesos de recubrimiento por proyección térmica a aquellas técnicas por las cuales un material, ya sea cerámico, metálico, metálico-cerámico o incluso polimérico, es fundido y proyectado sobre una superficie. El material proyectado o de aportación puede encontrarse en forma de polvo, alambre o barra previo a ser calentado algunos grados por encima de su temperatura de fusión por medio de la combustión de algún gas o una fuente de calor diferente. Después las partículas fundidas del material son rociadas sobre una superficie llamada sustrato y al impactarse el material se adhiere mecánicamente. A medida que mas y mas material es proyectado las gotas se enciman unas con otras al tiempo que solidifican formando láminas. En la figura 2.1.1 se muestra un esquema general del proceso de proyección térmica.

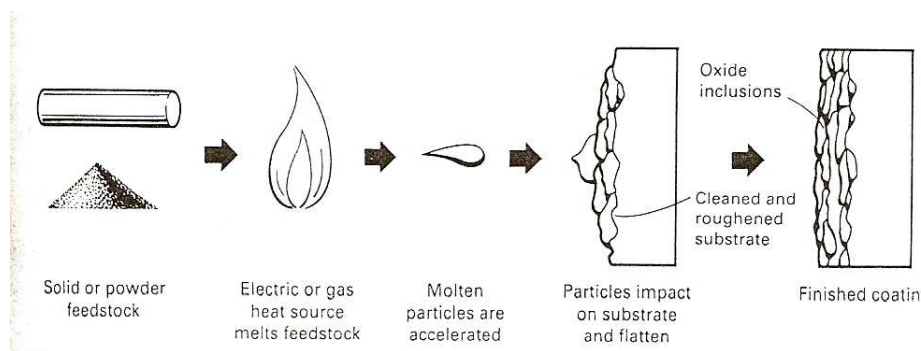


Figura 2.1.1 Esquema general de la aplicación de un recubrimiento por proyección térmica [20].

Tanto la forma de elevar la temperatura del material, así como el gas utilizado para proyectarlo diferencian las múltiples técnicas de proyección térmica. La capa de recubrimiento resultante tiene características típicas de la técnica de proyección usada (tabla A2.1).

Característica	Flama	Arco eléctrico	Plasma
adherencia [Mpa]	14--28	28--41	22--34
espesor máx. [mm]	0.5 - 2.0	0.5 - 2.5	0.4 - 2.5
densidad teórica %	85 - 90	85 - 90	90 - 95

Tabla A2.1 Características generales de la capa de recubrimiento de materiales ferrosos proyectados por diferentes técnicas [19].

La adherencia es de naturaleza mecánica y se ve afectada por la preparación del sustrato y el proceso por el cual se lleva a cabo la proyección térmica, ésta se incrementa proporcionalmente en relación al aumento en la temperatura del sustrato mientras que la porosidad disminuye [21]. La velocidad de las partículas y la atmósfera en la que fluyen antes de llegar al sustrato también influye en las propiedades de la capa. Por lo regular, a mayor velocidad de partícula, mayor adhesión “partícula con partícula” y “partícula con

sustrato” al igual que menor porosidad. La oxidación ocurre mientras las partículas viajan hacia el sustrato y puede provocar un incremento en la porosidad y baja densidad de capa. El grado de oxidación depende del método de proyección de la capa y las condiciones en que se llevó a cabo. En la figura 2.1.2 se muestra una capa de recubrimiento con la morfología laminar y porosidad característica de los procesos de proyección térmica [22].

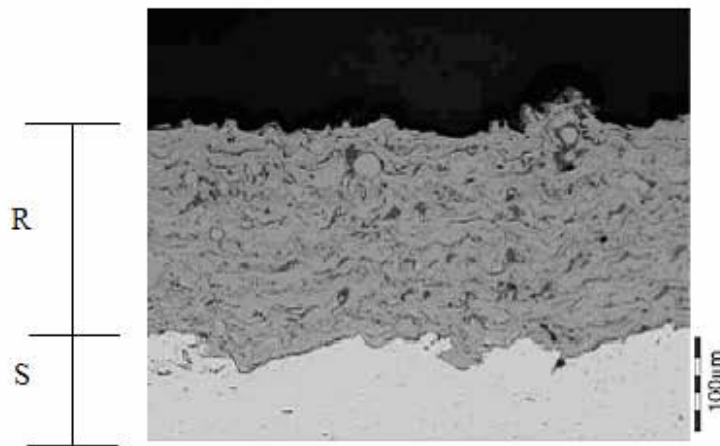


Figura 2.1.2 Imagen de SEM mostrando morfología laminar y porosidad típica de una capa de recubrimiento por proyección térmica donde (R) recubrimiento y (S) sustrato [22].

Los recubrimientos por proyección térmica se distinguen también por la versatilidad de espesores que se pueden lograr en una misma pieza, la facilidad de dejar zonas sin recubrir si se desea y la opción de corregir defectos rápidamente sin tener que someter a toda la pieza a un nuevo baño como lo es en el caso del galvanizado.

Procesos de Proyección Térmica.

Proyección por flama.

Utiliza gas para calentar y fundir el material. Acetileno, propano e hidrógeno junto con oxígeno son los gases de uso más común. El material de aportación puede encontrarse en forma de polvo, alambre o barra. Las características y temperatura de la flama dependen de la mezcla del oxígeno y el otro gas que se utilice. La temperatura de la flama puede variar entre 2526°C y 3087 °C y las partículas pueden ser expulsadas a una velocidad de hasta 295 m/s. En la figura 2.1.3 se muestra el esquema de una pistola de proyección por flama que utiliza el material de aportación en forma de alambre. El costo de operación y de mantenimiento además de la practicidad del equipo hacen de esta técnica una buena opción si no se requiere una gran densidad de recubrimiento. Otra ventaja es que se puede proyectar casi cualquier material sea o no un metal. Desafortunadamente las partículas de material de aportación muchas veces entran en contacto con la atmósfera y pueden llegar a formar óxidos que se añaden al recubrimiento.

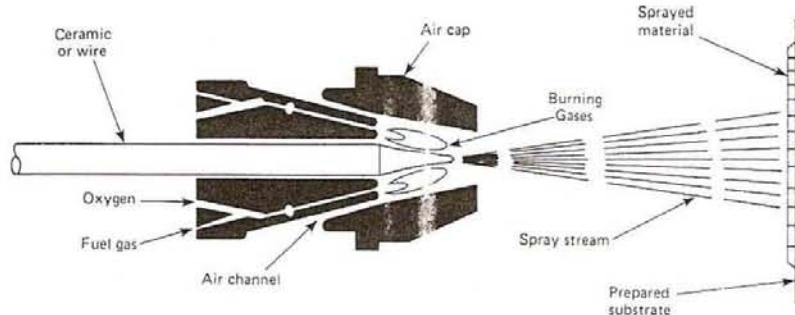


Figura 2.1.3 Esquema de una pistola de proyección por flama [19].

Proyección por arco eléctrico.

El calor necesario para fundir el material viene del contacto de dos alambres con cargas eléctricas opuestas, generando un arco eléctrico controlado. El material de aportación es aquel que se funde en la punta de ambos alambres, es por esto que no puede añadirse en forma de polvo. Los recubrimientos por este método tienen mejor adherencia que aquellos logrados por proyección por flama debido al sobrecalentamiento del material de aportación que al chocar con el sustrato (a una velocidad aproximada de 240 m/s) forma pequeños sitios donde a veces se lleva a cabo una soldadura microscópica. En la figura 2.1.4 se muestra el esquema de una pistola de proyección por arco eléctrico. Debido a que no presenta flama es más conveniente que el uso de una pistola para proyección por flama pues ésta última podría calentar el sustrato. No se utilizan gases costosos para proyectar el material de aportación por lo que el gasto de uso es bajo. Desafortunadamente es muy difícil, aunque no imposible, proyectar materiales que no sean dúctiles y buenos conductores eléctricos.

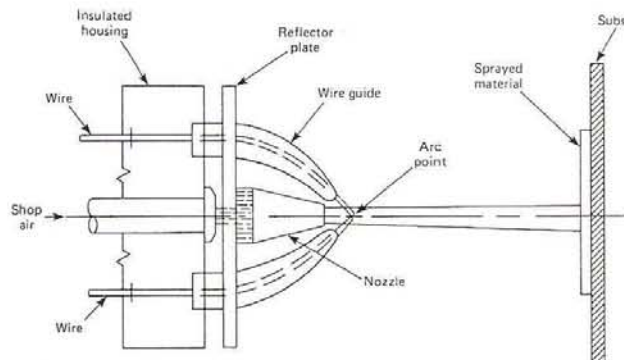


Figura 2.1.4 Esquema de una pistola de proyección por arco eléctrico [19].

Proyección plasma

En este caso un gas inerte, argon por lo regular, fluye entre un ánodo de tungsteno y un cátodo de cobre. Un arco eléctrico se genera entre ambos electrodos por medio de una descarga y manteniéndose con corriente directa. El arco eléctrico ioniza el gas creando un plasma es decir gas a alta presión y temperatura. Como resultado del aumento en la temperatura (hasta 30000 °C [19]) el gas aumenta su volumen lo que le da gran velocidad al salir por la boquilla de la pistola. El material de aportación debe encontrarse en forma de polvo, preferentemente justo antes de la boquilla. El plasma funde el polvo y lo proyecta al sustrato. Las partículas viajan a una velocidad de hasta 560 m/s. La presencia del gas inerte evita que el material proyectado se oxide o reaccione con el ambiente mejorando las propiedades del recubrimiento. La densidad de los recubrimientos por plasma es mucho mayor comparada con aquella lograda por cualquiera de los dos métodos mencionados anteriormente. En la figura 2.1.5 se muestra un esquema de una pistola de proyección por plasma. Este tipo de proceso es caro y no es recomendable para su uso en campo. Por lo regular se utiliza en piezas que puedan ser llevadas a un taller y necesiten protección contra corrosión a altas temperaturas o agentes químicos.

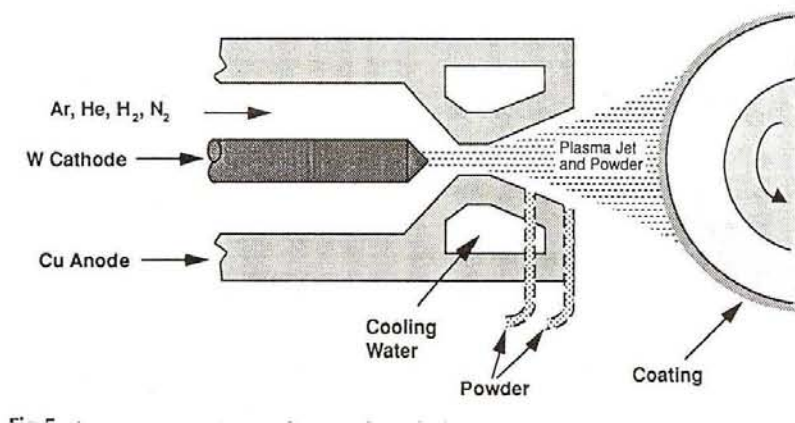


Figura 2.1.5 Esquema de una pistola de proyección por plasma [19].

El proceso general de recubrimiento por proyección térmica.

El proceso de proyección térmica consta de tres etapas: limpieza de la superficie para remover cualquier rastro de aceites o grasa, preparación de la superficie y aplicación de la capa. Estos tres pasos deben ser llevados a cabo sin importar si la pistola para proyección es de flama, arco eléctrico o plasma.

Limpieza de la superficie.

Es muy recomendable limpiar la superficie del sustrato con algún químico, dependiendo de los contaminantes que se sospeche posea el material como pueden ser óxidos, grasa, lubricantes, pintura, etc. En el pasado se recurría a métodos mecánicos como desbaste, lijado o cepillado de las piezas, sin embargo no es recomendable pues genera escalones en

la superficie que afectan la adherencia del recubrimiento. Los métodos mas utilizados en la actualidad son ataque con limpiadores alcalinos e incluso detergente líquido.

Preparación de la superficie.

Para lograr una óptima adherencia es necesario que la superficie del sustrato tenga la adecuada rugosidad. La rugosidad depende del tamaño de partícula abrasiva utilizada durante el granallado y la presión del aire. La rugosidad en estos casos se mide como gruesa, mediana o fina [19]. La granalla suele ser de óxido de aluminio, arena de silicio o carbón. El tamaño de granalla necesaria para cada acabado puede verse en la tabla B2.1.

Rugosidad	Tamaño de partícula\ malla
Gruesa	menor a 10 \ mayor a 30
Media	menor a 14 \ mayor a 40
Fina	menor a 30 \ mayor a 80

Tabla B2.1 Tamaño de partícula o malla necesaria para lograr rugosidad gruesa, media y fina durante el granallado [19].

Durante el proceso de granallado es necesario apuntar la pistola de granalla perpendicular a la superficie que se esta preparando. Se puede llegar hasta a 45 ° de la perpendicular a la superficie pero no mas. La presión del aire debe mantenerse entre 210 y 620 kPa a una distancia de entre 50 a 150 mm. Deben evitarse largos periodos de preparación ya que las mismas partículas pueden incrustarse en la superficie del sustrato. Tras la preparación de la superficie se recomienda limpiarla con aire a presión para retirar polvo y partículas que pudieran haberse incrustado.

Aplicación del recubrimiento.

El uso de la pistola para proyección térmica sigue los mismos principios de aquella utilizada para granallar la superficie del sustrato. Sin embargo, la distancia a la cual se proyecta es mayor si se utiliza una pistola de flama, para evitar calentar el sustrato. Debido a que el recubrimiento solo se deposita en el alcance o mira de la pistola es necesario realizar varios pases para que la capa quede lo mas pareja posible. Como ya se explicó anteriormente el espesor de capa depende del número de pases sobre el área del sustrato. Algunas veces es recomendable que el sustrato sea calentado durante la aplicación de la capa de recubrimiento con el propósito de lograr una mejor adhesión. En la tabla C2.1 se muestran los rangos de temperatura del sustrato que se utilizan según el proceso que se esté llevando a cabo.

Proceso	Temperatura del sustrato [°C]
Flama	95 -135
Arco eléctrico	50 - 120
Plasma	95 - 120

Tabla C2.1 Temperatura de sustrato recomendada para cada proceso de proyección térmica [19].

Tratamientos posteriores a la capa depositada.

Sellado.- Como se mencionó anteriormente el recubrimiento es por naturaleza poroso y en ciertas condiciones de uso como exposición a gases o líquidos corrosivos es necesario protegerlo por medio de un material que selle esos poros. En la tabla D2.1 se muestran algunos materiales usados para sellar recubrimientos.

Sellador	Temperatura de uso [°C]
cera	hasta 40
resina	hasta 260
con base de silicio	hasta 480

Tabla D2.1 Algunos selladores y su temperatura máxima de uso [19].

Si es necesario aplicar sellador al recubrimiento se recomienda hacerlo inmediatamente después de la proyección térmica. El método más efectivo para aplicar el sellador es por vacío. La pieza recubierta se sumerge en el sellador y luego se crea un vacío. Los poros interconectados expuestos a la superficie son rellenados completamente.

Acabado de la superficie.- Aunque la mayoría de las veces las piezas proyectadas térmicamente se utilizan justo después de aplicado el recubrimiento algunas veces es necesario darles un acabado final. Éste se recomienda posterior al sellado para evitar que los fluidos lubricantes del acabado puedan penetrar y permanecer en los poros. Las técnicas para darle acabado a un recubrimiento son las mismas que se utilizan al darle acabado a un metal desnudo. La única consideración es llevarlo a cabo de manera que la capa de recubrimiento no sea dañada y eso depende del material del que esta hecha.

Usos de los recubrimientos por proyección térmica

La selección del material de aportación obedece a la característica que se quiera incrementar en el sustrato. A continuación se explican los usos más importantes de los recubrimientos por proyección térmica.

Resistencia al desgaste.

El incremento en la resistencia al desgaste es uno de los principales usos de los recubrimientos por proyección térmica. Se ha comprobado que esta característica se ve afectada por la densidad y la adhesión de la capa. Ambas características se relacionan con la velocidad de proyección, a mayor velocidad de proyección, mayor densidad y adhesión de la capa al sustrato.

Resistencia a la corrosión.

Proyección térmica por flama de recubrimientos de zinc y aluminio sobre puentes, barcos o sustratos de fundiciones y acero es la técnica más común para proteger estructuras contra la corrosión. La protección catódica proporcionada por estos materiales es la característica mas apreciada junto al bajo costo y conveniencia del método. El zinc no se recomienda en

medios ácidos , altamente alcalinos o en condiciones de servicio que excedan los 200 °C pues se corroe muy rápidamente. En medios medianamente alcalinos presenta menor velocidad de corrosión que el aluminio [21]. Las características de la capa de zinc aplicada por proyección térmica se discutirán con más detalle en la siguiente sección. Para protección a temperaturas mayores a 500 °C se recomiendan recubrimientos de Ni- Cr.

Aplicaciones Eléctricas y Térmicas

Se utilizan como barrera para evitar la conducción o como un conductor mismo. Recubrimientos metálicos se utilizan para combinar alta resistencia al desgaste y alta conductividad, mientras que recubrimientos de óxidos se utilizan como aislantes. En este tipo de aplicaciones es altamente recomendable sellar perfectamente la capa.

2.2 El zinc como recubrimiento aplicado por proyección térmica.

El zinc es un metal de color plateado azuloso, notable por su resistencia a la corrosión y conveniente debido a que su costo de producción es muy bajo pues requiere de menos energía que el del aluminio [18]. En la tabla A2.2 se muestran algunas de las propiedades físicas y mecánicas del zinc puro [18].

Propiedad	
Resistencia a la tensión	90 – 130 MPa
Elongación	5% - 65%
Dureza Brinell (500 Kg.)	30
Punto de Fusión	419.5 °C
Punto de Ebullición	907 °C
Densidad	6.92 – 7.16 g/cm ²

Tabla A2.2 Propiedades físicas y mecánicas del zinc puro [18].

El zinc utilizado para recubrimientos por proyección térmica debe ser grado Z15001 o Z13001 con pureza de 99.90% o 99.99% respectivamente [24]. En estos casos el zinc puede presentarse en polvo o alambre y las características de la capa proyectada serán las mismas. Otras aleaciones pueden utilizarse pero se debe tener cuidado pues si la aleación contiene mas del 15% de aluminio no se recomienda sea utilizada en forma de alambre pues este elemento dificulta la alimentación mecánica de la pistola. Es muy común que el zinc sea proyectado por pistola de flama o arco eléctrico si ninguna diferencia en la calidad de la capa. La capa proyectada de zinc presenta la misma morfología que cualquier otra lograda por este método, es decir laminar, porosa y rugosa. Dependiendo de la atmósfera cada partícula de zinc será rodeada por una capa de óxido de zinc que se forma mientras el material se encuentra fundido. La superficie rugosa de la capa de zinc permite que se aplique sellador o pintura con gran facilidad. En general el propósito de aplicar una capa de zinc por proyección térmica es la protección contra la corrosión.

El zinc en la protección del acero.

En todo el mundo la corrosión implica pérdidas económicas, un ejemplo es el sector industrial norteamericano donde se pierden aproximadamente 276 millones de dólares anuales. El hierro y el acero son particularmente vulnerables y los estragos de la corrosión en forma de óxido son muy comunes. El Fe extraído de los yacimientos está, por naturaleza, combinado con otros elementos y al ser separado de ellos se vuelve inestable e inmediatamente reacciona con el ambiente, particularmente con el oxígeno de la atmósfera. La corrosión es un proceso electroquímico acompañado por pequeñas corrientes eléctricas en un par galvanico incluso puede suceder entre zonas de un mismo material. Para que esto suceda debe existir una diferencia de potencial y un electrolito que actúe como un conductor iónico para la corriente. A esto se le llama una pila y se organiza como series de ánodos negativos y cátodos positivos. Las reacciones en los ánodos producen electrones y en los cátodos consmen electrones. Ya se ha mencionado que el zinc tiene una alta resistencia a la corrosión y es por esto que se utiliza para sellar al acero y evitar que se corroa. Sin embargo, la función del zinc sobre el acero es aun mas compleja. Cuando dos metales entran en contacto afectan a la celda electrolítica existente. La posición del ánodo y el cátodo se ve afectada por la posición que estos metales tengan en la serie galvánica que agrupa a los metales según su electronegatividad. La serie galvánica depende del electrolito que se esté utilizando. En la tabla B2.2 se muestra la serie galvánica para metales en agua de mar. Los metales mas electronegativos se encuentran al inicio de la lista mientras que los mas electropositivos están al final.

Material	Potencial [V]
Magnesio	-1.55
Zinc	-1.10
Aluminio	-0.86
Cadmio	-0.77
Hierro	-0.68
Acero	-0.68
Acero inoxidable	-0.61

Tabla B2.2 Serie galvánica para metales en agua de mar [22].

Como se puede ver en la tabla B2.2 si el zinc y el acero entran en contacto la corriente fluiría del hierro al zinc, es decir el zinc sería quien produjera los electrones mientras que el acero los consumiría. Así el zinc se corroería antes que el acero, protegiéndolo. Este tipo de protección se denomina catódica y se produce cuando existe daño mecánico a la capa de zinc exponiendo la superficie del acero al electrolito. Es decir el material mas electronegativo protege al menos electronegativo. Cuando el zinc se corroe forma varios productos dependiendo del ambiente al que está expuesto llenando los espacios expuestos e impidiendo que la corrosión continúe. El hierro tiene el mismo potencial que el acero por lo que se encontraría en la misma posición que el acero en la serie galvánica de la Tabla B2.2 por lo tanto se esperaría que el zinc protegiera al hierro de la misma manera que protege al acero.

Productos de corrosión del zinc en medio acuoso.

La capacidad de zinc para resistir la corrosión depende directamente de la producción de una capa protectora de productos de corrosión. Existen factores que ayudan o dificultan la formación de dicha capa, como el pH del medio y elementos presentes en el agua. Tanto los medios muy ácidos como los muy alcalinos pueden debilitar la capa protectora del zinc y acelerar su corrosión.

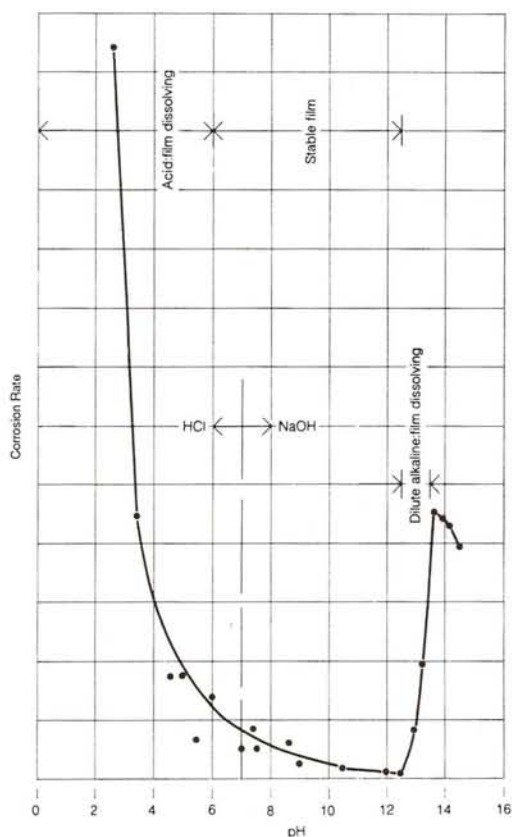


Figura 2.2.1 Efecto del pH en la formación de la capa de productos de corrosión del zinc [18].

En la figura 2.2.1 puede apreciarse que la velocidad de corrosión disminuye y la capa protectora puede crecer y mantenerse en ambientes con un pH de entre 6 y 12.5. En la práctica se añaden inhibidores de corrosión como el dicromato de sodio o el silicato de sodio y se controla el pH para mantenerlo a un nivel medianamente alcalino y así promover la formación de productos de corrosión y evitar el deterioro de la capa de zinc. Algunas veces cuando piezas recubiertas con zinc son almacenadas por largo tiempo en ambientes cerrados y con superficies adyacentes se forma un tipo de producto blanco en la superficie del recubrimiento, se le conoce como “wet storage stain” o corrosión blanca [20] y se puede evitar con una correcta circulación de aire. Cuando se utiliza zinc de alta pureza la

resistencia a la corrosión no es muy diferente, sin embargo cuando se usan aleaciones existen elementos que si la afectan. El disminuir los porcentajes de plomo y cadmio evita que exista corrosión intergranular mientras que añadir aluminio aumenta dramáticamente la resistencia a la corrosión.

Usos

Muchas estructuras de acero cuentan con una capa de zinc proyectado térmicamente, la mayoría de ellas son puentes. El “Ridge Avenue Bridge” en Filadelfia se recubrió térmicamente con zinc en 1938 y la capa duró 36 años. Por lo regular se suelen recubrir piezas de grandes dimensiones donde recubrir por medio de galvanizado sería imposible. Algunos barcos tienen cubiertas recubiertas de zinc, incluso la capa se proyectó térmicamente sobre el material corroído y sin limpiar. Este proceso esta autorizado por la especificación ISO 8179. Capas de zinc proyectado térmicamente también se han aplicado para reparar superficies galvanizadas que fueron dañadas por el tiempo.

Capítulo 3 Desarrollo Experimental

3.1 Caracterización del hierro dúctil.

La fundición nodular con alto porcentaje de Cu utilizada en este trabajo de tesis fue fabricada en el Laboratorio de Fundición del Departamento de Ingeniería de Metalurgia Edificio D de Metalurgia de la Universidad Nacional Autónoma de México. Dicha fundición fue normalizada a 950°C por 1 hora, y se dejó enfriar al aire. Tiene la composición química mostrada en la Tabla A3.1.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mg	Fe
3.440	2.602	0.438	0.021	0.012	0.043	0.026	0.934	0.026	92.4

Tabla A3.1 Composición Química de Hierro Nodular obtenido en la segunda fundición (alto % de Cu)

La caracterización del hierro dúctil se llevó a cabo en tres etapas. La primera etapa consistió en caracterizar el grafito, la segunda en identificar la microestructura de la matriz y la tercera en medir la dureza. Se tomaron dos muestras del material de partida y se les dio una forma cilíndrica con un diámetro de 24mm, y una altura 15mm para luego ser cortadas por la mitad con un disco de diamante, exponiendo el área sobre la cual se realizaron todas las pruebas de caracterización.

Caracterización del grafito.

La caracterización del grafito se llevó a cabo siguiendo las normas ASTM E3 y ANSI/ASTM A 247-67 para procedimientos metalográficos y caracterización de grafito respectivamente. En esta última norma se indica que para caracterizar el grafito se deben tomar en cuenta tres aspectos: la forma o tipo, el tamaño y la distribución de los nódulos de grafito. Es necesario aclarar que esta norma se utiliza únicamente con fines comparativos. Se tomó especial atención en cortar el material de manera que la probeta resultante tuviera superficies planas para facilitar los pasos siguientes. Por su forma y tamaño no hubo necesidad de montarlas en baquelita como sugiere la norma. Después las superficies a evaluar se sometieron a desbaste con cuatro lijas de agua con distinto tamaño de grano cada una y en el siguiente orden: 240, 320, 400 y 600. Durante cada pase de cada lija se utilizó agua como lubricante. En cada etapa se puso especial atención en desbastar de manera que no se arrancara el grafito de la matriz del material. Entonces se procedió a la última etapa en donde las probetas fueron pulidas a espejo con un paño giratorio de tela de algodón en una pulidora METASERV Universal Polisher utilizando agua como lubricante y alúmina de 0.5 μm como agente abrasivo. La alúmina se espolvoreó seca y después se añadió el agua para formar la pasta abrasiva. No se ejerció mucha presión ni se movió la probeta en dirección contraria al giro del paño para evitar arrancar el grafito de la matriz. Al terminar el pulido fino las probetas fueron enjuagadas con agua corriente y secadas con aire a presión. Una vez que las probetas se encontraban pulidas a espejo y sin recibir ningún tipo de ataque químico se colocaron en un microscopio óptico OLYMPUS PMG-3 con el que se obtuvieron imágenes digitales del grafito en las orillas de la probeta y en el centro.

Todas las imágenes se obtuvieron con el programa Image-Pro Plus a 100x. Utilizando las tablas I, II y III de [27] se procedió a obtener las características del grafito. Este es un método comparativo por lo cual las imágenes debieron ser de la mejor calidad posible. Se comparó el grafito de la imagen digital de la probeta experimental con el de los diferentes gráficos indicados en la tabla I hasta encontrar todos los tipos de grafito existentes. La tabla II permitió saber la distribución del grafito (aunque para hierro dúctil la distribución no suele ser reportada [26]) y de la misma manera que con la tabla I se comparó entre varias imágenes hasta encontrar alguna que representara la misma distribución de grafito que en la imagen digital obtenida de la probeta experimental. La tabla III ayudó a definir el tamaño del grafito existente. Se comparó con los gráficos hasta encontrar una imagen que representara el mismo tamaño del grafito en la imagen digital obtenida de la probeta experimental.

Caracterización de la matriz.

Dos probetas se prepararon de la misma forma que aquellas destinadas para caracterizar el grafito solo que además de todos los pasos ya descritos, como último paso se atacaron químicamente con una solución de ácido nítrico en alcohol etílico al 2% en volumen (nital 2%) siguiendo la norma ASTM E 407-99. Las probetas se sumergieron por unos cuantos segundos en la solución de ácido nítrico hasta que la superficie a evaluar se volvió tornasol. Fue muy importante enjuagar con alcohol inmediatamente después de que esto sucediera para evitar que la muestra se sobre atacara. Después se secó con aire caliente y se colocó en el microscopio óptico antes mencionado donde se adquirieron imágenes digitales a 100x, 500x y 1000x. También se capturaron imágenes con MEB Philips XL-20. Después fueron comparadas con las imágenes de [33].

Ensayo de Dureza.

El ensayo de dureza se llevó a cabo en un durómetro BUEHLER LTD. Modelo 1800-5002 sobre dos probetas con la misma geometría que aquella descrita en la caracterización de grafito. Según la norma E18-93, se utilizó un penetrador con forma de diamante a una carga total de 150 kgf para medir la dureza en HRC . Se colocó la muestra sobre un soporte en “v” para impedir que se moviera durante la prueba. Se realizaron tres penetraciones en cada probeta, dos a lo largo de la orilla y una en el centro.

3.2 Tratamiento Térmico de Austemperizado para hierro dúctil y caracterización del hierro dúctil austemperizado.

Los parámetros de austenitizado y austemperizado fueron definidos con base en las referencias consultadas para mantenerlas similares [36] , [13], [41].

Para realizar el tratamiento de austemperizado del hierro dúctil se maquinaron cuatro probetas cilíndricas (figura. 3.2.1), dos con un diámetro $d=24\text{mm}$, y una altura $h= 15\text{mm}$ y

otras dos con diámetro $d= 6\text{mm}$ y altura $h= 10\text{mm}$. Éstas últimas se maquinaron con el propósito de obtener de ellas las probetas para la prueba de desgaste.

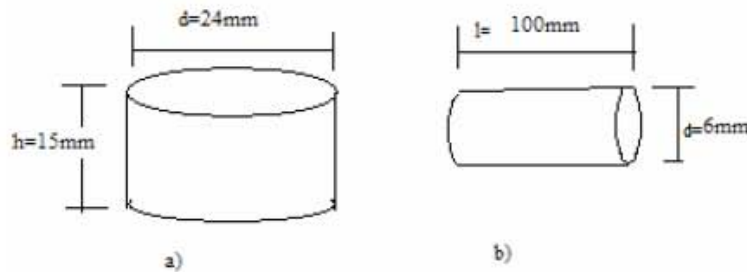


Fig. 3.2.1 Probetas sometidas a tratamiento térmico de austemperizado.

Se programó la mufla SYBRON Thermolyne 2000 para que alcanzara 927°C pues es una temperatura que permite la obtención de austenita alta en carbono sin reducir la ventana de proceso gracias al alto contenido de Cu en la fundición. Una vez que se alcanzó esta temperatura se colocaron las piezas dentro de ella. Pasados 45 minutos las piezas fueron removidas e inmediatamente sumergidas en un baño de sales a 350°C . Después de 35 minutos las piezas fueron removidas del baño y enfriadas al aire. Las probetas fueron cortadas y sobre la superficie del corte se evaluaron las características del hierro nodular austemperizado.

3.3 Proyección térmica del zinc y caracterización del recubrimiento.

Procedimiento experimental de proyección térmica.

La proyección térmica de zinc se llevó a cabo sobre dos probetas de hierro dúctil y dos probetas de hierro dúctil austemperizado maquinadas con la misma geometría descrita en el apartado de caracterización del hierro dúctil. El área a proyectar se muestra en la figura 3.3.1. También proyectaron térmicamente dos probetas de hierro dúctil y dos probetas de hierro dúctil austemperizado con la geometría requerida para la prueba de desgaste

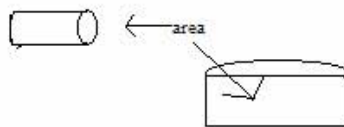


Fig. 3.3.1 Áreas proyectadas térmicamente con zinc.

Antes de realizar la proyección térmica del zinc, se revisó que las muestras no presentaran signos de corrosión o presencia de polvo. Después se sometieron a un enjuague de 2 a 4 minutos en una solución de HCl 1.1, que las liberó de grasa, suciedad y óxido. Entonces se procedió a granallar utilizando un compresor y una pistola para proyectar granalla. El granallado se hizo empleando Al_2O_3 de malla 12. Tras varias pruebas se determinó que se debía granallar por espacio de 5 minutos las probetas de hierro dúctil y 8 minutos las

probetas de hierro dúctil austemperizado para poder lograr la rugosidad media necesaria para la adhesión del recubrimiento. Se utilizó una pistola de gas Sulzer Metco 14E y zinc en forma de alambre con diámetro de 3mm y pureza de 99.99%. La presión de los gases fue 30 psi para el oxígeno, 15 psi para el oxiacetileno y 70 psi para el aire comprimido. La proyección se hizo en dirección perpendicular al área a proyectar y a 15cm de distancia. Al final se llevó a cabo una inspección visual en busca de protuberancias, áreas donde faltara el material, o donde hubiera evidencia de que la capa de recubrimiento no fuera regular. No se encontró ningún defecto visible a simple vista en el recubrimiento.

Caracterización del Recubrimiento de Zn sobre hierro dúctil y hierro dúctil austemperizado.

Una probeta de hierro dúctil austemperizado y una de hierro dúctil ambas recubiertas mediante proyección térmica con zinc fueron cortadas por la mitad obteniendo cuatro nuevas probetas con la capa de zinc y el sustrato expuestos (figura. 3.3.2).

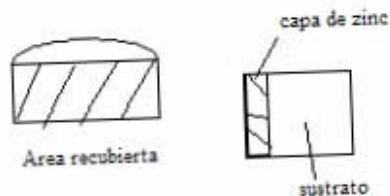


Fig. 3.3.2 Área que expone la capa de zinc y el sustrato de hierro dúctil o hierro dúctil austemperizado.

Haciendo uso del MEB se pudieron obtener los elementos presentes en la capa y en el sustrato. Se obtuvieron imágenes del recubrimiento y el sustrato para analizar visualmente la adhesión del recubrimiento de zinc al sustrato y su espesor de capa. Se tomaron imágenes a 100x, 200x y 240x. Con el propósito de demostrar que el proceso de proyección térmica no modifica al sustrato se tomaron imágenes de la microestructura tanto del sustrato de hierro dúctil como el de hierro dúctil austemperizado, ambas a 1600x. También se llevó a cabo análisis de EDS con microsonda para detectar los elementos presentes en el sustrato y la capa de zinc. Entonces se llevó a cabo el ensayo de microdureza Vickers en un equipo Shimadzu HMV-2 ASSY. Se utilizaron las mismas probetas que se observaron en el MEB pero únicamente se evaluó la capa de zinc. El ensayo siguió la norma ASTM E384-06. La carga aplicada fue de 1.961 N y el tiempo de duración de cada ensayo fue de 15 segundos. Se llevaron a cabo cinco ensayos por cada probeta. Se evaluaron dos probetas proyectadas térmicamente con zinc, una de ellas con sustrato de hierro dúctil y las otras con sustrato de hierro dúctil austemperizado. En ambos ensayos se midieron las dos diagonales hechas por el penetrador. Con estos datos se obtuvieron los resultados de microdureza Vickers.

3.4 Prueba de desgaste (Pin Test).

La prueba de desgaste se llevó a cabo en la Facultad de Química Edificio D UNAM. El experimento siguió los pasos de limpieza y evaluación del peso de las probetas según la norma ASTM G99, tanto las características de la prueba como las probetas utilizadas fueron particulares al equipo (Fig. 1.4.4).

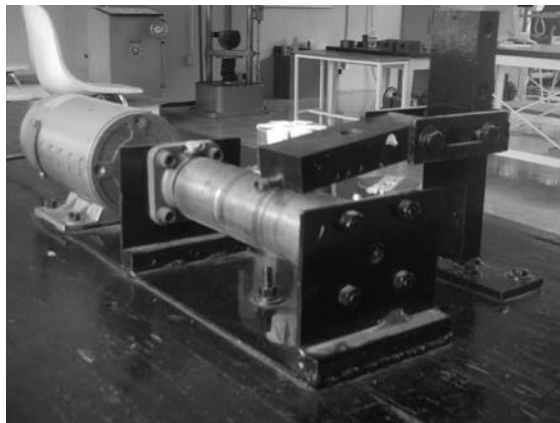


Figura 3.4.1 Equipo para prueba de desgaste.

El equipo consta de un motor Dart Controls Inc. DC 2414-488-10, un cilindro giratorio hecho de acero templado con $d = 6$ cm y longitud $l = 20$ cm., un porta probetas para muestras de 6-7 mm de diámetro, un panel de control con perilla de encendido y control de corriente del motor. Las revoluciones por minuto se midieron con un tacómetro digital externo al equipo. La carga se aplicó por medio de discos de diferentes pesos que se colocaron perpendiculares al plano de la superficie a evaluar de la probeta, presionando ésta contra el disco giratorio. En total se sometieron ocho probetas a prueba de desgaste, el material del que estuvo hecha cada una se especifica en la tabla A3.4. Se maquinaron a una forma cilíndrica con diámetro $d = 6$ mm y altura $h = 20$ mm.

Material	Número de probetas
Hierro dúctil	2
Hierro dúctil austemperizado	2
Zinc proyectado sobre un sustrato de hierro dúctil.	2
Zinc proyectado sobre un sustrato de hierro dúctil austemperizado	2

Tabla A3.4 Material del que están hechas las probetas utilizadas en la prueba de desgaste.

El primer paso fue revisar que las probetas no presentaran signos de corrosión, suciedad o residuos del baño en sales. Tras limpiarlas perfectamente con lija abrasiva de grano 120, se secaron con aire a presión y se limpiaron con alcohol para retirar los residuos de grasa que pudieran tener. Después se pesaron en una balanza analítica Satorius BP2105 con exactitud de cuatro cifras decimales para obtener el peso inicial. Posteriormente las probetas de hierro dúctil y hierro dúctil austemperizado se colocaron en ciclos de 20 minutos a 400 RPM con una carga aplicada de 65.7 N. Al terminar cada ciclo eran pesadas cuidadosamente en la balanza antes mencionada y luego colocadas de manera que la superficie desgastada fuera siempre la misma. Se llevaron a cabo doce ciclos para cada probeta. En el caso del hierro dúctil proyectado térmicamente con zinc y el hierro dúctil austemperizado proyectado

térmicamente zinc, se observó que el recubrimiento era desgastado muy rápidamente por lo que para obtener datos mas útiles se cambiaron las condiciones del experimento a ciclos de dos minutos a 400 RPM y carga de 65.7 N. Se llevaron a cabo doce ciclos sobre las piezas recubiertas debido a que una vez que el recubrimiento se desgastaba o arrancaba totalmente del sustrato el seguir con la prueba no tenía ya ningún significado para este trabajo. Es importante aclarar que la diferencia en duración de los ciclos no comprometió la relación entre los resultados de las probetas no recubiertas y aquellas que si lo estaban.

3.5 Prueba de corrosión.

La prueba de corrosión se llevó a cabo en tres etapas: preparación de las probetas, exposición a agentes corrosivos y limpieza final. Esta prueba se llevó a cabo siguiendo la norma ASTM G 1-90. Se sometieron doce probetas a esta prueba asegurando un centímetro cuadrado mínimo de área expuesta de cada probeta. El material y el número de probetas hechas de él se pueden observar en la tabla A3.5.

Material	Numero de Probetas
Hierro dúctil	3
Hierro dúctil austemperizado	3
Hierro dúctil proyectado térmicamente con zinc.	3
Hierro dúctil austemperizado proyectado térmicamente con zinc.	3

Tabla A3.5 Material del que están hechas las probetas para la prueba de corrosión

Preparación de las probetas.

Como en las probetas recubiertas térmicamente con zinc era necesario evaluar solo una superficie, se optó por montar las probetas recubiertas en baquelita que es un material resistente al medio en el que se llevó a cabo la prueba. El resto de las probetas se colocaron sin montar. La geometría de las probetas se observa en la figura 3.5.1. También se calculó el área de todas las superficies de cada probeta para poder obtener el área total expuesta.

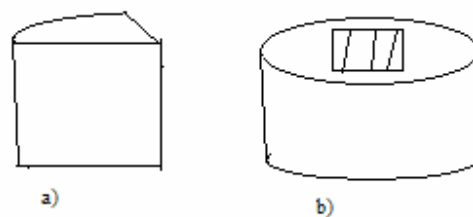


Figura 3.5.1 Geometría de las probetas para prueba de corrosión. a) Probeta sin recubrir y b) Probeta recubierta con zinc montada en baquelita.

Las probetas se limpiaron con alcohol etílico para eliminar grasa en las superficies, después se enjuagaron con agua destilada y se eliminó la humedad con acetona. Una vez limpias y secas se pesaron en la misma balanza analítica utilizada en la prueba de desgaste.

Cada probeta se pesó tres veces. Una vez pesadas se sumergieron en una solución de agua destilada y NaCl al 3% en peso.

Exposición

Las probetas permanecieron totalmente sumergidas en el medio de agua destilada y NaCl al 3% en peso por un lapso de 912 horas (38 días). Después de este tiempo fueron retiradas del medio.

Limpieza de los productos de corrosión

Inmediatamente después de ser retirada del medio corrosivo, cada probeta fue limpiada para retirar los productos de corrosión. La solución de limpieza para las probetas recubiertas con zinc se indica en la tabla B3.5.

Sustancia	cantidad
agua destilada	1000 ml
CrO ₃	50 gr
AgNO ₃	10 gr

Tabla B3.5 Sustancia de limpieza para probetas recubiertas con zinc [30].

La solución se encontraba a 80° C y se limpió cada superficie por un lapso de 15 a 20 segundos. La solución de limpieza para las probetas sin recubrimiento fue HCl 1.1 (ácido clorhídrico). Las probetas se sumergieron por un período de 10 minutos cada una. Después de cada periodo de limpieza las probetas se enjuagaban con agua destilada, luego con acetona y finalmente se pesaban en la balanza analítica. Este proceso debía repetirse hasta que la diferencia en peso de cada ciclo comparada con la del ciclo anterior fuera casi cero. En total se llevaron a cabo tres ciclos de limpieza y medición de peso.

Capítulo 4 Resultados

4.1 Caracterización del hierro dúctil.

Caracterización del grafito en el material de partida.

Se obtuvieron las características de nodularidad del hierro dúctil antes del tratamiento de austemperizado en la orilla (ver tabla A4.1) y en el centro del material (ver tabla C4.1). Como se mencionó en el capítulo I, el tamaño recomendado de nódulo en un material de partida para un tratamiento de austemperizado es de entre I y II en un 80 % del material, con una distribución de al menos 100 nódulos por milímetro cuadrado [8]. En la figura 4.1.1 se observa un 5 % de nodulos vermiculares que por su bajo porcentaje son despreciables,

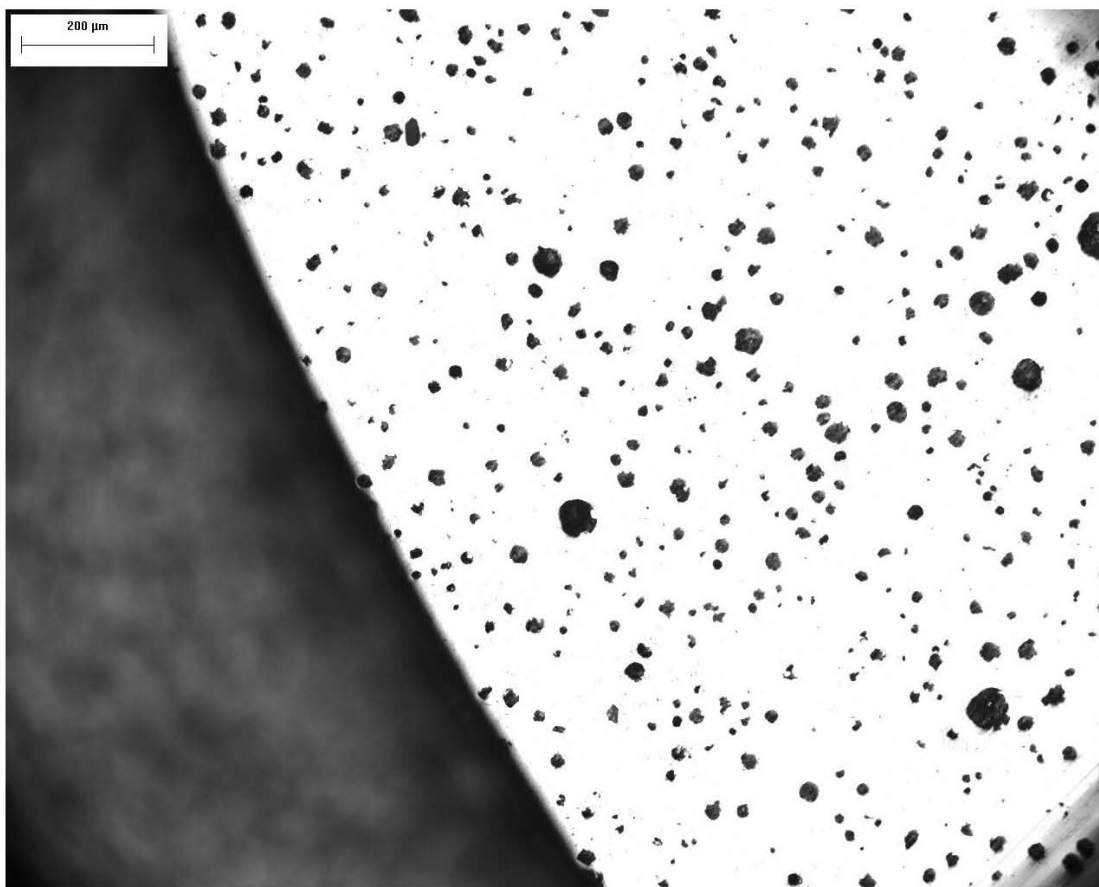


Figura 4.1.1 Nódulos de grafito en la orilla del material. Imagen de microscopia óptica a 100x sin ataque químico.

Porcentaje de cada tipo de nódulo.	Tipo de nódulo.	Tamaño de nódulo	Designación	Número de nódulos[nódulos/mm ²]
75	I	7	75 % I7	250
20	II	7	20 % II7	
5	IV	6	5 % IV6	

Tabla A4.1 Caracterización del grafito en la orilla del material según la norma ANSI/ASTM A 247-67.

Tipo de nódulo.	Porcentaje de cada tipo de nódulo.	Tamaño real de nódulo [μm]
I	75	30
II	20	26
IV	5	35

Tabla B4.1 Tamaño real de los nódulos en la orilla del material.

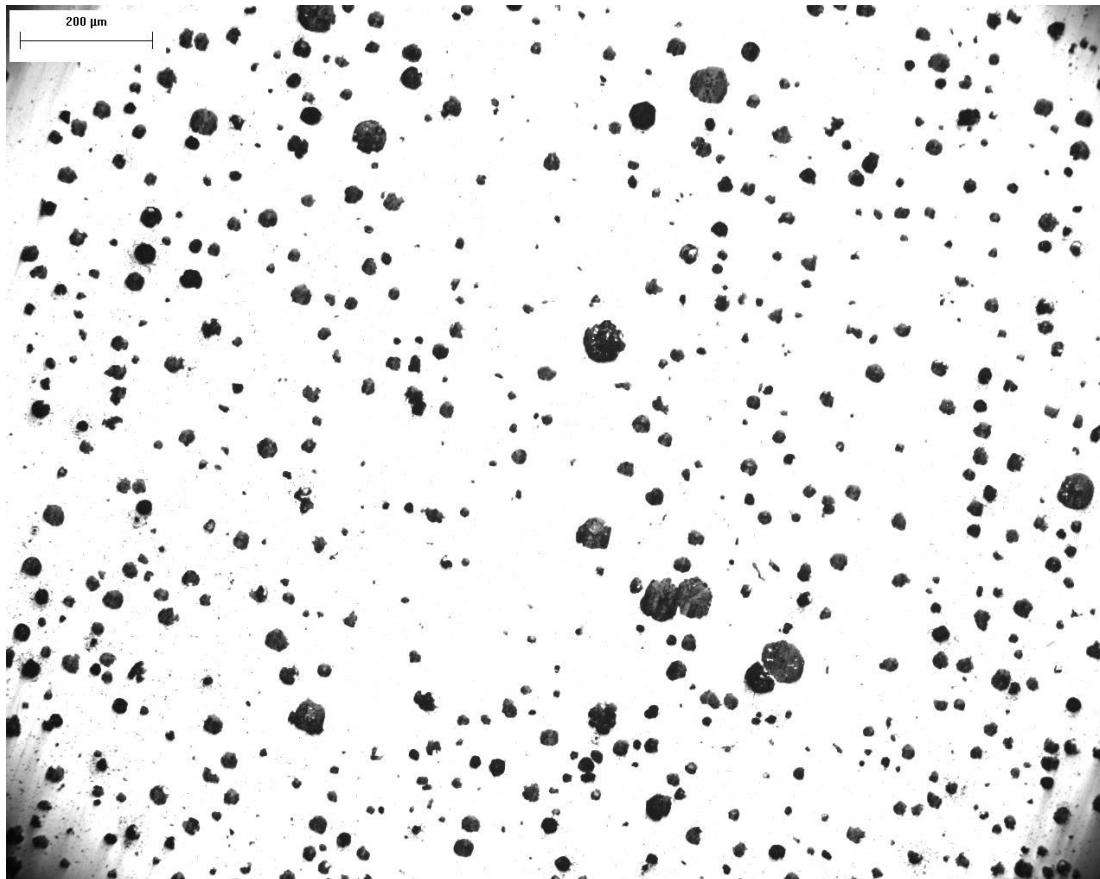


Figura 4.1.2 Nódulos de grafito en el centro del material. Imagen de microscopía óptica a 100x sin ataque químico.

75% de grafito nodular y 20% de grafito irregular. En el centro del material el grafito nodular es mas abundante (87 %) debido a que en la orilla la velocidad de enfriamiento por contacto con el molde es mayor haciendo más difícil que la roseta de carbono forme un nódulo compacto y grande. Sin embargo, por los resultados observados, la diferencia en velocidades de enfriamiento entre la orilla y el centro del material no fue muy grande por lo que se puede decir que las características microestructurales homogéneas. En las tablas B4.1 y D4.1 se muestra el tamaño real de los nódulos en la orilla y el centro del material, respectivamente.

Porcentaje de cada tipo de nódulo.	Tipo de nódulo.	Tamaño de nódulo	Designación	Número de nódulos[nódulos/mm ²]
87	I	6	87 % I6	250
12	II	6	12 % II6	
1	IV	6	1 % IV6	

Tabla C4.1 Caracterización del grafito en el centro del material según la norma ANSI/ASTM A 247-67

Tipo de nódulo.	Porcentaje de cada tipo de nódulo.	Tamaño real de nódulo [µm]
I	87	35
II	12	34
IV	1	57

Tabla D4.1 Tamaño real de los nódulos en el centro del material.

Caracterización de la matriz en el material de partida.

En las figuras 4.1.3 y 4.1.4 se pueden observar las laminillas de la matriz totalmente perlítica. Esto es asociado a la presencia de 0.94% Cu y al tratamiento de normalizado aplicado al material.

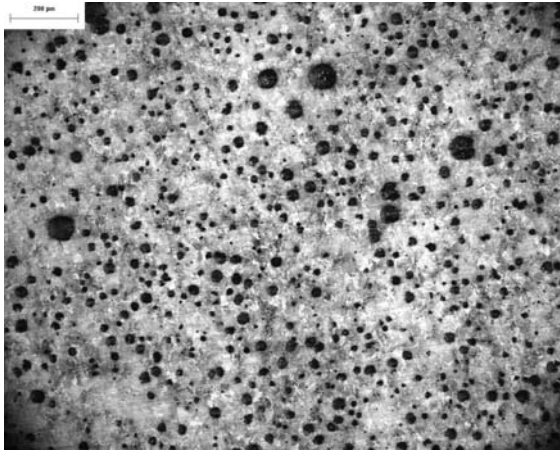


Figura 4.1.3

Figura 4.1.3 Microestructura perlítica del hierro nodular. Imagen de microscopía óptica a 100x. La probeta fue atacada con una solución de nital al 2%.

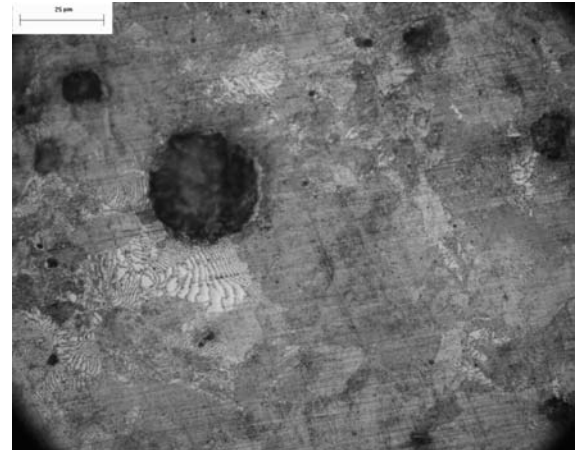


Figura 4.1.4

Figura 4.1.4 Microestructura perlítica del hierro nodular. Imagen de microscopía óptica a 1000x. La probeta fue atacada con una solución de nital al 2%. Son muy claras las laminillas de perlita cerca del nódulo de grafito.

Prueba de dureza

Los valores obtenidos durante la prueba de dureza se muestran en la tabla E4.1 y la figura 4.1.6. Aunque es más común medir la dureza de este tipo de funciones en BHN para evitar errores en la medición los resultados de la prueba son consistentes con la dureza reportada en la figura 4.1.5 obtenida de [8] donde se indica la dureza de un hierro nodular con matriz 100% perlítica y aleada con cobre. Como se mencionó en la sección anterior el cobre promueve la formación de perlita por lo que a mayor contenido de cobre mayor porcentaje de perlita en la matriz y por lo tanto la dureza es mayor a que si se tuviera una matriz ferrítica.

	Probeta 1	Probeta 2
	Dureza [HRC]	Dureza [HRC]
1	27.5	30.6
2	28.1	29.8
3	29.7	29.5
Promedio	28.4	30.0

Tabla E4.1 Resultados de la prueba de dureza llevada a cabo sobre dos probetas de hierro dúctil.

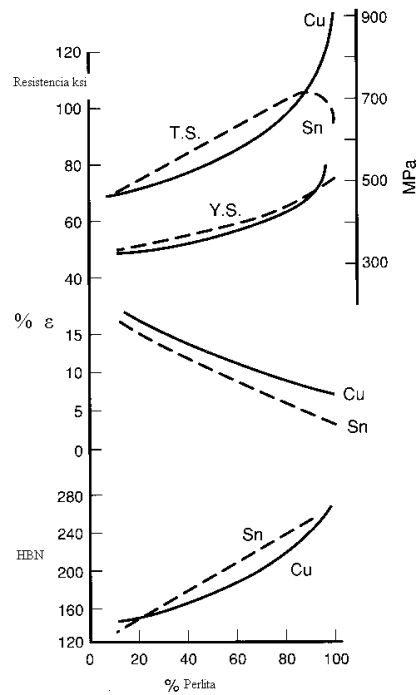


Figura 4.1.5 Propiedades de hierros nodulares con diferente porcentaje de perlita en la matriz, aleados con estaño o cobre. Se observa que un hierro nodular con matriz 100 % perlítica y aleado con cobre tiene una dureza Brinell de 280[8].

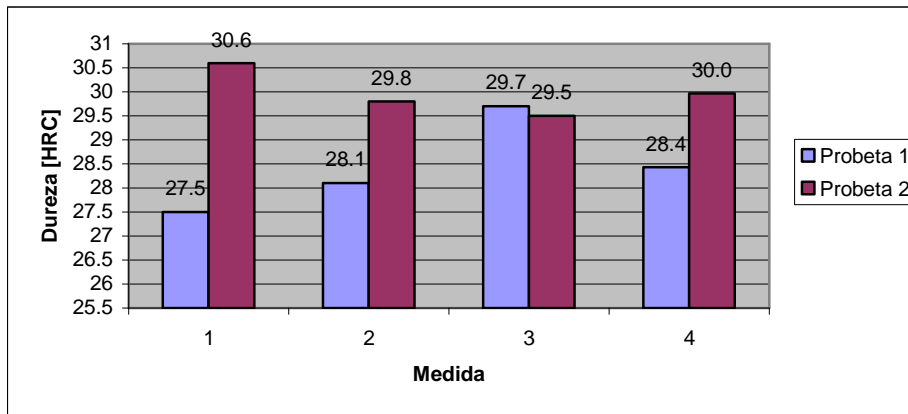


Figura 4.1.6 Resultados de la prueba de dureza llevada a cabo sobre dos probetas de hierro dúctil obtenidas de la misma colada y sometidas a prueba de dureza con los mismos parámetros.

4.2 Caracterización del hierro dúctil austemperizado.

Caracterización de microestructura.

En las figuras 4.2.1 y 4.2.2 se observa la microestructura resultante tras llevar a cabo el tratamiento de austemperizado sobre las probetas de hierro dúctil con matriz perlítica. En la figura 4.2.1 se aprecian los nódulos de grafito. La matriz presenta zonas grises y blancas.

Las zonas blancas son austenita alta en carbono mientras que las más oscuras son agujas de ferrita acicular.

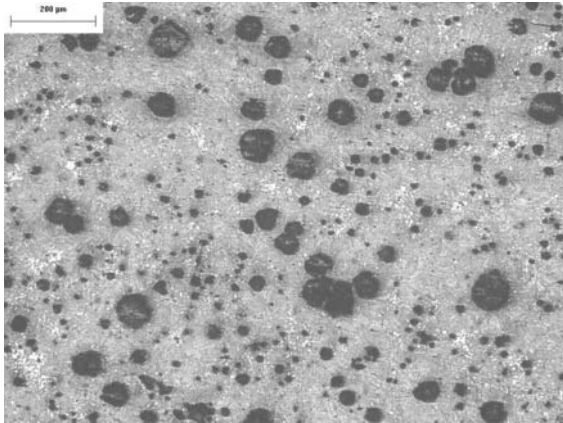


Figura 4.2.1

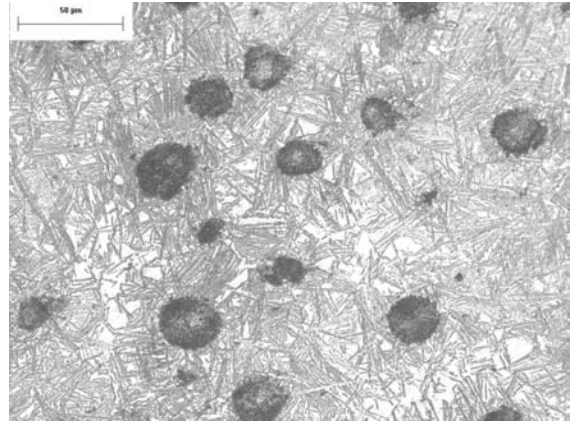


Figura 4.2.2

Figura 4.2.1 Ausferrita en un hierro dúctil austemperizado. Imagen de microscopía óptica a 100x. La muestra fue atacada con nital al 2%. Figura 4.2.2 Ausferrita en un hierro dúctil austemperizado. Imagen de microscopia óptica a 500x. La muestra fue atacada con nital al 2% Se observan zonas de austenita alta en C mientras que los nodulos de grafito están rodeados de agujas de ferrita acicular.

	Probeta 1	Probeta 2
	Dureza [HRC]	Dureza [HRC]
1	30.2	29.7
2	32.4	33.3
3	32.1	31.6
Promedio	31.6	31.5

Tabla A4.2 Resultados de la prueba de dureza llevada a cabo sobre dos probetas de hierro dúctil austemperizado.

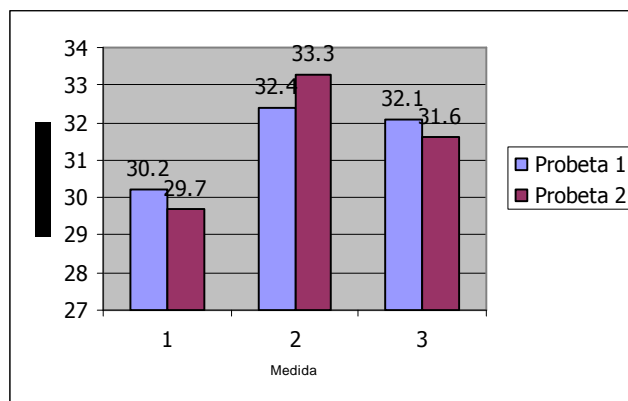


Figura 4.2.3 Resultados de la prueba de dureza llevada a cabo sobre dos probetas de hierro dúctil austemperizado.

La imagen 4.2.2 es la microestructura del hierro nodular austemperizado alto en cobre y puede ser comparada con la microestructura mostrada en la figura 4.2.4 de un hierro nodular austemperizado bajo en cobre [36]. La composición del hierro bajo en cobre se muestra en la tabla B4.2 y la microestructura en la figura 4.2.4. Es evidente que el hierro de bajo cobre muestra menor cantidad de austenita alta en carbono (color claro) así como mas y mas finas agujas de ferrita acicular (oscuras) propias de una baja temperatura de austemperizado. El hierro dúctil alto en cobre no debería ser muy diferente ya que el austemperizado se llevó a cabo a solo 30°C más. Sin embargo es notorio que el porcentaje de austenita es mucho mayor y se explica por el alto porcentaje de Cu existente en el material. Como se vio en el capítulo 1 el cobre ensancha la ventana de proceso debido a que estabiliza a la austenita alta en C retrasando el que toda la austenita se convierta en ferrita acicular. A pesar de que la temperatura de austenitizado es alta, haciendo angosta la ventana de proceso, y que el tiempo de austemperizado varía considerablemente entre ambos materiales, en ninguno hay evidencia que indique que el tratamiento se salió de la ventana de proceso.

elemento	C	Si	Mn	Cu	Ni	Mo	Mg	S	P
% en peso	3.45	2.48	0.4	0.3	1.5	0.5	0.05	0.012	0.013

Tabla B4.2 Composición de hierro dúctil austemperizado bajo en cobre [36].



Figura 4.2.4 Ausferrita en un hierro nodular bajo en cobre austemperizado a 927°C por 2 hrs y austemperizado a 316°C por 2 hrs. Imagen de microscopía óptica 500x. Dureza 371 BHN La muestra fue atacada con nital al 2% [36]. Se observan pocas areas de austenita alta en carbono (zonas claras) y muchas agujas de ferrita acicular particularmente cerca de los nódulos de carbono.

4.3 Caracterización de la capa de zinc y del sustrato.

En la tabla A4.3 y la figura 4.3.1 se muestran los resultados de la prueba de dureza llevada a cabo en el recubrimiento de una probeta de hierro dúctil con matriz perlítica (1) y un hierro dúctil austemperizado (2). La dureza de la capa es en promedio 25 HV que concuerda con la dureza reportada de 30 Brinell (500 kg) del zinc puro [18]. De acuerdo con la norma ASM E140-97 una dureza de 30 Brinell equivaldría a 33 HV. La diferencia en durezas es comprensible ya que la dureza de 33 HV se toma de una muestra de zinc sólida mientras que la medición de 25 HV se tomo en el recubrimiento que es poroso y laminar.

	Probeta 1	Probeta 2
	Dureza [HV]	Dureza [HV]
1	28.0	27.0
2	24.7	25.5
3	26.6	27.0
4	23.9	24.6
5	17.7	27.5
Promedio	24.18	26.32

Tabla A4.3 Resultados de la prueba de microdureza llevada a cabo sobre dos probetas recubiertas con zinc proyectado térmicamente. La probeta uno tiene un sustrato de hierro dúctil mientras que la probeta dos tiene un sustrato de hierro dúctil austemperizado.

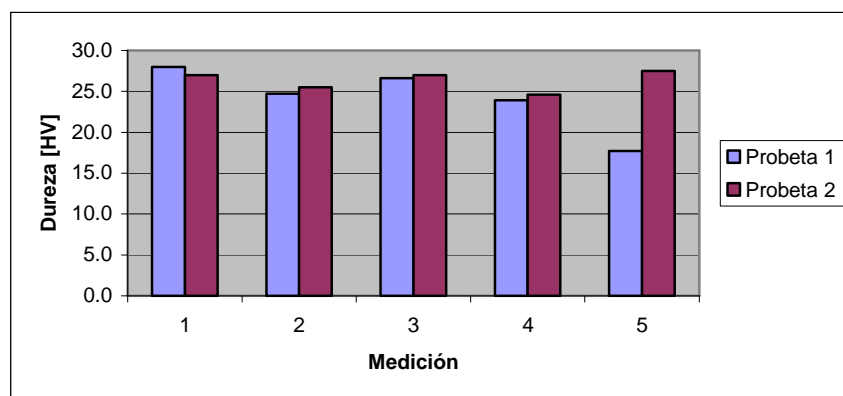


Figura 4.3.1 Resultados de la prueba de dureza. La probeta uno tiene sustrato de hierro dúctil. La probeta dos tiene sustrato de hierro dúctil austemperizado.

Elementos presentes en la capa de zinc y en el sustrato.

Una de las ventajas de la capa proyectada térmicamente es que no hay difusión entre el sustrato y la capa depositada. Se llevó a cabo un análisis químico en el MEB (por medio de electrones retrodispersados) para obtener los elementos presentes en la superficie de la capa depositada (figura 4.3.2). Se aprecia que la capa está compuesta básicamente por zinc.

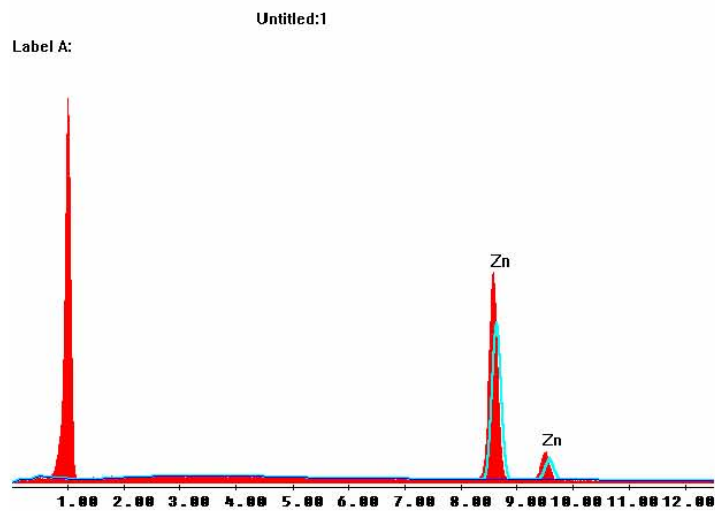


Figura 4.3.2 Elementos presentes en el recubrimiento.

Utilizando la misma técnica se analizó una sección que comprendía la capa y el sustrato de hierro dúctil (Figura 4.3.3). Puede verse que el sustrato contiene Fe y la capa se compone mayoritariamente de zinc.

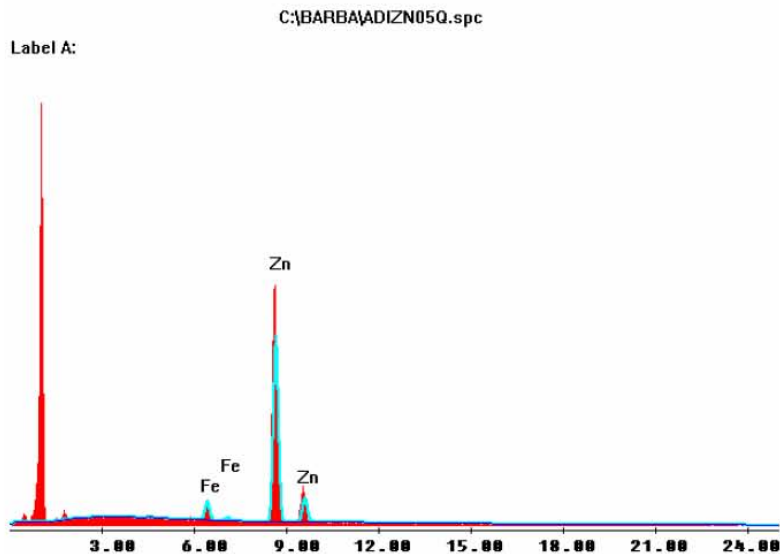


Figura 4.3.3 Elementos presentes en el recubrimiento y el sustrato.

Espesor y morfología de capa.

Como ya se había discutido en el capítulo II, la capa proyectada térmicamente es de naturaleza porosa y laminar debido a que está compuesta por diminutas gotas de zinc adheridas una con otra. En las figuras 4.3.4 y 4.3.6 se muestran las imágenes de MEB de

un corte transversal de las probetas de hierro dúctil y hierro dúctil austemperizado recubiertas con una capa de zinc. Es apreciable la naturaleza laminar del recubrimiento y su baja porosidad comparada con la del recubrimiento de la figura 4.3.8 [37] que es también un recubrimiento de zinc. Esta comparación puede hacerse debido a que la probeta mostrada estuvo en contacto con el ambiente corrosivo solamente un día y el autor afirma que no hubo daño alguno a la capa o la probeta por lo que la porosidad era prácticamente aquella que se tenía en el estado inicial.

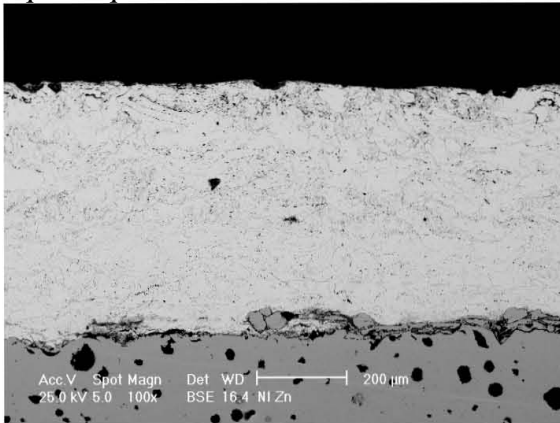


Figura 4.3.4

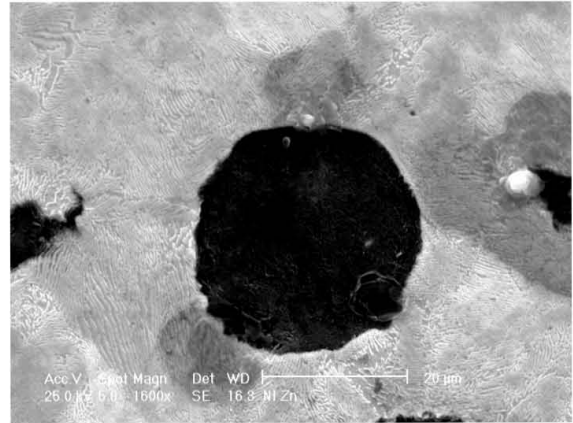


Figura 4.3.5

Figura 4.3.4 Capa de zinc proyectado térmicamente sobre un sustrato de hierro dúctil. Imagen de MEB a 100x. La muestra fue atacada con nital al 2%. Figura 4.3.5 microestructura perlítica en el sustrato de hierro dúctil con una capa de zinc proyectado térmicamente (zona donde la capa no es visible). Imagen de MEB a 1600x. La muestra fue atacada con nital al 2%.

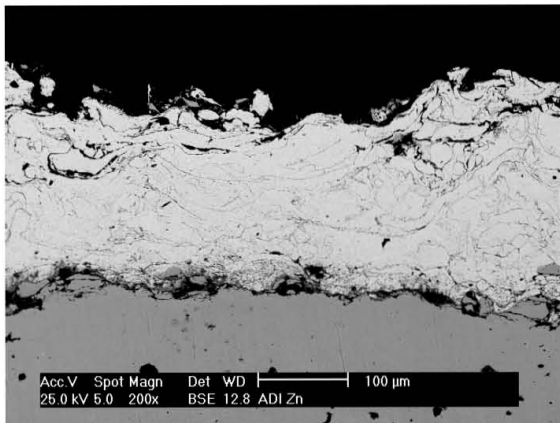


Figura 4.3.6

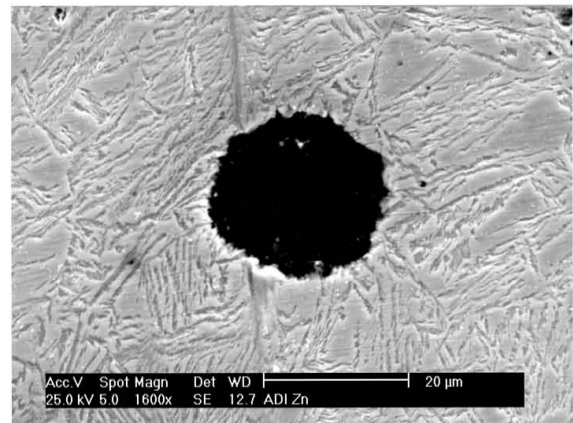


Figura 4.3.7

Figura 4.3.6 Capa de zinc proyectada térmicamente sobre un sustrato de hierro dúctil austemperizado. Foto a 200x. Figura 4.3.7 Microestructura ausferrítica del sustrato de hierro dúctil austemperizado recubierto con zinc proyectado térmicamente (zona donde la capa no es visible). Imagen de MEB a 1600x. La muestra fue atacada con nital al 2%.

La porosidad es resultado de la velocidad de la partícula (determinada por el método de proyección utilizado) de material fundido y de la oxidación del material fundido al ser depositado, lo que concluye que el grado de oxidación del material en estado fundido fue mucho menor para los materiales representados por las figuras 4.3.4 y 4.3.6 que para el material de la figura 4.3.8. Puede ser también que la pistola de flama utilizada no haya

estado en condiciones óptimas lo que afectó la velocidad de proyección de la partícula fundida.

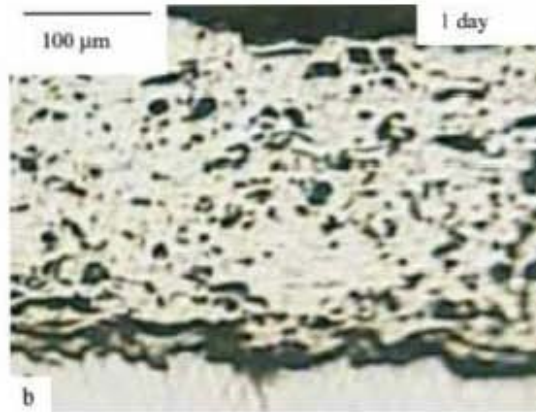


Figura 4.3.8 Imagen de microscopía óptica . Corte transversal de una probeta de acero bajo en carbono St-37 recubierta con zinc de 99.99% de pureza utilizando una pistola de flama METCO, tras un día de haber estado sumergido en una solución de NaCl al 5%. [37]

El espesor de capa de la figura 4.3.4, 4.3.6 y 4.3.8 es de 577 μm , 200 μm y 230 μm respectivamente. El espesor es determinado por el número de veces que se rocía el sustrato al proyectar. El material representado en la figura 4.3.4 fue el que recibió más pasadas de la pistola de proyección y es una prueba de que el espesor de la capa puede ser muy versátil. En general se recomienda que la capa de recubrimiento sea menor a 500 μm [18].

Los tres recubrimientos presentados muestran poca adherencia con el sustrato. La adherencia está en función de la temperatura del sustrato previa y durante la proyección y del tiempo que pasa entre la preparación de la superficie y la proyección de la capa. La baja adherencia en el caso de las figuras 4.3.3 y 4.3.6 se debió a que no se siguieron las recomendaciones de precalentamiento del sustrato antes de proyectar la capa de zinc. La razón tras esta decisión fue proteger la microestructura ausferrítica del sustrato, ya que para evitar cualquier transformación de fase éste no se podía calentar por encima de 300° C. Aunque la temperatura del sustrato se mantuviera por debajo de este límite, no había forma de saber cuantos grados más se incrementaría la temperatura debido al efecto de la flama de la pistola de proyección. La baja adherencia del recubrimiento fue un factor nocivo durante la prueba de desgaste.

Las figuras 4.3.5 y 4.3.7 muestran la microestructura del sustrato de las probetas de hierro dúctil y hierro dúctil austemperizado respectivamente tras la proyección térmica de la capa de zinc. En la figura 4.3.5 se observa una microestructura de perlita y en la figura 4.3.7 de ausferrita, lo que demuestra que no hubo cambios en el sustrato debido a la proyección térmica. Para la figura 4.3.8 no se especifica la microestructura inicial ni la final en el sustrato.

4.4 Prueba de desgaste

En las figuras se muestran los resultados de la prueba de desgaste llevada a cabo sobre probetas de hierro dúctil y hierro dúctil austemperizado (figura 4.4.1) y probetas de hierro dúctil y hierro dúctil austemperizado recubiertas con una capa de zinc proyectado térmicamente (figura 4.4.2). En general puede observarse que la pérdida de volumen en las cuatro piezas aumentó con el tiempo. Al comparar las probetas sin recubrir se observa que el desgaste fue superior en la probeta con matriz perlítica lo cual es consistente con las durezas reportadas en las tablas A4.2 y E4.1. La tendencia se puede comparar con [40] en donde se llevó a cabo una prueba similar entre un hierro dúctil austemperizado, un hierro dúctil y un hierro dúctil de baja aleación. Los resultados de [40] son consistentes con los obtenidos en este trabajo, la pérdida en volumen es mayor en el hierro nodular comparado con el ADI, la tendencia en la dureza es también igual, el hierro dúctil austemperizado es más duro que el hierro dúctil. El autor entonces atribuye los resultados de la prueba de desgaste únicamente a la dureza del material y encuentra la alta cantidad de austenita alta carbono como un defecto lo cual es cierto si se busca una alta dureza que proporcione mejor resistencia al desgaste. Aun así, la diferencia en durezas de los materiales de este trabajo es muy pequeña (solamente 3HRC) y la tendencia de la pérdida en volumen del material perlítico en comparación fue más acentuada particularmente al final. En el capítulo uno se mencionó que a la austenita alta carbono puede inducirse una transformación por deformación. De hecho, se esperaba que el desgaste del material con matriz de ausferrita llegara a un nivel en el que se mantuviera constante debido a la transformación por deformación de la austenita alta en carbono en martensita que es mucho más dura y por lo tanto más resistente al desgaste. Esto no sucedió debido a que el tiempo de la prueba, la carga o la velocidad del cilindro de acero no fueron suficientes para inducir la transformación. Sin embargo la diferencia en tendencias puede deberse también a que la austenita es una microestructura ausférica que es más tenaz que una perlítica.

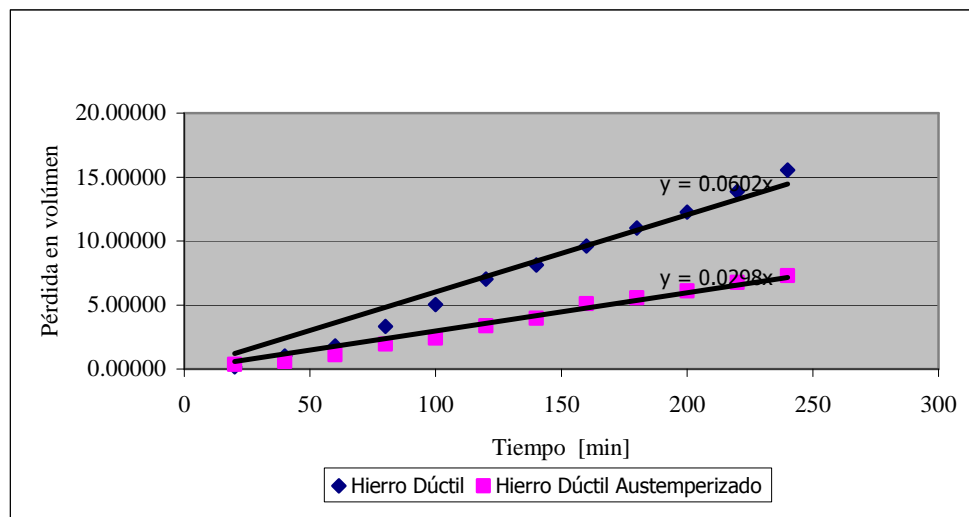


Figura 4.4.1 Pérdida de peso por ciclo de desgaste de las probetas de hierro dúctil y hierro dúctil austemperizado.

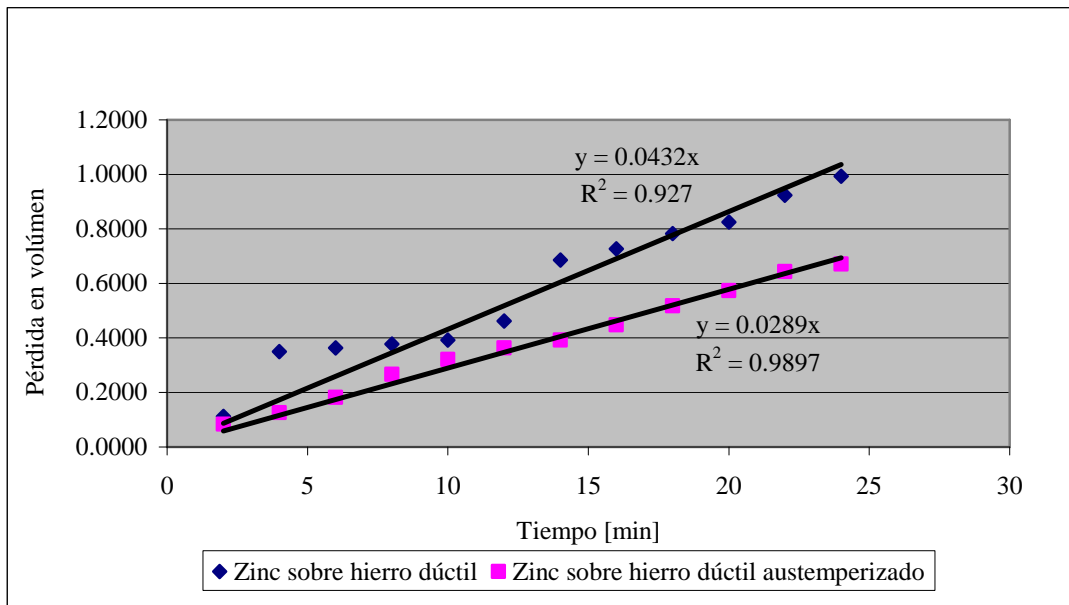


Figura 4.4.2 Pérdida de peso por ciclo de desgaste de las probetas de hierro dúctil y hierro dúctil austemperizado recubiertas con zinc proyectado térmicamente.

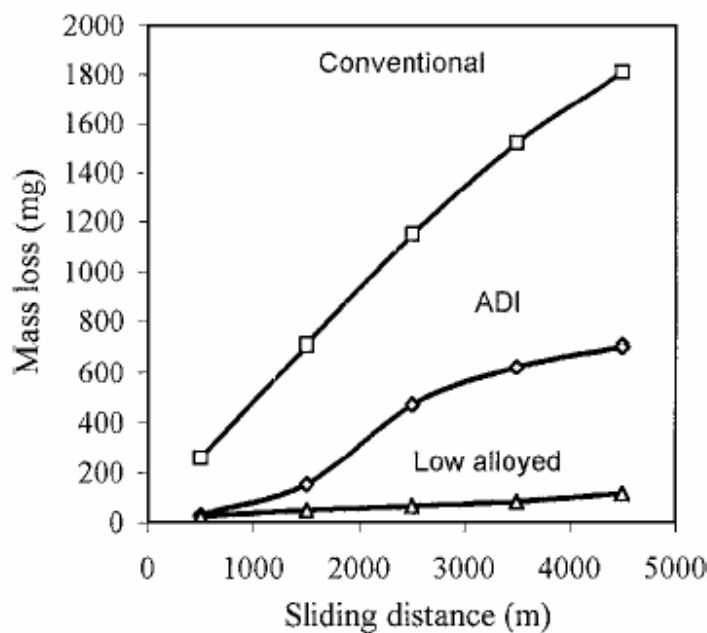


Figura 4.4.3 Relación entre la pérdida de masa y la distancia recorrida una probeta de hierro dúctil convencional, hierro dúctil austemperizado y hierro dúctil de baja aleación. La prueba de desgaste fue contra un disco de acero bajo una carga constante de 265 N y una velocidad de 0.95 m/s[40]

El desgaste de la capa de zinc (figura 4.4.2) fue muy rápido. Como se observa solo tomó 25 minutos de prueba para que el recubrimiento fuera arrancado totalmente de las probetas. Durante el experimento era notorio como pequeñas láminas de recubrimiento eran separadas del sustrato en ambas probetas. Esto explicaría el comportamiento de la probeta

de hierro dúctil, cada salto en la gráfica indica que una lámina de recubrimiento fue arrancada. En la gráfica del sustrato de hierro dúctil austemperizado esto no ocurre, no se visualizan saltos tan drásticos aunque durante la prueba si eran visibles láminas de recubrimiento. Esto puede deberse a que la capa de zinc tuvo mejor adherencia en el sustrato de hierro dúctil por lo que laminillas más pequeñas de recubrimiento eran arrancadas y que el sustrato de ausferrita es más resistente en estas condiciones de desgaste por lo que cuando el material quedaba desnudo el desgaste del sustrato era menor. De cualquier forma no se esperaba que el recubrimiento tuviera gran resistencia al desgaste debido a que el zinc posee baja dureza y no hay difusión al sustrato como es el caso del galvanizado por inmersión en caliente donde se forman compuestos de Fe-Zn que endurecen la capa de recubrimiento.

4.5 Prueba de corrosión en una solución de NaCl al 3% en agua destilada.

Los resultados de la prueba de corrosión llevada a cabo en una solución de NaCl al 3% en agua destilada se muestran en las tablas A4.5 y B4.5. Se observa que la velocidad de corrosión del hierro dúctil austemperizado es un poco mayor que la del hierro dúctil con matriz perlítica. Información acerca de las velocidades de corrosión de hierro nodular y en particular de hierro nodular austemperizado es escasa lo que dificulta su comparación. Uno de los pocos datos existentes se menciona en [4], donde la velocidad de corrosión de un hierro dúctil con matriz perlítica sometido a corrosión en una solución de NaCl al 3.5%, a una temperatura de 30° C con agitación, es de 740µm/año. Comparada con la velocidad de corrosión obtenida (tabla B4.5) la diferencia es enorme pero se debe a que las características de ésta prueba se hicieron a temperatura ambiente, sin agitación y a menor concentración de NaCl.

Material	Pérdida de peso [g]	Área [cm ²]
Hierro Dúctil 1	0.0485	11.0553
Hierro Dúctil 2	0.0428	7.2702
Hierro Dúctil 3	0.0423	7.2984
Hierro Dúctil Austemperizado 1	0.0311	5.3345
Hierro Dúctil Austemperizado 2	0.0287	4.8223
Hierro Dúctil Austemperizado 3	0.0302	4.8223

Tabla A4.5 Pérdida de peso y área inicial de las probetas no recubiertas sometidas a corrosión en una solución de NaCl al 3%.

Para cada probeta los resultados se graficaron en función del número de ciclos de limpieza y la pérdida en peso. Se trazó una línea de tendencia y se obtuvo la ecuación que la caracterizaba. Extrapolando a cero el número de ciclos de limpieza se obtuvo la pérdida en peso utilizada para el cálculo de la velocidad de corrosión.

A continuación se calculó la velocidad de corrosión con la relación indicada en la norma ASTM G1.

$$\text{Velocidad de Corrosión} = (K \times W) / (A \times T \times D) \text{ } [\mu/\text{año}]$$

Donde:

$$K = 8.76 \times 10^4$$

T = tiempo de exposición [hr]

A = área total de la probeta [cm²]

W = pérdida de masa [g]

D = densidad del material [g/cm³]

Material	Velocidad de corrosión [$\mu\text{m}/\text{año}$]	Promedio [$\mu\text{m}/\text{año}$]
Hierro Dúctil 1	58.5267	71.4608
Hierro Dúctil 2	78.5368	
Hierro Dúctil 3	77.3201	
Hierro Dúctil Austemperizado 1	77.7755	80.2398
Hierro Dúctil Austemperizado 2	79.3972	
Hierro Dúctil Austemperizado 3	83.5467	

Tabla B4.5 Velocidad de corrosión de las probetas sometidas a corrosión en una solución de NaCl al 3%. La velocidad de corrosión del hierro nodular austemperizado es mayor que la del hierro nodular con matriz perlítica.

La pérdida en peso de las probetas recubiertas con una capa de zinc proyectado térmicamente se muestra en la tabla C4.5. A diferencia de las probetas no recubiertas este material presenta un incremento en peso por lo que, el determinar la velocidad de corrosión fue imposible. Al retirar las probetas de la solución de NaCl se observó un abundante producto de corrosión de color blanco justo encima de la superficie expuesta del recubrimiento de zinc. Tras analizar las superficies de zinc con MEB fue evidente que el incremento en peso se debía a residuos de la sustancia blanca encontrada, atrapados en la superficie rugosa del recubrimiento (figura 4.5.1 y 4.5.2).

	Pérdida de peso [g]	Área [cm ²]
Hierro dúctil recubierto con zinc 1	-0.3278	1.2878
Hierro dúctil recubierto con zinc 2	-0.4211	1.0721
Hierro dúctil recubierto con zinc 3	-0.3106	0.6320
Hierro dúctil austemperizado recubierto con zinc 1	-0.2182	0.8270
Hierro dúctil austemperizado recubierto con zinc 2	-0.2515	1.4042
Hierro dúctil austemperizado recubierto con zinc 3	-0.3457	1.4053

Tabla C4.5 Pérdida de peso y área inicial de las probetas recubiertas con zinc sometidas a prueba de corrosión.

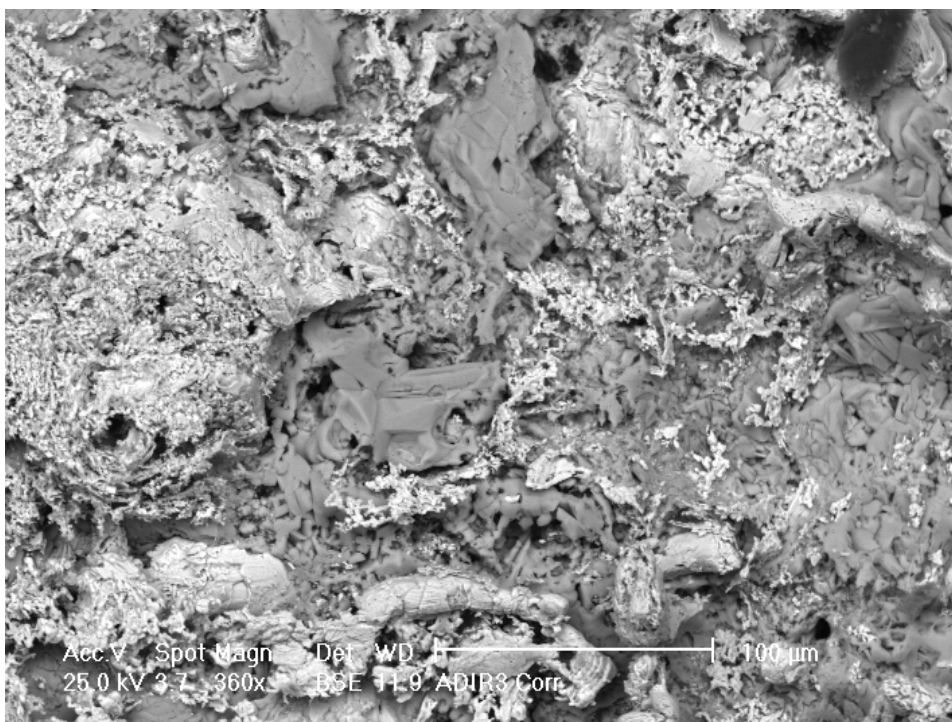


Figura 4.5.2

Figura 4.5.1 Evidencia de un producto de corrosión sobre la capa de zinc en las probetas sometidas a corrosión. Imagen de MEB a 360x.

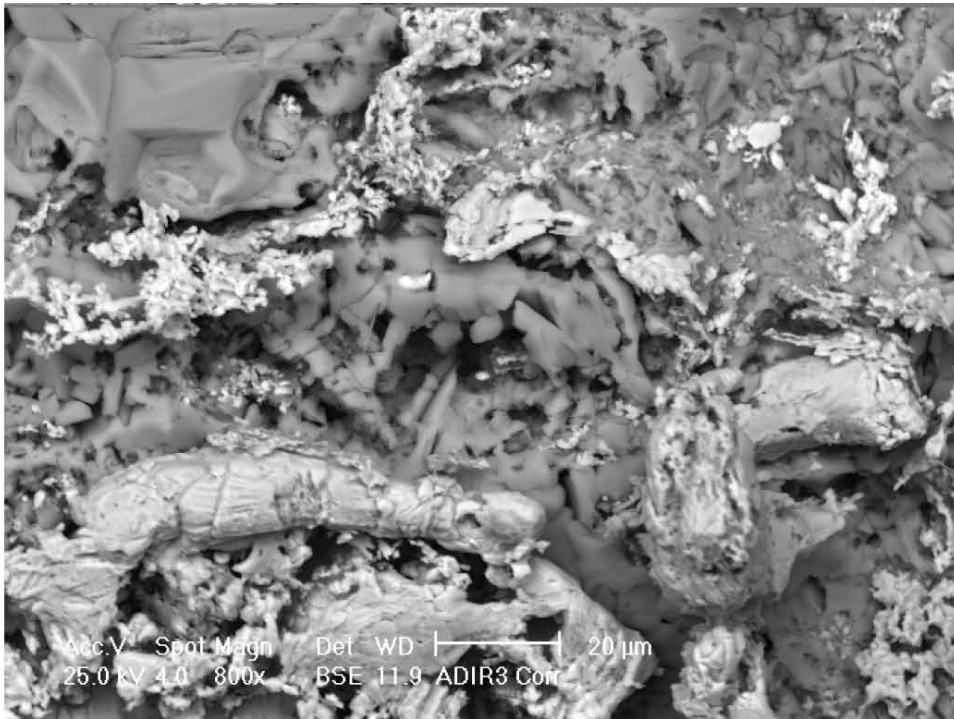


Figura 4.5.2

Figura 4.5.2 Productos de corrosión en la superficie de zinc tras la prueba de corrosión. Imagen de MEB a 800x

Tras llevar a cabo un análisis con el sistema EDS para obtener los elementos presentes en el recubrimiento de zinc se obtuvo la figura 4.5.3., mostrándose allí que los restos de productos de corrosión contienen cloro.

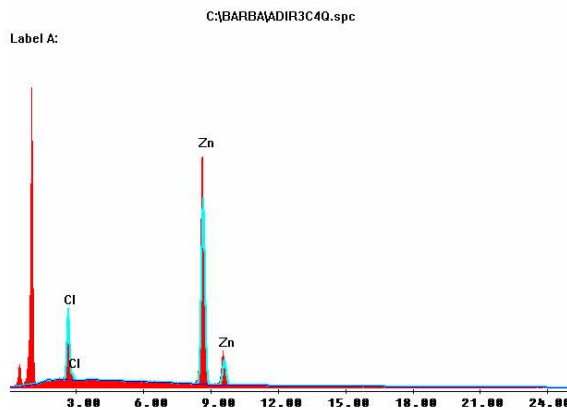


Figura 4.5.3 Elementos presentes en el producto de corrosión sobre la capa de zinc tras la prueba de corrosión. Elementos obtenidos por medio de un análisis de electrones retrodispersados.

Comparando esta evidencia con los resultados obtenidos por Vourlais G. [38] en donde un producto similar fue encontrado en la superficie de una capa de zinc sobre hojas de acero St-37 tras haber sido sometido a una prueba de corrosión en un medio marino (la sustancia utilizada para la prueba fue una solución de NaCl al 5% en agua destilada) se observa que la morfología del producto y su tamaño son muy similares (figura 4.5.4) a los del residuo encontrado en la capa de zinc en las muestras de hierro nodular y hierro nodular austemperizado.

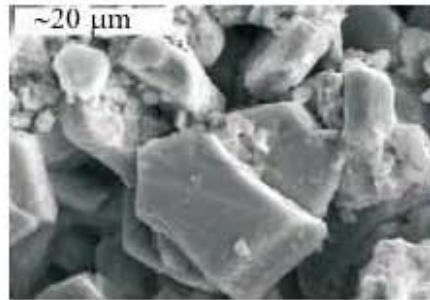


Figura 4.5.4. Se muestran residuos de productos de corrosión en una capa de zinc proyectada térmicamente sobre acero bajo en carbono St-37(laminado en caliente).Las muestras se sometieron a un ambiente marino por 6 días (en una cámara de rociado salino con una solución de 5% en peso de NaCl en agua destilada) [9].La capa es de 250μ y el zinc utilizado tiene una pureza de 99.99%. El material de aportación se encontraba en forma de alambre y se proyectó con una pistola de flama METCO 14E. Se pueden ver en su superficie los cristales de hidroxiclورو de zinc [38].

Mas aún, el análisis de difracción de rayos X llevado a cabo por Vourlais G. [38] demuestra que ese producto de corrosión, se trata de hidroxicluros de zinc. Los hidroxicluros de zinc aparecen cuando hay humedad en el recubrimiento, el flujo de oxígeno es limitado (mancha blanca) y en presencia de iones cloruro. El análisis químico de la figura 4.5.3 es consistente con ese resultado. En la prueba llevada a cabo por Vourlais G. [38] no se observó corrosión localizada pero si una leve coloración naranja en el producto de corrosión, evidencia de que el sustrato de acero sufrió daño. Para el caso de las probetas de hierro dúctil y hierro dúctil austemperizado tampoco se observó corrosión localizada pero a diferencia del trabajo de Vourlais G. [38] no hubo evidencia de que el sustrato se hubiera corroído. A pesar de que los productos de corrosión eran abundantes la capa de zinc no tuvo daño fatal, cumpliendo con el objetivo de proteger al sustrato. Considerando que la prueba de Vourlais G. [38] fue mas corta esto parecería extraño, sin embargo la solución utilizada tenia una concentración mayor de NaCl que la utilizada en la experimentación del presente trabajo.

Conclusiones

El hierro dúctil utilizado en este trabajo tenía estructura y propiedades homogéneas a lo largo de todo el material, la designación ASTM fue 87% I6, 12% II6 y 250 nódulos/mm² lo cual comprobó que era un material adecuado para llevar a cabo el tratamiento térmico de austemperizado.

La dureza medida en el material fue en promedio de 286 HBN lo cual es consistente con la dureza de un hierro nodular perlítico típico.

El hierro dúctil austemperizado tuvo una matriz de agujas de ferrita acicular y austenita alta en carbono, éste último constituyente en gran porcentaje, haciéndolo responsable de que la dureza del material no aumentara dramáticamente tras el tratamiento isotérmico. El valor promedio de dureza para el hierro nodular austemperizado fue de 31 HRC equivalente a 294 HBN, encontrándose dentro del rango de valores para el hierro nodular austemperizado mencionado en el capítulo I. El alto contenido de Cu en la aleación permitió que el tratamiento pudiera prolongarse ensanchando la ventana de proceso es por ello que no se observó carburo de Fe en el material. También se observó que el sitio preferencial de nucleación de las agujas de ferrita acicular fue la orilla de los nódulos de grafito.

La prueba de desgaste llevada a cabo en probetas de hierro dúctil austemperizado y hierro dúctil con matriz perlítica demostró que el ADI obtenido en este trabajo es mas resistente al desgaste que el hierro nodular perlítico. Aunque la diferencia en dureza es pequeña, la tenacidad de la matriz de ausferrita jugó un papel muy importante dándole mejor resistencia al desgaste.

La capa de zinc depositada sobre las probetas de hierro nodular y hierro nodular austemperizado mostró baja porosidad y morfología laminar. La adherencia al sustrato fue baja debido a que el sustrato no fue calentado a la temperatura recomendada en la literatura, para evitar dañar la microestructura ausferrítica. La adhesión no cambió cuando la capa fue proyectada en el hierro nodular con matriz perlítica. La dureza promedio del recubrimiento fue de 50 HV consistente con la dureza del zinc puro lo cual fue comprobado gracias al análisis químico de la capa proyectada y que muestra que está constituida básicamente de Zn.

Debido a la baja adherencia de la capa de Zn al sustrato y la baja dureza del Zn, se observó como laminillas del recubrimiento eran arrancadas del sustrato. La diferencia en la prueba de desgaste entre probetas con sustrato de hierro dúctil austemperizado y hierro dúctil perlítico se debió a que en aquellas partes donde la capa era arrancada, el sustrato era quien sufría el desgaste siguiendo con la tendencia de la prueba de desgaste para el hierro nodular desnudo.

Durante la prueba de corrosión el ADI mostró menor resistencia que el hierro nodular con matriz perlítica. La velocidad de corrosión para el ADI fue de 80.23 μm por año mientras que para el hierro nodular con matriz perlítica fue de 71.4 μm por año. La escasez de información acerca del comportamiento del ADI frente a la corrosión en un medio salino hace de estos resultados una fuente importante para futura investigación.

La velocidad de corrosión para las probetas con sustrato de hierro nodular austemperizado y hierro nodular con matriz perlítica recubiertas con zinc proyectado térmicamente, no pudieron ser obtenidas debido a que no hubo pérdida de peso en las probetas, por el contrario hubo un aumento de peso debido a productos de corrosión depositados en la capa que fueron imposibles de retirar sin dañar el recubrimiento. Estos depósitos de color blanco se identificaron (por comparación con los resultados de Vourlais G. [38]) como hidróxicloruros de Zn. Tras la prueba la capa de Zn no mostró daño grave y no hubo evidencia de corrosión del sustrato. Solamente era perceptible un ligero cambio de coloración en la capa de Zn donde la mayoría de los productos de corrosión fueron removidos.

Trabajos a Futuro

Las características del hierro dúctil austemperizado lo hacen no solo un material interesante sino prometedor en términos de funcionalidad. Existen aun muchas pruebas y ensayos que pueden llevarse a cabo para entender mejor la transformación del ADI, su comportamiento frente al desgaste y a la corrosión. Para poder extender las aplicaciones de esta fundición es recomendable continuar con el estudio de la ventana de proceso y el efecto que los elementos de aleación tienen en ella. Podrían realizarse pruebas de corrosión con un mayor número de probetas y a diferentes tiempos de permanencia lo que permitiría obtener la cinética de corrosión del ADI en diferentes medios corrosivos o llevar a cabo una nueva prueba de desgaste precalentando cuidadosamente el sustrato evitando el daño a la matriz de ausferrita y mejorando la adhesión de los recubrimientos al sustrato de ADI.

Referencias

1. Aprais B. J, Fundiciones, CIE, Madrid 2000.
2. Pero-Sanz Elorz J., Fundiciones Férrreas, Dossat, Madrid 1994.
3. Minkoff I., The Physical Metallurgy of Cast Iron, J.Wiley, Chichester 1983.
4. Walton C., Gray and Ductile Iron Castings Handbook Gray and Ductile Iron Founder's Society, Cheveland 1971. Pgs. 93-133.
5. Casting, Ferrous Casting Alloys. Metal's Handbook Vol.15, 9th Edition, Pgs. 627- 667. ASM, Metal's Park 1982.
6. Properties and Selection: Irons, Steels, Ductile iron. Metal's Handbook Vol.1, 9th Edition, Pgs. 3-56. ASM, Metal's Park 1982.
7. Geier G.F., et al., *Microstructure Transition from lamellar to compacted graphite using different modification agents.* Materials Science and Engineering, Vol. 413-414, Pg. 339, 2005.
8. Ductile Iron Society, Ductile Iron Data <http://www.ductile.org>, 2006.
9. Chandler H., *Heat Treater's Guide: Standard Practices and Procedures for Irons and Steels.* ASM, Metal's Park 1995. Pgs. 811-843.
10. Burke C.M., et al., *Ausforming Austempered Ductile Iron* AFS Transactions, Vol.106, Pg. 91-97, 1998.
11. Designation ASTM A 897M-90, *Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings.* Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.
12. Kovacs B., *Austempered Ductile Iron: Fact and Fiction.* Modern Casting, Vol. 80, Pgs. 38-41, 1990.
13. Hatate M., et al., *Influences of graphite shapes on wear characteristics of austempered cast iron.* Wear, Vol. 251, Pgs. 885-889, 2001.

14. Jianghuai Y. & Susil K., *Effect of microstructure on abrasion wear behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process.*
Materials Science and Engineering, Vol. 406, Pgs. 217-228, 2005.
15. Elliott R. & Bahmani M., *The austempering kinetics and mechanical properties of an austempered Cu-Ni-Mo-Mn alloyed ductile iron.*
Materials Science and Engineering, Vol. 32, Pgs. 4783-4791, 1997.
16. Albert L. de Sy , *Los efectos del cobre en las fundiciones.*
Universidad de Ghent, Bélgica. 1968.
17. University of Cambridge: Department of Material's Science & Metallurgy.
<http://www.msm.cam.ac.uk>. 2007.
18. Porter F., *Zinc Handbook: properties, processing and use in design.*
Dekker, New York 1991. Pgs. 302-321, 128-134.
19. Surface Engineering, Thermal Spray Coatings.
Metal's Handbook Vol.5, 9th Edition, Pgs.497-508.
ASM, Metal's Park 1982.
20. Corrosion, Spray Coatings.
Metal's Handbook Vol.13, 9th Edition, Pgs.459-462.
ASM, Metal's Park 1982.
21. Itoh A., et al., *Effects of substrate temperature during spraying on the properties of sprayed coatings.*
Proc. 5th Natl. Thermal Spray Conf., Anaheim Pgs. 593- 600, 1993.
22. Porter F., *Corrosion Resistance of zinc and zinc alloys.*
Dekker, New York 1994. Pgs. 64-67.
23. Trethewey K. & Chamberlain J., *Corrosion for students of science and engineering.*
Longman Scientific & Technical , Harlow 1988. Pgs. 280-281.
24. Designation B 833-06, *Standard Specification for Zinc and Zinc Alloy Wire for Thermal Spraying (Metallizing) for the Corrosion Protection of Steel.*
Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.
25. Designation B6-98 *Standard Specification for Zinc.*
Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.
26. Designation E3-01 *Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens.*
Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.

27. Designation A 247-67 *Standard Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings*.
Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.
28. Designation E 407-99 *Standard Practice for Microetching Metals and Alloys*.
Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.
29. Designation E 18-98 *Standard Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials*.
Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.
30. Designation G1-90 *Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens*.
Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.
31. Designation E 384-06 *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*.
Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.
32. Designation G 99 *Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus*.
Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.
33. American Foundrymen's Society Inc., *Foundrymen's Guide to Ductile Iron Microstructures*.
American Foundrymen's Society Inc., 1987.
34. Heat Treating, Ductile irons.
Metal's Handbook Vol.4, 9th Edition, Pgs. 682-692
ASM, Metal's Park 1982.
35. Toktaş G., et al., *Effect of matrix structure on the impact properties of an alloyed ductile iron*.
Materials Characterization, Vol. 57, Pgs. 290-299, 2006.
36. Putatunda S., et al., *Development of austenite free ADI*
Materials Science and Engineering. Vol. 435-436, Pgs. 112-122, 2006.
37. Vourlais G., *Resistance of zinc thermal sprayed coatings on different corrosive environments*.
Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, Vol.87, Pgs. 401-409, 2007.
38. Designation E140-97 *Standard Hardness Conversion Table for metals*.
Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.

39. Ahmadabadi M., et al., *Effects of successive austempering on the tribological behavior of ductile cast iron.*
Wear, Vol. 231, Pgs. 293-300, 1999.
40. Refaey A. & Fatahalla N., *Effect of microstructure on properties of ADI and low alloyed ductile iron.*
Journal of Material Science, Vol. 38, Pgs. 351-362, 2003.
41. www.corrosioncost.com