

***“Estudio de la Resistencia a la Abrasión
de Fundiciones Nodulares
Austemperadas en 2 Etapas.”***

Trabajo Final

Presentado por: Gastón Martín Francucci

Director: Dr .Ricardo Dommarco

Co-Director: Ing. Jorge Sikora

Universidad Nacional de Mar del Plata, Diciembre - 2006





RINFI se desarrolla en forma conjunta entre el INTEMA y la Biblioteca de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Mar del Plata.

Tiene como objetivo recopilar, organizar, gestionar, difundir y preservar documentos digitales en Ingeniería, Ciencia y Tecnología de Materiales y Ciencias Afines.

A través del Acceso Abierto, se pretende aumentar la visibilidad y el impacto de los resultados de la investigación, asumiendo las políticas y cumpliendo con los protocolos y estándares internacionales para la interoperabilidad entre repositorios



Esta obra está bajo una [Licencia Creative Commons Atribución-NoComercial-CompartirIgual 4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/).

ÍNDICE

DEFINICIÓN DEL PROBLEMA – MOTIVACIÓN.....	3
CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN.....	5
1. Fundiciones de hierro.....	5
1.1 Clasificación de las fundiciones de hierro.....	7
1.2 Microestructura de las fundiciones con grafito libre.....	8
1.3 Manejo de la microestructura de solidificación.....	10
2. Fundición Nodular Austemperada – ADI.....	11
2.1 Tratamiento térmico de austemperado.....	13
3. Austemperado en Dos Etapas.....	19
3.1 Ciclo de tratamiento térmico elegido para su estudio.....	23
3.2 Proceso de obtención de 2SADI – Fundamentos teóricos.....	23
3.3 Propiedades del ADI y del 2SADI frente al desgaste por abrasión.....	24
4. Tribología.....	24
5. El Desgaste.....	25
6. Desgaste por Abrasión.....	25
6.1 Clasificación del Desgaste por Abrasión.....	26
6.2 Relación dureza - capacidad de deformación.....	30
6.3 Grado de Desgaste.....	34
6.4 Ensayos de Desgaste.....	37
OBJETIVOS.....	40
CAPITULO 2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.....	41
2.1 Preparación de las muestras.....	41
2.1.1 Colada de la Fundición Nodular.....	41
2.1.2 Obtención de las muestras para ensayos de laboratorio.....	43
2.2 Tratamientos Térmicos.....	43
2.2.1 Determinación del tiempo de permanencia en la primera etapa de austemperado.....	46
2.3 Análisis Microestructural.....	47

2.3.1 <i>Análisis químico. Espectroscopia de emisión por chispa</i>	47
2.3.2 <i>Microscopía óptica</i>	47
2.3.3 <i>Difracción de rayos x</i>	47
2.4 Ensayos Mecánicos	47
2.4.1 <i>Ensayos de Desgaste por Abrasión</i>	47
2.4.1.1 <i>Ensayos de Laboratorio</i>	47
2.4.1.2 <i>Ensayos de Campo</i>	50
2.4.1.3 <i>Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)</i>	52
2.4.2 <i>Ensayos de Dureza</i>	52
2.4.3 <i>Ensayos de Tracción</i>	52
2.4.4 <i>Ensayo de Impacto</i>	53
CAPÍTULO III. RESULTADOS	55
3.1 Caracterización del material en estado bruto de colada	55
3.2 Determinación del tiempo de permanencia en la primera etapa de austemperado	56
3.3 Caracterización microestructural del ADI y 2SADI	58
3.3.1 <i>Microestructuras</i>	58
3.3.2 <i>Difracción de rayos X</i>	62
3.4 Caracterización mecánica del ADI y 2SADI	65
3.4.1 <i>Ensayos de Tracción</i>	65
3.4.2 <i>Ensayos de Impacto</i>	68
3.4.3 <i>Ensayos de dureza</i>	69
3.4.4 <i>Ensayos de desgaste por abrasión</i>	71
3.4.4.1 <i>Ensayos de laboratorio</i>	71
3.4.4.2 <i>Ensayos de desgaste en campo</i>	72
3.5 Análisis de las huellas de desgaste mediante SEM	78
DISCUSIÓN GENERAL	86
CAPÍTULO IV. CONCLUSIONES	88
AGRADECIMIENTOS	90
REFERENCIAS	91

Definición del Problema - Motivación

Las tareas desarrolladas en el presente trabajo fueron realizadas dentro del programa de investigación y desarrollo conjunto del Grupo Tribología y el Área Metalurgia de la Facultad de Ingeniería. Se trabajó sobre la optimización de variables para el procesamiento de la Fundición Nodular (FN), cuando la principal sollicitación es el desgaste por abrasión. Este tipo de sollicitación es frecuente en industrias regionales, en áreas como explotación minera (canteras), construcción, movimiento de suelos, industria cerámica, caminos, elaboración de cemento, labranza de suelos, etc.

El Grupo Tribología (GT) es un grupo de investigación dedicado al estudio de aspectos relativos a la Tribología: Fricción, Desgaste y Lubricación. El GT surgió a partir de trabajos realizados en la División Metalurgia del INTEMA, principalmente sobre aspectos relativos al desgaste según los mecanismos de abrasión y de fatiga de contacto.

A través de los trabajos realizados hasta el presente se ha evaluado en profundidad la potencialidad del uso de la fundición nodular con diferentes microestructuras. Por un lado, se ha trabajado en la caracterización de la microestructura y los mecanismos de transformación [i, ii, iii]. Por otro lado, se ha evaluado la respuesta tribológica de diferentes micro-estructuras bajo distintos mecanismos de desgaste. Por ejemplo, fundiciones nodulares austemperadas (ADI – del inglés “Austempered Ductile Iron”) sometidas a abrasión [iv, v, vi], erosión [vii], y fatiga de contacto [viii, ix, x]. También se estudiaron estructuras parcialmente acoquilladas sometidas a abrasión [xi] y fatiga de contacto [xii]

Sin embargo, de acuerdo a la bibliografía, el espectro de posibilidades en términos microestructurales aún admite la posibilidad de nuevos desarrollos dentro de las fundiciones de hierro. Es así que en la actualidad se está trabajando en el desarrollo de nuevos ciclos del tratamiento térmico de austemperado, que permiten obtener nuevas variedades microestructurales.

Por otro lado, cuando se consideran las propiedades mecánicas, la estructura martensítica, tanto en aceros como en fundiciones, posee como principales características una elevada resistencia y dureza, pero a su vez baja ductilidad. En particular, una elevada dureza parece ser ventajosa frente al desgaste por abrasión. En efecto, en condiciones ideales el aumento de dureza limita la profundidad de los surcos producidos por las partículas abrasivas y, por lo tanto, el volumen de material removido cuando actúan micro-mecanismos de corte [xiii]. Esto es así, porque existe una competencia entre la dureza del material abradido y la del abrasivo, que es decisiva en la durabilidad del primero. En materiales tradicionales la estructura martensítica provee una dureza, resistencia a la abrasión y costo satisfactorios. Cuando se requiere un aumento importante de la resistencia a la abrasión se buscan estructuras de muy alta dureza, tales como la de las fundiciones blancas (por la presencia de un contenido elevado de fase carburo) aunque a un costo elevado.

Sin embargo, se ha demostrado que no es la dureza la única variable que gobierna el comportamiento de un material frente a la abrasión. La capacidad de deformación de una aleación se vuelve importante cuando el desgaste abrasivo se desarrolla según el

mecanismo de micro-fatiga (el material se desprende por el solapamiento de surcos sucesivos). En este tipo de desgaste abrasivo, para durezas similares, las microestructuras más dúctiles podrán tener mayor resistencia al desgaste, ya que consumen más energía antes de liberar o perder material por abrasión. En trabajos previos del Grupo Tribología [iv, ^{xiv}] se demostró que esto es así, en particular cuando la abrasión es severa, es decir cuando la deformación involucrada en el evento tribológico es grande. Por lo tanto, es de esperar que un aumento en el contenido de austenita pueda promover también un aumento en la resistencia al desgaste por abrasión.

La cantidad de austenita retenida en la estructura de ADI puede controlarse a través del manejo de las variables de tratamiento térmico, en cantidades máximas que en este material oscilan entre el 30-35%. La literatura muestra que una nueva variante del ciclo térmico del tratamiento de austemperado, realizada en dos etapas, la primera para la nucleación de la ferrita y la segunda para su crecimiento, promueven cantidades de austenita un 25% superiores, pudiendo alcanzar entonces un contenido de 35-45% de austenita [^{xv}, ^{xvi}, ^{xvii}].

Entonces, de acuerdo a lo expresado más arriba con relación a las características del desgaste por abrasión, es de esperar que esta nueva variante de austemperado en dos etapas promueva una mejora en la resistencia a la abrasión, cuestión que no ha sido estudiada en la bibliografía hasta el presente.

Por lo tanto, el presente trabajo se focalizó en el estudio de la influencia que el proceso de austemperado en dos etapas posee sobre la resistencia a la abrasión del ADI bajo dos tipos de ensayo diferentes. Uno de ellos es la condición de baja presión, impuesta en el laboratorio mediante el “ensayo con rueda de goma y arena seca” (ASTM G 65). El otro es la condición de alta presión, impuesta en los ensayos de campo sobre uñas de palas cargadoras frontales.

CAPÍTULO I

Introducción

1. Fundiciones de hierro

Con el nombre fundiciones de hierro se denomina genéricamente al material estudiado en el presente trabajo. Se trata de aleaciones hierro-carbono que contienen más del 2,14 % de carbono (en general, alrededor de 3,5% de carbono) y entre 1 y 3 % de silicio. Dependiendo principalmente de la composición química, la velocidad de enfriamiento y el tratamiento del metal fundido, la solidificación de las fundiciones de hierro puede ocurrir de acuerdo al diagrama Fe-Fe₃C, que es termodinámicamente metaestable, y está representado por la línea de trazos de la figura 1.1. Si las condiciones lo permiten, la solidificación se producirá según el diagrama estable Fe-Gr, representado por la línea continua de la figura 1.1. Es importante destacar la presencia de un punto eutéctico para aleaciones con 4,3% de carbono, debido a que éstas presentan la menor temperatura de solidificación, incrementándose su colabilidad. Cuando el camino de solidificación seguido es el metaestable, la fase rica en carbono resultante es el carburo de hierro Fe₃C, denominado Cementita. Cuando la solidificación ocurre siguiendo el camino estable, la fase rica en carbono resultante es grafito.

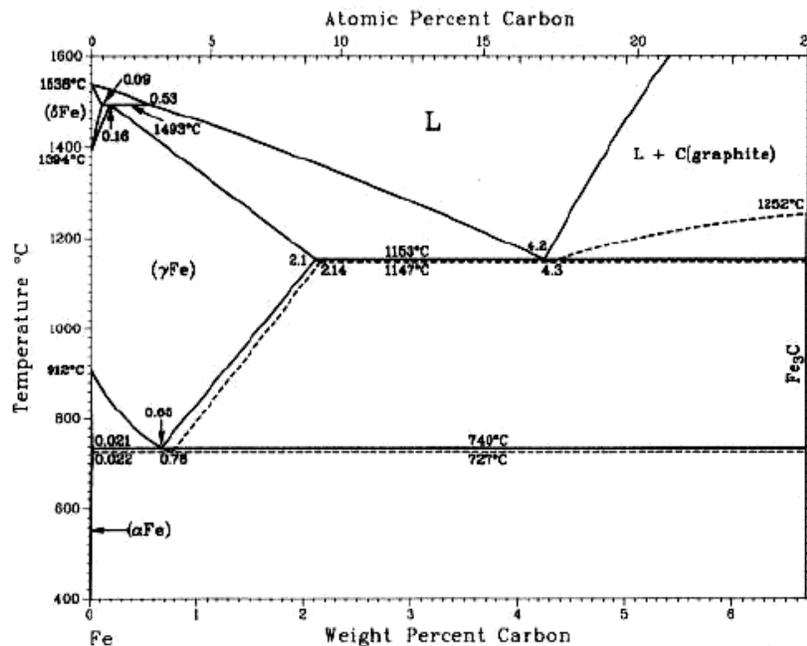


Figura 1.1. Diagrama de fases Fe-C. Las líneas sólidas representan el diagrama termodinámicamente estable y en líneas punteadas el metaestable.

Como se mencionó anteriormente, la composición química, la velocidad de enfriamiento, y el tratamiento del metal fundido, determinan el potencial de grafitización del material y en consecuencia, la microestructura de solidificación resultante. La figura 1.2 muestra los tipos comunes de fundiciones de hierro comerciales grises, atruchadas y blancas.

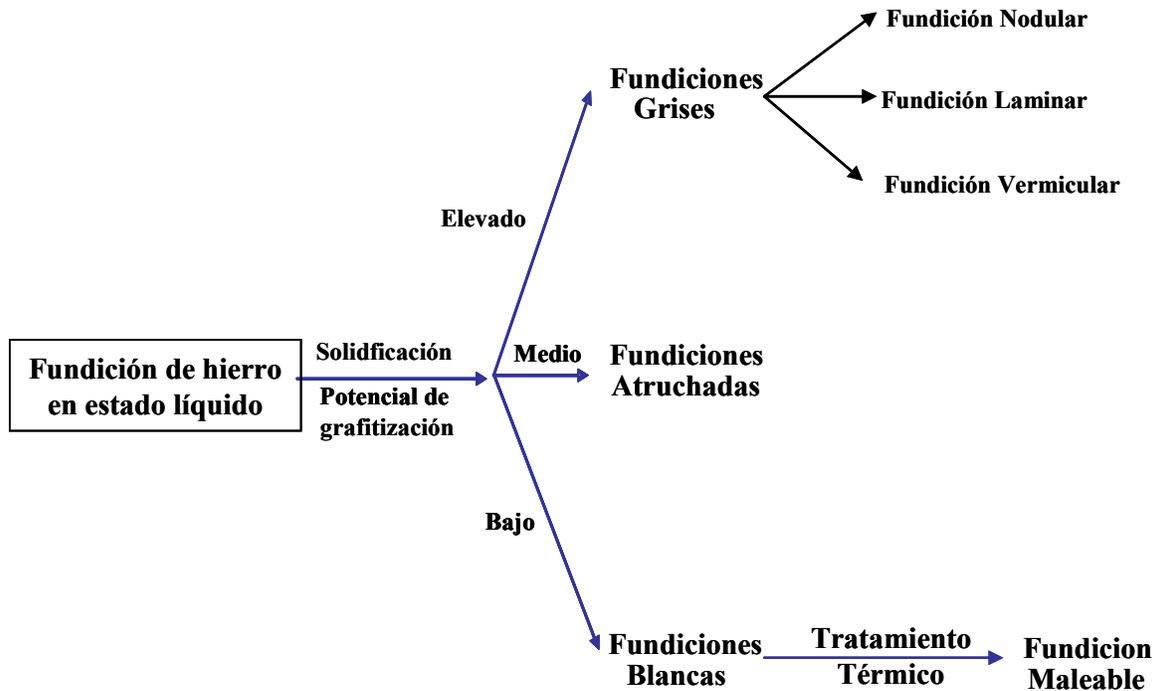


Figura 1.2. Tipos comunes de fundiciones de hierro comerciales^[xviii].

1.1 Clasificación de las fundiciones de hierro

Como ya se indicó, según el estado en que se encuentre el carbono en la fundición de hierro, pueden distinguirse tres clases de fundiciones:

- Fundición Blanca: El carbono se encuentra combinado en forma de cementita (Fe_3C).
- Fundición Gris: El carbono se encuentra en un alto porcentaje como grafito.
- Fundición Atruchada: Corresponde a una combinación de los dos tipos anteriores.

También se pueden clasificar a las fundiciones de hierro basándose en otras características microestructurales, tales como la morfología del grafito y el tipo de matriz:

- Según la morfología del grafito las fundiciones se pueden clasificar como: Fundición Laminar (grafito en forma de láminas o “flakes”); fundición esferoidal

o nodular (grafito en forma de esferas); fundición vermicular (grafito en forma de “vermes” o “gusanos”, forma intermedia entre laminar y nodular) y fundiciones maleables (Grafito Flocular). La figura 1.3 muestra las distintas morfologías del grafito.

- Según el tipo de matriz: ferrítica, perlítica, austenítica, martensítica, bainítica (ausferrítica), o combinaciones entre ellas.

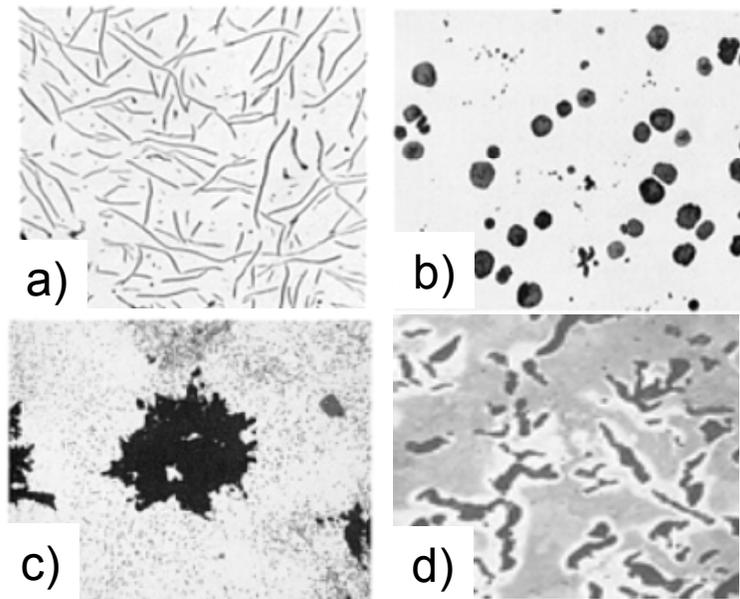


Figura 1.3. *Clasificación de las fundiciones de hierro según la morfología del grafito.*
a) Fundición laminar; b) Fundición nodular;
c) Fundición maleable; d) Fundición vermicular

La tabla 1.1 muestra la clasificación de las fundiciones de hierro por su designación comercial y su microestructura.

Designación Comercial	Fase rica en carbono	Matrices habituales
Fundición gris	Grafito laminar	Ferrita, Perlita
Fundición nodular	Grafito esferoidal o nodular	Ferrita, Perlita, Austenita
Fundición Blanca	Fe ₃ C	Martensita, Perlita
Fundición Vermicular	Grafito compacto o vermicular	Ferrita, Perlita
Fundición Atruchada	Grafito laminar + Fe ₃ C	Perlita
Fundición Maleable	Grafito flocular	Ferrita, perlita
ADI	Grafito esferoidal	Ausferrita (bainita)

Tabla 1.1. *Clasificación de las fundiciones de hierro por su designación comercial y su microestructura^[xviii].*

Las propiedades mecánicas, físicas, y tecnológicas de las fundiciones de hierro con grafito libre dependen de su microestructura, y por lo tanto de la morfología del grafito y la estructura de la matriz. Esto permite obtener propiedades mecánicas muy variadas, desde elevadas resistencias hasta altos valores de ductilidad y tenacidad con menor resistencia, presentando una gama intermedia de combinaciones muy interesantes.

1.2 Microestructura de las fundiciones con grafito libre

En la microestructura de una fundición de hierro con grafito libre, se observa la presencia de una matriz metálica compuesta por las fases listadas en la tabla 1.1, y grafito libre de distinta morfología. Es por eso que este material es frecuentemente referido como un material compuesto, cuyas propiedades físicas y mecánicas dependen fuertemente de las características de los microconstituyentes.

Con relación a las inclusiones de grafito, éstas son consideradas como discontinuidades geométricas en el material, que producen una disminución de las propiedades mecánicas, respecto de una matriz similar sin grafito libre, como el acero. La morfología del grafito (figura 1.3) tiene un marcado efecto en la concentración de tensiones, la tenacidad, la resistencia y la ductilidad del material. La figura 1.4 muestra la influencia de la morfología del grafito en la resistencia a la tracción del material.

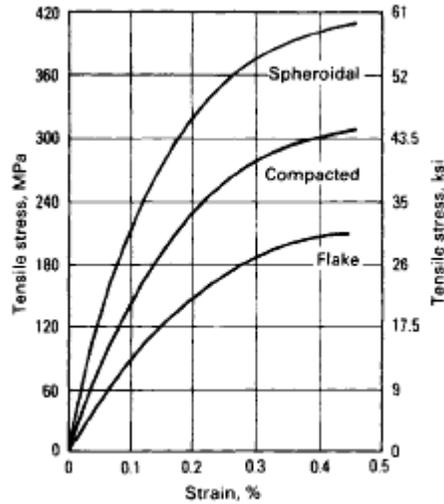


Figura 1.4. Efecto de la morfología del grafito sobre la resistencia a la tracción del material [xviii].

Cuando el grafito es de tipo laminar, la fundición presenta una resistencia a la tracción y a la flexión menor que la observada en fundiciones nodulares (o fundiciones con grafito esferoidal). Esto se debe a que la morfología laminar actúa como concentrador de tensiones, mientras que el grafito nodular minimiza este efecto. La figura 1.5 muestra la influencia de la nodularidad en propiedades del material tales como resistencia a la tracción, resistencia a la fatiga y ductilidad.

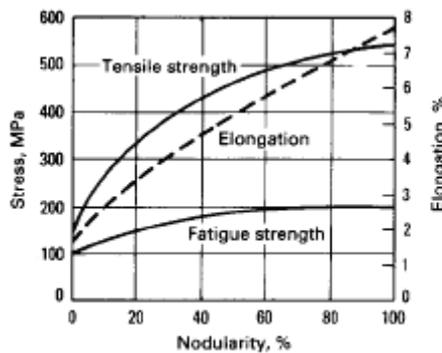


Figura 1.5. Influencia de la nodularidad en algunas propiedades mecánicas del material [xviii].

La dureza de la fundición de hierro depende principalmente de la matriz que lo contiene. La matriz puede ser ferrítica, ferrítico-perlítica, perlítica, martensítica o ausferrítica, las que pueden controlarse a través del proceso de solidificación o mediante tratamiento térmico.

1.3 Manejo de la microestructura de solidificación

En las aleaciones Fe-C, la precipitación de grafito, o cementita, durante el proceso de solidificación depende de factores termodinámicos y cinéticos que favorecen la nucleación de una u otra fase. La figura 1.6 esquematiza la energía libre de las fases involucradas en el proceso de solidificación en función de la temperatura.

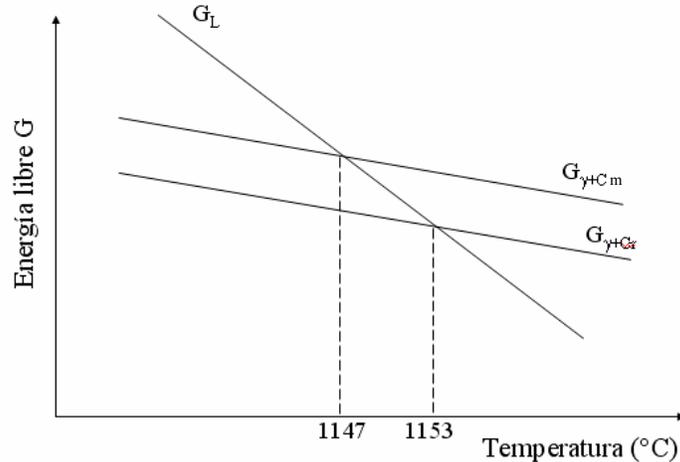


Figura 1.6. Energía libre de las fases involucradas en el proceso de solidificación (para composición química = 4,3 %C).

Si el sub-enfriamiento de una aleación Fe-C de composición eutéctica (4,3% C) hace que la solidificación ocurra en el intervalo de temperaturas comprendido entre 1147 y 1153 °C, la condición termodinámica será favorable para la formación de la mezcla $\gamma + Gr$. Si por el contrario, el sub-enfriamiento es mayor y la solidificación ocurre a una temperatura inferior a 1147 °C, se formará la mezcla inestable $\gamma + Cm$, a pesar que la transformación $L \rightarrow \gamma + Gr$ dispone de una mayor fuerza impulsora. La difusión atómica influye para que cinéticamente sea más favorable la transformación:

Líquido (4,3 % de C) $\rightarrow \gamma$ ($\approx 2,14$ % C) + Cm ($\approx 6,67$ % C),

que la transformación:

Líquido (4,3 % de C) $\rightarrow \gamma$ ($\approx 2,14$ % C) + Gr (≈ 100 % C).

Durante su posterior enfriamiento, la austenita producida durante la solidificación puede transformar a ferrita (α) + cementita (Cm) o a ferrita (α) + grafito (Gr). La temperatura de equilibrio $\gamma - \alpha - Cm$ se encuentra a 727 °C, mientras que la temperatura

de equilibrio $\gamma - \alpha - \text{Gr}$ se encuentra a 738 °C. Por lo tanto, análogamente a lo anterior, en el estrecho intervalo 738 – 727 °C se puede producir la transformación $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Gr}$ [xix].

En los procesos industriales, donde generalmente la velocidad de enfriamiento es alta (gran sub-enfriamiento), se logra la precipitación de grafito mediante el agregado de elementos aleantes que mejoran el potencial de grafitización, proveen centros de nucleación (inoculantes) y favorecen el crecimiento de la fase grafito. El elemento más utilizado para este fin es el silicio, cuya presencia amplía el intervalo de temperaturas entre el eutéctico del diagrama estable y metaestable. Este elemento de aleación se agrega al metal fundido generalmente en la forma de ferroaleante, como el ferro-silicio (FeSi). De esta manera la formación de cementita queda inhibida, y se produce solo a velocidades de enfriamiento muy elevadas.

La morfología del grafito resultante del proceso de solidificación es laminar. Para obtener grafito en forma de nódulos es necesario agregar otros aleantes al metal fundido, siendo el más utilizado el ferro-silicio-magnesio (FeSiMg). Este proceso, denominado nodulización, se realiza generalmente en la cuchara, que contiene un bolsillo de nodulización en el cual se agrega el FeSiMg antes de llenar la misma con el metal proveniente del horno. Debido a que el ferroaleante utilizado para nodulizar contiene silicio, también actúa como inoculante, sin embargo, para lograr la precipitación del grafito en forma completa es necesario añadir posteriormente FeSi.

El silicio y otros elementos de aleación también permiten controlar la microestructura de la matriz, resultante del proceso de solidificación y enfriamiento.

2. Fundición Nodular Austemperada - ADI

Una de las variantes de tratamiento térmico para el control de la microestructura de la matriz es el austemperado, que aplicado a la fundición nodular da origen a la fundición nodular austemperada o ADI, que es el material sobre el que trata el presente trabajo de tesis.

El ADI ha surgido como material importante de ingeniería en los últimos años, debido a sus atractivas propiedades mecánicas, como buena ductilidad combinada con niveles altos de resistencia, excelente resistencia al desgaste, elevada resistencia a la fatiga y tenacidad a la fractura [xx]. El ADI es utilizado como material de ingeniería para producir componentes de responsabilidad como engranajes, partes de elevada resistencia como cigüeñales y piezas sometidas a desgaste. Cada vez se recomienda más el uso de ADI para un amplio espectro de aplicaciones, ya que los fabricantes de máquinas y equipos han detectado las excelentes propiedades de este material y, por otro lado, los fundidores encuentran ventajas en la productividad y valor agregado.

Si bien numerosas aplicaciones del ADI tienen que ver con la sustitución de acero en piezas existentes, el mayor rendimiento se obtiene en el desarrollo de una nueva pieza,

pudiendo obtener un producto mejorado en lo que respecta a la resistencia y al peso, ya que este material es aproximadamente un 10% más liviano que el acero debido al contenido de grafito de la fundición nodular.

La fundición nodular presenta además la ventaja de utilizar aproximadamente el 90 % de material reciclado, requiriendo menor energía por kilogramo producido que el acero. El ADI requiere 25% menos de energía por kilogramo que la necesaria para producir la misma cantidad de acero forjado, y puede ser producido a un costo 20 % menor al de un acero forjado de medio carbono.

La fundición nodular a partir de la cual se obtiene ADI debe ser de buena calidad, metalúrgicamente limpia, sin carburos, sin porosidad, y con un mínimo de 90 % de nodularidad. Una vez obtenida la pieza en fundición nodular, sus propiedades mecánicas dependerán de la microestructura final, que a su vez depende de los parámetros del tratamiento térmico.

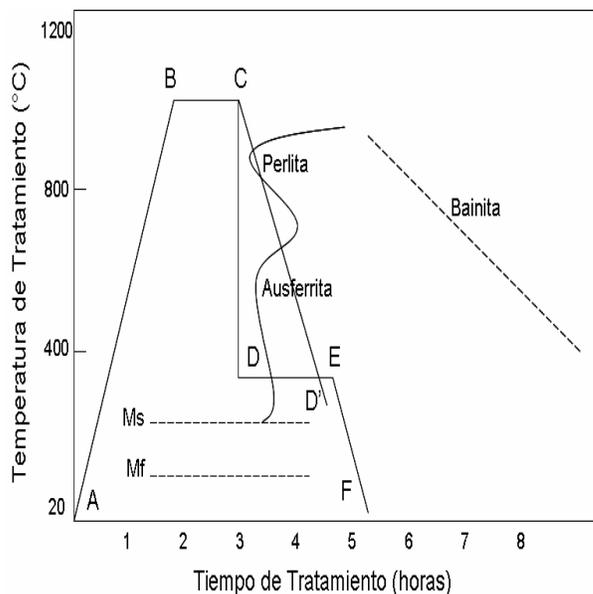
El ADI se obtiene a partir de fundición nodular, preferentemente sin alear, sobre la cual se realiza un tratamiento térmico de austemperado. La elevada cantidad de silicio presente en este material, retrasa la precipitación de carburos y promueve la retención de cantidades importantes de austenita de alto carbono (γ_{HC}) [xxx]. En piezas grandes, se debe agregar a la fundición nodular elementos de aleación como níquel, molibdeno, y cobre para evitar la formación de perlita durante el proceso de austemperado.

La microestructura que se obtiene en el proceso de austemperado, responsable de las excelentes propiedades de ADI, consiste en ferrita (α) y austenita de alto carbono (γ_{HC}), y se denomina ausferrita. Esta microestructura difiere de la obtenida en el proceso de solidificación y enfriamiento de las fundiciones de hierro nodulares, que presentan usualmente las fases ferrita, perlita, o combinaciones de ambas, dependiendo del tamaño de la pieza colada y de la composición química. La microestructura del ADI también difiere de la obtenida en aceros con el mismo tratamiento térmico de austemperado, la cual está compuesta de ferrita y carburos. El material resultante tiene mayor resistencia mecánica y ductilidad que los grados convencionales de fundición nodular, posibilitando su uso en reemplazo de aceros, colados o forjados, en piezas altamente solicitadas.

La información disponible sobre ADI, cubre variados aspectos tales como: efecto de los elementos de aleación, efecto del tamaño de la pieza y de los parámetros de tratamiento térmico. Sin embargo, la información referente a la resistencia al desgaste es escasa, aún cuando son numerosas las aplicaciones de ADI como material de ingeniería en elementos sometidos a desgaste. Por lo tanto, es importante caracterizar las propiedades de este material cuando es sometido a este tipo de degradación, para disponer en el futuro de la base de datos necesaria para el diseño.

2.1 Tratamiento térmico de austemperado

La figura 1.7 esquematiza el ciclo de tratamiento térmico de austemperado para la obtención de ADI, partiendo de la fundición nodular. El control de las diferentes etapas de este tratamiento es esencial para la obtención de la microestructura final deseada, y por lo tanto, de las propiedades buscadas. El manejo de las variables del tratamiento térmico de austemperado, como las temperaturas y tiempos de permanencia en cada etapa, posibilita la obtención de diferentes grados de ADI, desde materiales muy dúctiles de moderada resistencia, hasta materiales muy resistentes y de menor ductilidad. Entre estos dos extremos existe una gama de combinaciones de resistencia, tenacidad, dureza y resistencia al desgaste. Esto posibilita el diseño del proceso de fabricación para atender, con la máxima eficiencia, las diversas solicitaciones mecánicas en las diferentes aplicaciones.



1. A-B: Calentamiento hasta la temperatura de austenizado.
2. B-C: Austenizado (usualmente 2 horas).
3. C-D: Enfriamiento rápido (temple) hasta la temperatura de austemperado.
4. D-E: Austemperado (usualmente 2-4 horas).
5. E-F: Enfriamiento en aire hasta temperatura ambiente

Figura 1.7. Ciclo térmico de Austemperado, superpuesto a las curvas de transformación isotérmica de una fundición nodular..

Austenizado: Proceso en el cual se obtiene una matriz austenítica con contenido de carbono controlado. Consiste en el calentamiento hasta la temperatura T_{γ} , por lo general en el rango 815 °C- 925 °C, (tramo A-B de la figura 1.7), y luego en el mantenimiento a dicha temperatura (tramo B-C) hasta que la austenización y la homogenización completa es alcanzada. Por lo general 2 horas son suficientes para lograrlo.

La temperatura de austenizado (T_{γ}) influye en el contenido de carbono de la matriz. La figura 1.8 esquematiza un diagrama de fases, en el que se observa que a medida que aumenta T_{γ} , aumenta también el contenido de carbono en la matriz. Esto se debe a la pérdida de solubilidad de carbono en la austenita al disminuir la temperatura,

observada en el diagrama. El contenido real de carbono en la misma depende en forma compleja de la cantidad y distribución (dada por la segregación) de los elementos aleantes presentes. El elemento que más influencia tiene sobre la cantidad de carbono de la matriz es el silicio. Si el porcentaje de silicio sube, entonces baja el porcentaje de carbono en la austenita.

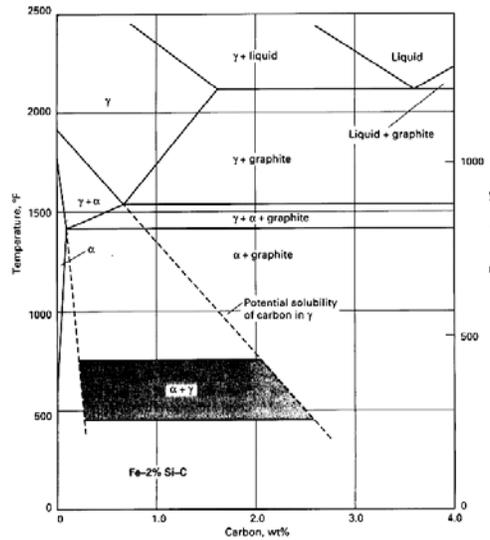


Figura 1.8. *A medida que aumenta T_{γ} , aumenta también el contenido de carbono en la matriz^[xxi].*

Para obtener una matriz con contenido de carbono uniforme se requiere suficiente tiempo para transformar la totalidad de la matriz en austenita y saturarla con carbono. Por este motivo, el tratamiento térmico de austenizado se puede considerar un tratamiento térmico de disolución, en el cual el carbono se disuelve y satura la austenita. El tiempo total requerido para completar la austenización depende de la temperatura de austenización, la estructura de la matriz anterior a la austenización, la composición química de la fundición y el conteo nodular. El conteo nodular tiene marcada influencia ya que determina las distancias de difusión en la matriz. A mayor conteo nodular menor será la distancia para la difusión del carbono.

En la etapa de Austenizado se debe tener especial cuidado con la formación de carburos secundarios de Mn y Mo, principalmente en fundiciones con elevados tenores de aleación.

Temple: Se denomina temple al enfriamiento rápido de un elemento de volumen de la pieza, desde T_{γ} hasta la temperatura de austemperado, T_a , tramo C-D de la figura 1.7. El enfriamiento debe ser lo suficientemente severo, como para evitar que toda o parte de la estructura sufra la transformación perlítica (figura 1.7)

En piezas con secciones grandes es necesario el agregado de elementos de aleación para aumentar la templabilidad, o en este caso la austemperabilidad, lo que se traduce en un corrimiento hacia la derecha de las curvas de transformación (figura 1.7). Esto es particularmente importante en piezas grandes, en las cuales un elemento de volumen próximo al centro de la pieza puede sufrir un enfriamiento a una velocidad como CD' (figura 1.7), para la cual parte del volumen considerado sufre la transformación perlítica.

Austemperado: El austemperado es el tratamiento isotérmico que consiste en mantener la pieza a la temperatura de austemperado, T_a , durante el tiempo de austemperado, t_a , (tramo D-E de la figura 1.7), hasta que los productos de reacción se formen, resultando una matriz con una dispersión de agujas de ferrita y austenita retenida de alto carbono.

Durante el austemperado nuclea ferrita que crece en forma de agujas, o placas, (dependiendo de T_a) dentro de la austenita. Al mismo tiempo, el carbono es reyectado desde la ferrita, enriqueciendo la austenita circundante y haciéndola estable en el enfriamiento posterior a temperatura ambiente. En esta reacción, la austenita original (γ) se descompone en ferrita (α) y austenita de alto carbono (γ_{HC}), denominada austenita reactivada: $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{HC}$. Esta transformación en la fundición nodular se diferencia de la del acero, por estar inhibida la formación de carburos, debido a la presencia de silicio en la aleación.

El rango de temperaturas de austemperado está comprendido habitualmente entre los 400 °C y los 260 °C. La temperatura máxima se limita a los 400 °C para evitar caer en la zona de transformación perlítica durante el enfriamiento. La temperatura mínima está limitada por el comienzo de la transformación martensítica. La temperatura de austemperado (T_a) es la variable principal que determina la microestructura final, y por lo tanto las propiedades del producto austemperado. A medida que aumenta T_a , la resistencia y la tenacidad al impacto varían, como se muestra en las figuras 1.9 a) y b), para fundiciones con diferentes porcentajes de manganeso. El austemperado realizado a temperaturas superiores a 320 °C se denomina austemperado de alta temperatura, y el realizado a temperaturas inferiores, austemperado de baja temperatura. La microestructura obtenida en el austemperado de alta temperatura consiste en ferrita en forma de placas relativamente gruesas en una matriz de austenita enriquecida en carbono. Cuando el tratamiento térmico se realiza a temperaturas inferiores a 320 °C, la microestructura tiende a ser mucho más fina, presentando la ferrita en forma de agujas, semejante a la bainita inferior de los aceros.

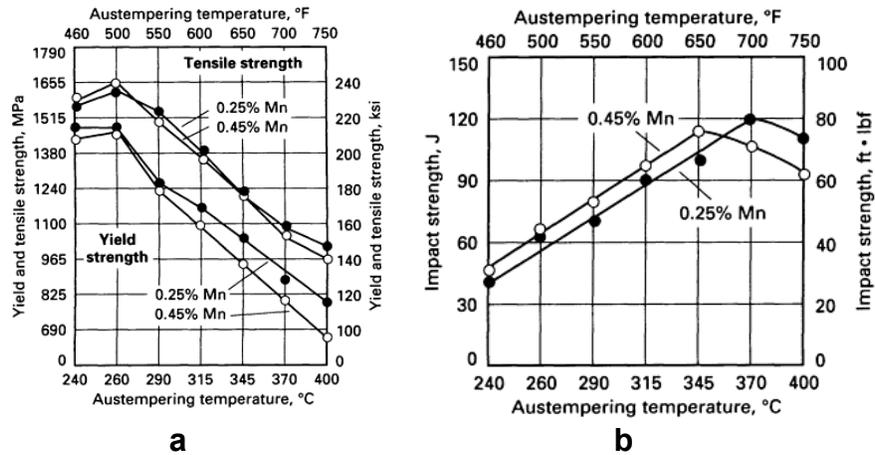
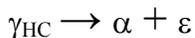


Figura 1.9. Efecto de la temperatura de austemperado (T_a) en, a) tensión de fluencia y b) tenacidad del material [°X].

La duración del austemperado está dada por t_a , período en el cual se produce el avance de la transformación bainítica. Si el tiempo de austemperado es corto, el grado de avance de la reacción es escaso, por lo que la austenita no alcanza a ser estabilizada (su contenido de carbono es bajo) y transforma en martensita durante el enfriamiento. Si el tiempo de austemperado es muy prolongado, se produce la descomposición de la austenita enriquecida en carbono, precipitando el carbono en forma de carburos bainíticos.



Ambas situaciones son no deseadas, ya que reducen la ductilidad y resistencia características del ADI. La ductilidad máxima que se puede obtener para cualquier temperatura de austemperado es función de t_a , como se muestra en la figura 1.10. La elongación aumenta hasta que se completa la primera reacción de austemperado ($\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{HC}$), donde la fracción de austenita enriquecida en carbono es máxima. Los valores de t_a utilizados normalmente varían entre 1 y 2 horas, determinando una “ventana de procesamiento” o “ventana de transformación”, que es el intervalo en el que se obtienen las mejores propiedades. Esta ventana se amplía cuando se incorporan elementos de aleación.

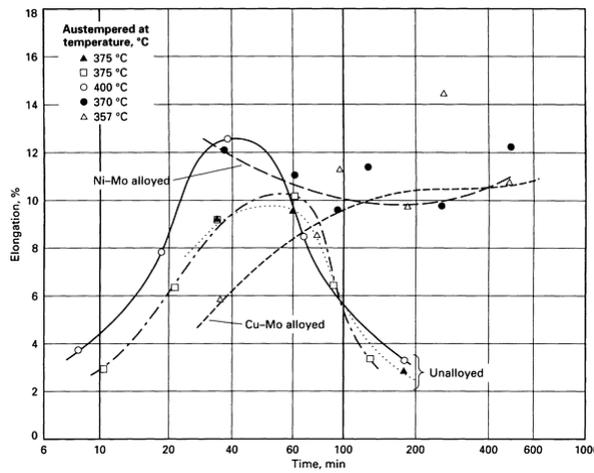


Figura 1.10. Efecto del tiempo de austemperado en la elongación del material. Se observa como los elementos de aleación extienden la ventana de tratamiento [xx].

La figura 1.11 muestra un diagrama de transformación isotérmica, donde se pueden observar las diferentes etapas y transformaciones que se producen durante el austemperado. Al transcurrir la primera transformación de este tratamiento, la austenita se enriquece en carbono, provocando que las temperaturas de inicio (M_s) y fin (M_f) de la transformación martensítica disminuyan y, por lo tanto, la austenita se vuelve estable a temperatura ambiente.

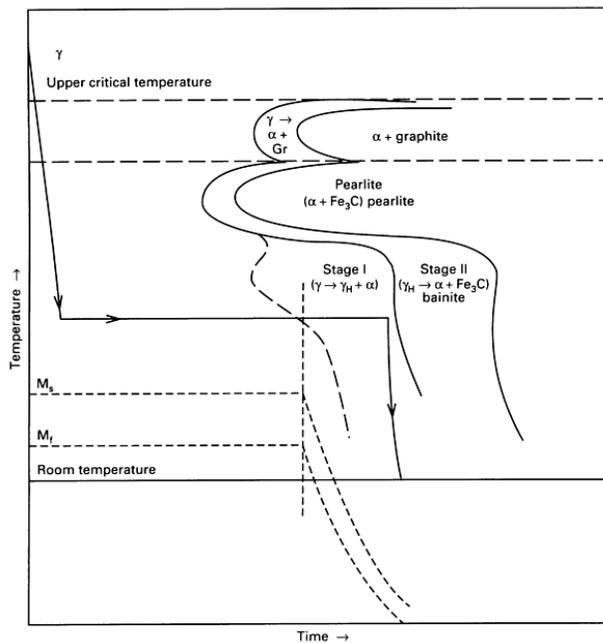


Figura 1.11. Diagrama de transformación isotérmica correspondiente al tratamiento de austemperado. Se observa que se mantiene T_a hasta completar la transformación $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{HC}$ y antes del inicio de la transformación $\gamma_{HC} \rightarrow \alpha + \varepsilon$ [xx].

Para poder disponer de valores de referencia de las propiedades mecánicas del ADI, las normas ASTM A897 y A 897M establecieron una clasificación en diferentes grados de ADI, que se muestran en la tabla 1.2.

Grado	Resistencia a la tracción Mínima (MPa)	Tensión de fluencia mínima (MPa)	Elongación mínima (%)	Energía de impacto Charpy (J)	Dureza típica (HB)
1	850	550	10	100	269-321
2	1050	700	7	80	302-363
3	1200	850	4	60	341-444
4	1400	1100	1	35	388-477
5	1600	1300	1	20	402-512

Tabla 1.2. Cuantificación de los diferentes grados de ADI, según la especificación ASTM A 897M.

La figura 1.12 muestra la relación entre la resistencia a la tracción y la elongación para las fundiciones de hierro sometidas a diferentes tratamientos térmicos. Se observa que el ADI presenta propiedades únicas atribuibles a la matriz ausferrítica.

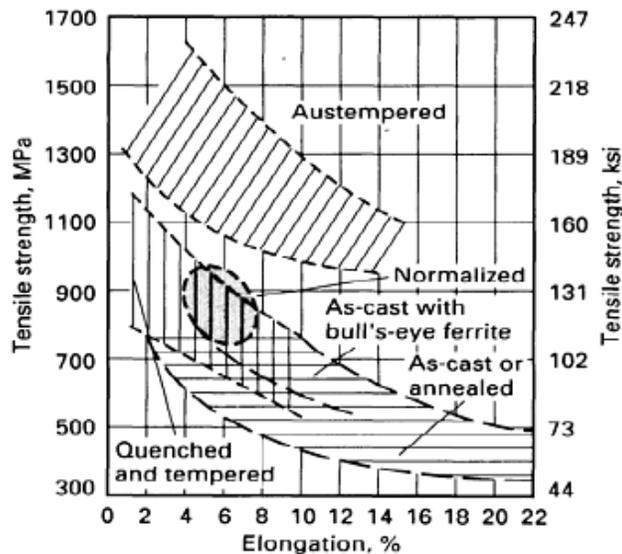


Figura 1.12. Relación resistencia – ductilidad para diferentes variantes de fundición nodular [xx].

3. Austemperado en Dos Etapas

Como se mencionó en el punto 2, para austemperar piezas grandes se deben agregar a la fundición nodular cantidades variables de elementos de aleación (que dependen del tamaño de la pieza) como el níquel, molibdeno, y cobre, para evitar la formación de perlita durante el proceso de austemperado. Durante la solidificación de la fundición, estos elementos son segregados a medida que solidifica el metal y se acumulan en las zonas que solidifican en último lugar, o zonas LTF. Cuando se realiza el austemperado, la transformación de la austenita, a ferrita y austenita enriquecida en carbono, se ve dificultada por la presencia de los elementos de aleación que estabilizan la austenita. Por este motivo, luego de realizar el tratamiento térmico, quedan zonas de austenita no transformada (UAV) en la microestructura en concordancia con las zonas LTF, que producen una disminución en las propiedades mecánicas del material.

Durante los 90s, e inclusive actualmente, algunos investigadores han evaluado modificaciones al ciclo térmico de austemperado, con el objetivo de obtener una mejor combinación de resistencia y tenacidad. Por ejemplo, Ahmadabadi et al. [xxii, xxiii] desarrollaron el “austemperado en etapas sucesivas”, consistente en una primera etapa a $T_a=375\text{ }^\circ\text{C}$ con tiempos de austemperado entre $t_a = 30 - 600\text{ min}$ y una segunda etapa a $T_a=315\text{ }^\circ\text{C}$ con $t_a = 10\text{ a }10^4\text{ min}$, también llamado “austemperado a alta y baja temperatura”. El resultado fue una reducción del volumen de austenita no transformada (UAV) en las regiones con segregación de Mn, lo cual redundó en una mayor tenacidad al impacto. La resistencia a la tracción resultó intermedia entre la obtenida para el austemperado convencional en una etapa a $T_a = 375$ y a $315\text{ }^\circ\text{C}$, pero la elongación resultó mayor que la de ambos casos. Más recientemente, Ahmadabadi y colaboradores [xxiv] estudiaron el efecto del austemperado sucesivo en el comportamiento tribológico de la FN, usando un ensayo tipo pin-on-ring.

Bayati et al. [xxv] usaron un “austemperado en etapas” con una primera etapa a $400\text{ }^\circ\text{C}$ y una segunda etapa a $285\text{ }^\circ\text{C}$, para limitar la caída en las propiedades mecánicas promovida por la fracción de UAV observada en el ADI aleada, en las zonas segregadas (LTF). Usando la segunda etapa, los autores pudieron completar la transformación bainítica, y obtener una significativa mejora en la relación entre resistencia a la tracción, elongación y tenacidad al impacto del ADI aleado.

Basado en los resultados de Ahmadabadi et al. y Bayati et al., Hsu y Chuang [xxvi] estudiaron la influencia de un “austemperado en etapas” (también llamado de dos etapas por los autores) con una primera etapa a $T_a = 360\text{ }^\circ\text{C}$ y $t_a = 8\text{ min}$, y una segunda etapa a $T_a = 300\text{ }^\circ\text{C}$ y $t_a = 172\text{ min}$, sobre la tenacidad a la fractura del ADI, comparando los resultados con el ADI austemperado en forma convencional, a alta y baja temperatura ($T_a = 360\text{ }^\circ\text{C}$ y $T_a = 300\text{ }^\circ\text{C}$). Se encontró una matriz con más austenita retenida y entrelazada, con respecto al ADI convencional, con una dureza similar a la que le correspondería a un ADI de baja temperatura y, al mismo tiempo, una tenacidad a la fractura como la correspondiente a un ADI de alta temperatura.

La figura 1.13, esquematiza los ciclos de tratamiento térmico utilizados por Ahmadabadi, Bayati y Hsu y Chuang, basados en una primera etapa de austemperado a una T_a elevada, seguida de una segunda etapa a una T_a menor.

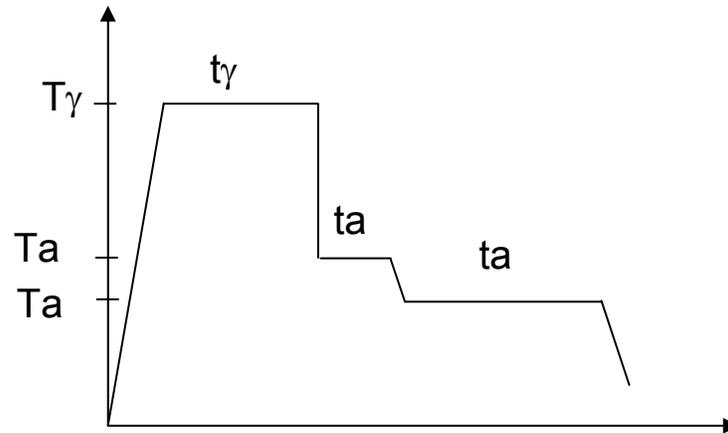


Figura 1.13. Ciclos de tratamiento térmico basados en una primer etapa de austemperado a una T_a elevada, seguida de una segunda etapa a una T_a menor.

También Hafiz [xxvii, xxviii] experimentó con un proceso de “austemperado variable”, siguiendo dos ciclos térmicos diferentes y comparando con el austemperado convencional. El primero de los ciclos térmicos consistió en un temple a ~ 320 °C y luego un calentamiento hasta ~ 450 °C, y el segundo siguió un temple hasta ~ 450 °C y luego un enfriamiento hasta ~ 320 °C. La estructura mixta del austemperado variable presentó mayor elongación y tenacidad al impacto que la austemperada en forma isotérmica. La figura 1.14 muestra los ciclos térmicos utilizados por este autor.

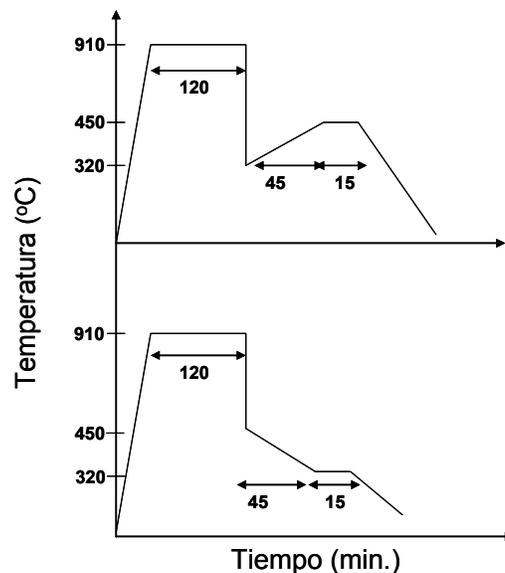


Figura 1.14. Ciclos de tratamiento térmico utilizados por Hafiz.

Se considera que el límite elástico del ADI depende de la finura de las agujas de ferrita, y que la tenacidad a la fractura depende del parámetro $X_{\gamma}C_{\gamma}$, donde X_{γ} es la fracción en volumen de la austenita y C_{γ} es el contenido de carbono de la austenita. Teniendo esto en cuenta, Putatunda [xix] postuló que, siguiendo un proceso de austemperado que posea una primera etapa con un subenfriamiento elevado, para incrementar la tasa de nucleación de ferrita, seguido de una segunda etapa a mayor temperatura, para incrementar la velocidad de difusión, podría obtenerse un ADI de alta resistencia y alta tenacidad a la fractura. Los resultados confirmaron que el ADI “austemperado en dos etapas” (2SADI) puede mejorar ambas propiedades simultáneamente, aún cuando estas son propiedades contrapuestas en los tratamientos térmicos convencionales. La figura 1.15 muestra los ciclos de tratamiento térmico utilizados por Putatunda, en los cuales, luego de austenizar, realizó un temple a diferentes temperaturas entre 260 °C y 370 °C y luego un calentamiento en el baño de sales a razón de 14 ° por hora, durante dos horas.

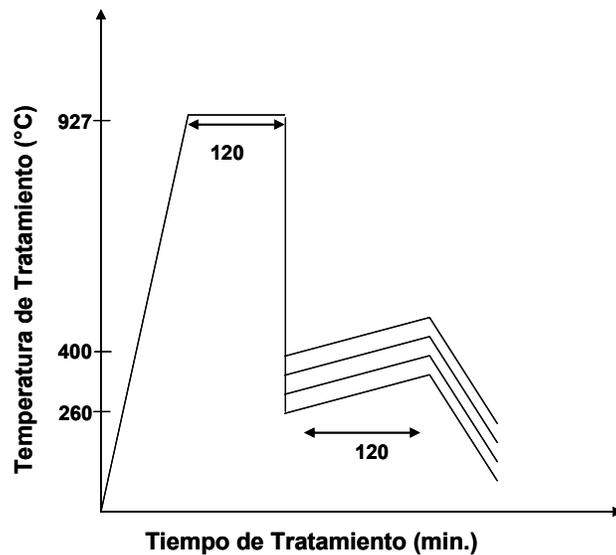
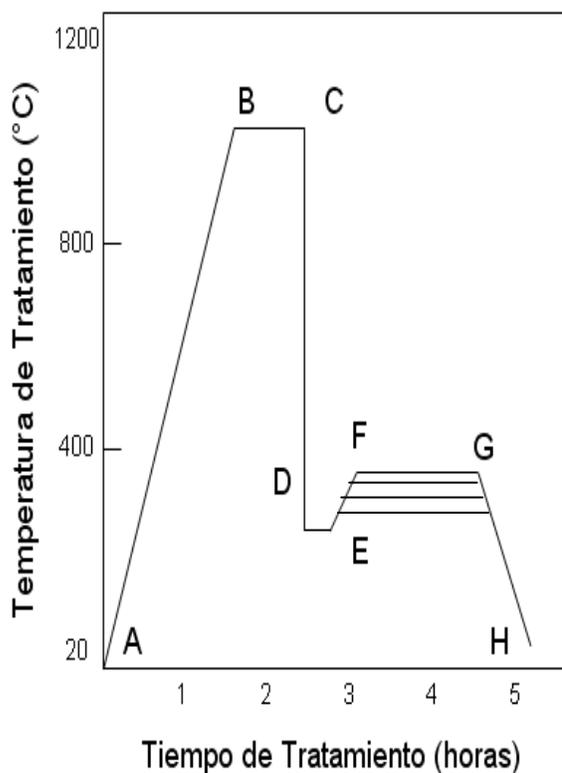


Figura 1.15. Ciclos de tratamiento térmico utilizados por Putatunda.

En una publicación posterior, Yang y Putatunda [xxix] desarrollaron una modificación al austemperado en dos etapas. Una primera etapa con un subenfriamiento elevado, mediante un temple hasta $T_a = 260$ °C durante $t_a = 5$ min, se utilizó para promover una alta tasa de nucleación y, posteriormente, se elevó la temperatura (mediante el cambio a un segundo baño de sales) para la segunda etapa hasta el nivel deseado, en el rango de $T_a = 290-400$ °C durante $t_a = 2$ horas, para favorecer la difusión y la formación de una austenita de alto carbono, figura, 1.16. El 2SADI mostró mayor X_{γ} y C_{γ} , junto con mayor resistencia y dureza, y una menor elongación, que el ADI obtenido mediante austemperado convencional. El 2SADI también conduce a un menor exponente de endurecimiento [xxx] y a una mayor velocidad de crecimiento de fisura en la región umbral [xxxii]. Yang y Putatunda [xxxiii] también estudiaron el efecto que el 2SADI posee sobre la resistencia a la abrasión del ADI.



1. **A-B:** Calentamiento hasta la temperatura de austenizado.
2. **B-C:** Austenizado (usualmente 2 horas).
3. **C-D:** Enfriamiento rápido (temple) hasta la primera temperatura de austemperado.
4. **D-E:** Austemperado de baja temperatura (unos minutos hasta completar la nucleación)
5. **E-F:** Aumento en la temperatura hasta la segunda temperatura de austemperado.
6. **F-G:** Austemperado de alta temperatura (usualmente 2 hs.)
7. **G-H:** Enfriamiento en aire hasta temperatura ambiente.

Figura 1.16. Ciclos de tratamiento térmico utilizados por Yang y Putatunda.

Ahmadabadi et al también estudiaron el comportamiento tribológico de ciclos térmicos alternativos para el ADI, utilizando una variante opuesta a la de Yang y Putatunda. Es decir, una primera etapa a T_a elevado y una segunda etapa con T_a bajo. Los resultados mostraron que el desgaste en un sistema pin-on-disk, se produce por un mecanismo de delaminación, y que la microestructura de esta variante de austemperado promueve aproximadamente 15% de aumento en la resistencia al desgaste, comparado con el austemperado convencional.

La microestructura particular del ADI usualmente posee una buena resistencia a la abrasión [xxxiii, xxxiv]. Es un material capaz de responder bien a la abrasión de baja presión al utilizar temperaturas de austemperado bajas (alta dureza) y también a la abrasión de alta presión, al utilizar temperaturas de austemperado altas (menor dureza y mayor ductilidad) [xxxv]. En este sentido, la presencia de fases dúctiles (ferrita y austenita) tiene una fuerte influencia en la habilidad del ADI para consumir energía en el evento abrasivo, además del consumo de energía asociado a la transformación de austenita en martensita, ya sea asistida por tensión o inducida por deformación [xxxvi].

Por esta razón, se especula que aquellos ciclos de austemperado alternativos, que sean capaces de promover un incremento en el contenido de austenita, promoverán también un incremento en la resistencia a la abrasión del ADI.

3.1 Ciclo de tratamiento térmico elegido para su estudio

Para evaluar la posibilidad de incrementar la resistencia a la abrasión mediante un incremento en el contenido de austenita, se eligió el proceso 2SADI propuesto por Yang y Putatunda, ya que la fracción en volumen de la austenita puede aumentar entre 10-30 %, dependiendo de la temperatura de austemperado (T_a). Yang y Putatunda han estudiado el efecto del 2SADI en la resistencia a la abrasión del ADI, en este caso usando un equipo de laboratorio tipo pin-on-disk, con un abrasivo 150, y mostrando menor pérdida de peso que el ADI convencional. La pérdida de peso disminuyó ~1% a temperaturas $T_a=340-380$ °C, y hasta ~5% para $T_a=280$ °C.

3.2 Proceso de obtención de 2SADI – Fundamentos teóricos

Actualmente se sabe que las características microestructurales más importantes que influyen en las propiedades mecánicas de ADI son [^{xix}]:

- 1) Contenido de austenita reactada (fracción volumétrica de austenita $X_{\gamma_{HC}}$);
- 2) Contenido de carbono en la austenita reactada ($C_{\gamma_{HC}}$);
- 3) Morfología de la ferrita (α acicular) y la austenita (γ_{HC});
- 4) Cantidad de austenita no reactada.

Se encontró que las propiedades del ADI son dependientes de la finura microestructural de la ferrita y la austenita así como de la cantidad de carbono en la austenita ($X_{\gamma}C_{\gamma}$), (donde X_{γ} es la fracción volumétrica de austenita y C_{γ} es el contenido de carbono en la misma). Por lo tanto, es posible optimizar las propiedades mecánicas afinando la microestructura, así como también aumentando la cantidad de carbono austenítico. También se observó que la transformación de austenita en ferrita durante la primera reacción del tratamiento de austemperado ocurre por el proceso de nucleación y crecimiento.

La nucleación depende del subenfriamiento, obteniendo microestructuras más finas a mayor grado de subenfriamiento, ya que la fuerza impulsora para la nucleación es grande y la velocidad de crecimiento es baja, debido a la baja temperatura que reduce la movilidad atómica. Por otro lado, temperaturas de austemperado elevadas dan como resultado un mayor porcentaje en volumen de austenita retenida y una mayor cantidad de carbono austenítico [^{xix}]. Por lo tanto, se observan dos efectos contrapuestos de la temperatura de austemperado en la mejora de las propiedades mecánicas. Temperaturas bajas de austemperado originan microestructuras más finas, pero con una austenita más pobre en carbono, mientras que temperaturas elevadas de austemperado generan una microestructura más gruesa, pero con una austenita rica en carbono.

Por este motivo se considera que sería posible lograr una microestructura fina de ferrita y austenita, y al mismo tiempo aumentar la cantidad de carbono

austenítico, si se combina en el mismo tratamiento térmico un gran subenfriamiento y una elevada temperatura de austemperado. La figura 1.16 muestra el ciclo de tratamiento térmico utilizado para obtener el 2SADI.

3.3 Propiedades del ADI y del 2SADI frente al desgaste por abrasión

Como se mencionó anteriormente, el tratamiento térmico en dos etapas genera una mayor cantidad de austenita que el tratamiento convencional en una etapa, y proporciona una microestructura más fina, con mayor contenido de carbono austenítico.

Cuanto mayor es el contenido de carbono en la austenita o en la matriz de ADI, mayor es la resistencia de la austenita obtenida. Los átomos de carbono aumentan la resistencia de la austenita por el mecanismo de endurecimiento por solución sólida, ya que interaccionan con el movimiento de las dislocaciones, aumentando la dureza y la resistencia de la fase austenita [xxxii]. Este aumento de la resistencia de la austenita, sumado al aumento en la resistencia de la matriz dado por el refinamiento microestructural, produce un incremento en las propiedades mecánicas que se traduce en un aumento en la resistencia al desgaste abrasivo de baja presión.

Por otro lado, mediante el austemperado en dos etapas se puede obtener una mayor cantidad de austenita retenida, que posee una estructura cristalina FCC, más dúctil que la ferrita, de estructura BCC. Sin embargo la austenita presenta un mayor grado de endurecimiento por deformación y además puede transformarse en martensita, ya sea asistida por tensión o inducida por deformación. Estos mecanismos de consumo de energía en el proceso de deformación y remoción del material de la superficie durante el evento abrasivo, aumentan la resistencia al desgaste abrasivo de alta presión.

4. Tribología

La tribología es la ciencia que estudia los fenómenos relativos a la interacción de superficies, incluyendo la fricción, el desgaste y la lubricación (ASTM G 40, Standard Terminology Relating to Wear and Erosion) y su alcance no se limita al análisis de las superficies interactuantes, sino que se extiende al entorno mecánico, físico, químico, térmico, etc., conocido como tribosistema.

El importante crecimiento de la tribología en las últimas décadas se debe, por un lado, al desarrollo de otras ciencias paralelas, como la de los materiales, la cual ha permitido un control eficaz de las fallas de tipo catastrófico. Esto ha hecho que hoy en día la principal causa para la salida de servicio para los equipos, o componentes de máquina, sea el desgaste. Además, la incesante competencia entre empresas demanda una mayor eficiencia de los recursos puestos al servicio de la producción y cualquier esfuerzo

realizado para reducir el desgaste puede resultar muy beneficioso en términos económicos.

5. El Desgaste

Se entiende por desgaste, toda remoción o desplazamiento indeseado de material, en un elemento cuya integridad es de interés. También se entiende por desgaste todo fenómeno de degradación del material, con o sin pérdida de masa inmediata. Por este motivo con frecuencia se utiliza el concepto de degradación o daño superficial, para tener en cuenta cambios tales como deformación plástica y cambios de fase que, sin comprometer la eficiencia del funcionamiento, conducirán a la falla con posterioridad.

Según la norma alemana DIN 50320, el desgaste se produce según diferentes mecanismos básicos: adhesión, fatiga de contacto, abrasión y corrosión. Sin embargo, en la práctica estos mecanismos difícilmente actúan de manera independiente, sino que lo hacen en forma combinada, dando origen también a otras formas de desgaste, como por ejemplo, erosión o fretting.

El desgaste es uno de los tres problemas industriales más frecuentes que conducen al reemplazo de elementos de máquina, siendo los otros la fatiga y la corrosión. Si bien el desgaste, en general, no es una falla catastrófica, es un proceso de deterioro que reduce gradualmente la eficiencia y, finalmente, conduce a la salida de servicio de la máquina. El reemplazo de partes de maquinaria que se deterioran en servicio debido al desgaste, eleva los costos de producción.

6. Desgaste por Abrasión

Entre los mecanismos de desgaste básicos, el desgaste por abrasión es de particular interés para el desarrollo del presente trabajo.

El desgaste por abrasión, según lo define la norma ASTM G 40, se debe a la acción de partículas o protuberancias duras que son forzadas contra una superficie sólida y se mueven a través de ella dejando un surco y removiendo material.

Cuando dos superficies entran en contacto puede producirse desgaste en ambas partes. Sin embargo, generalmente se focaliza la atención en la superficie desgastada que representa la mayor pérdida económica, y se considera a la otra superficie como la abrasiva.

Se considera que la abrasión tiene lugar en más del 60% de los problemas de desgaste (Al-Rubaie, 2000). La velocidad a la que se produce abrasión depende, entre otras, de características que pueden ser identificadas como: superficiales,

microestructurales, geométricas, del abrasivo, carga, velocidad de deslizamiento, de las condiciones del medio, etc.

El efecto de la abrasión es particularmente evidente en piezas utilizadas en áreas industriales como la agricultura (rejas de arado, abresurcos, cinceles), la minería (elementos para la trituración, molienda y transporte de minerales), en la construcción (herramientas para el movimiento de tierra) y, esencialmente, en cualquier lugar donde sean manipulados polvos, tierras, rocas y otros minerales. La figura 1.17 muestra en forma esquemática algunos casos típicos en los que se produce desgaste por abrasión. También se produce abrasión en piezas que deslizan con o sin lubricación, tales como engranajes, colizas, sistemas hidráulicos, bombas, inyectoras de plástico, etc., si bien en estos casos el desgaste comienza bajo el mecanismo de adhesión y luego, pasa a ser abrasión.

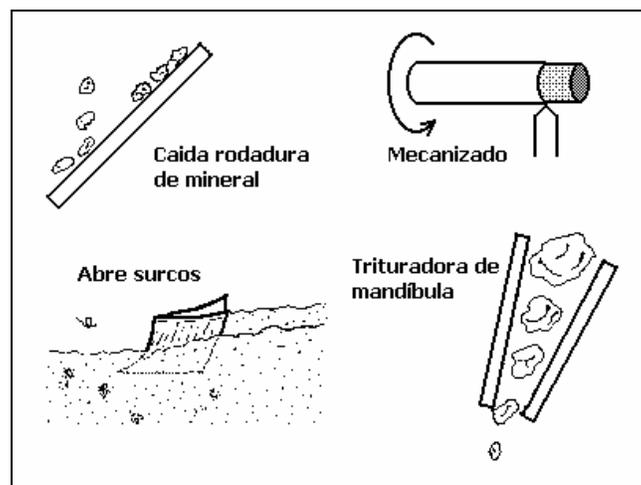


Figura 1.17. Tipos de mecanismos donde se produce desgaste abrasivo.

6.1 Clasificación del Desgaste por Abrasión

Con el fin de simplificar el estudio del desgaste por abrasión, se lo clasifica según diferentes tipos o modos. Sin embargo, resulta imposible describir con precisión al fenómeno de deterioro por abrasión, debido a que es muy complejo, ya que está afectado por un gran número de variables.

Las clasificaciones empleadas en la actualidad resultan en modos de desgaste que poseen características comunes, y se dividen en tres grupos:

1. Por situación. Es una descripción ingenieril de las condiciones macroscópicas que producen abrasión, tales como, geometría de contacto, esfuerzo aplicado, velocidad de contacto o deslizamiento, elementos involucrados, etc.
2. Por la forma de manifestarse. Son las características observables, tales como la velocidad de desgaste, las transiciones en la velocidad de desgaste, la morfología de las huellas y partículas de desgaste, etc.
3. Por el mecanismo de remoción. Es el proceso microscópico por el cual se producen el daño o degradación superficial y las partículas de desgaste.

6.1.1 Clasificación por situación - Abrasión por Dos y Tres Cuerpos

Los elementos principales que componen un tribosistema, pueden ser clasificados como: primer cuerpo, segundo cuerpo, elementos interfaciales o tercer cuerpo, medio circundante (medio externo), movimiento relativo, y fuerzas de contacto.

Primer Cuerpo: el cuerpo cuyo desgaste interesa prioritariamente, generalmente por su significancia económica.

Segundo cuerpo: cualquier cuerpo que actúe de contracara, cuyo desgaste no interesa en primera instancia, y que se encuentra en movimiento relativo respecto al primer cuerpo, y en contacto directo o indirecto con éste de modo de poder transmitir fuerzas. Es generalmente el principal causante del desgaste en el primer cuerpo.

Tercer cuerpo: es un elemento interfacial que puede ser externo o haber sido generado por el desgaste mismo, o cualquier otra condición especial que se encuentre en la interfaz de los dos anteriores (por ejemplo las partículas producidas en el desgaste o debris, el lubricante, las partículas sólidas embebidas, los reactivos químicos, etc.).

En la *interpretación dominante*, respecto a la clasificación del desgaste por abrasión por dos o tres cuerpos, la característica principal de la abrasión de dos cuerpos es que las partículas o asperezas están rígidamente adheridas al segundo cuerpo por lo que son capaces de cortar profundamente al primero, figura 1.18. Por el contrario, en la abrasión de tres cuerpos, las partículas son libres de moverse, utilizando sólo una parte del tiempo para cortar, figura 1.19. Esto hace que en la abrasión de dos cuerpos la tasa de desgaste sea de uno a tres órdenes de magnitud mayor que en la de tres cuerpos, bajo condiciones de carga comparables.

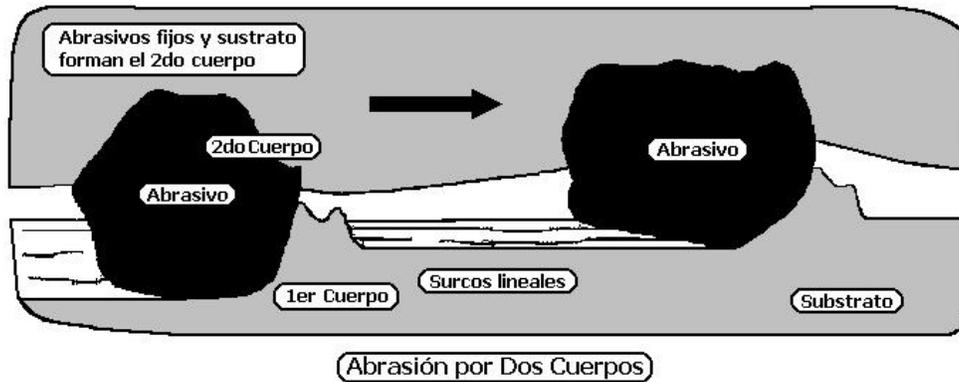


Figura 1.18. *Abrasión por dos cuerpos. Las partículas abrasivas están rigidamente adheridas al segundo cuerpo, generando surcos continuos y paralelos.*

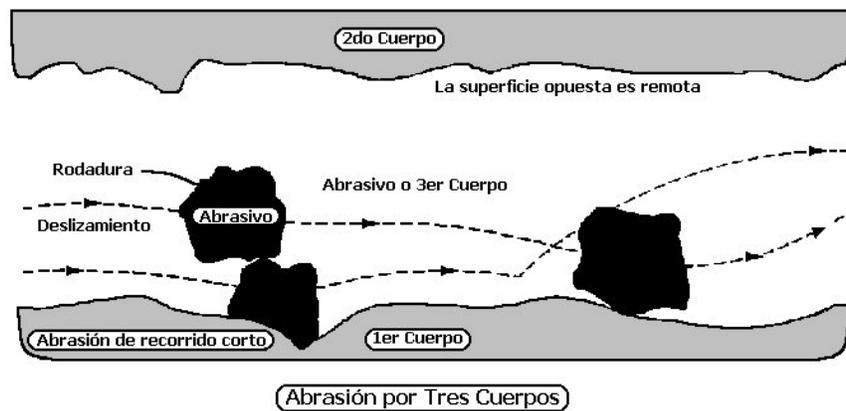


Figura 1.19. *Abrasión por tres cuerpos. Las partículas abrasivas están sueltas entre el primero y segundo cuerpo, resultando en movimientos de deslizamiento y rodadura y surcos discontinuos.*

Una forma práctica de identificar si el mecanismo de abrasión actuante en un determinado evento de desgaste es de dos o tres cuerpos, es a través de su manifestación, es decir, las huellas de desgaste. En la abrasión por tres cuerpos, los surcos de desgaste son cortos y de direcciones cambiantes, mientras que en la abrasión por dos cuerpos los surcos son paralelos, de ancho constante y de gran longitud.

6.1.2 Clasificación por la forma de manifestarse - Abrasión por Gouging, Alta Presión y Baja Presión

La distinción entre abrasión por baja presión y alta presión, considera si se produce la fractura del abrasivo. Esto es importante, ya que la fractura genera nuevos bordes cortantes en el abrasivo y promueve una mayor tasa de desgaste, aunque por otro lado, un menor tamaño produce una disminución de la tasa.

Se denomina abrasión por “gouging” al desgaste producido por partículas abrasivas grandes, en general con tamaño superior a 50 μm .

Esta clasificación posee ciertas falencias. Por ejemplo, debería establecerse un límite para separar “gouging” de alta presión. Un intento por establecer esta diferencia está basado en que las tensiones en “gouging” son suficientemente elevadas como para generar deformación plástica generalizada, pudiendo afectar el material hasta varios milímetros por debajo del surco.

6.1.3 Clasificación por el mecanismo de remoción - Abrasión por Micro-Surcado, Micro-Corte, Micro-Fatiga y Micro-Fisuración

Esta clasificación describe el desgaste abrasivo distinguiendo cuatro tipos de interacciones entre las partículas abrasivas y el material desgastado. Estas son micro-surcado, micro-corte, micro-fatiga y micro-fisuración, (figura 1.20). En el micro-surcado ideal, (fig.1.20a), el volumen de material correspondiente al surco es desplazado por deformación plástica hacia los bordes sin producir pérdida de material. La remoción de material tiene lugar por el solapamiento de surcos sucesivos, produciéndose micro-fatiga de las protuberancias formadas sobre los bordes del surco (fig.1.20b). En el micro-corte ideal, (fig.1.20c), se observa una pérdida de volumen, por la formación de virutas (chips), que poseen igual volumen que el surco de desgaste. La micro-fisuración, (fig.1.20d), ocurre cuando la tensión concentrada que impone una partícula abrasiva, es aplicada sobre la superficie de un material frágil. En este caso, se desprenden partículas de desgaste debido a la formación y propagación de fisuras cuyo volumen puede ser superior al del surco.

En el caso general, los metales sufren la abrasión bajo una combinación de micro-surcado y micro-corte.

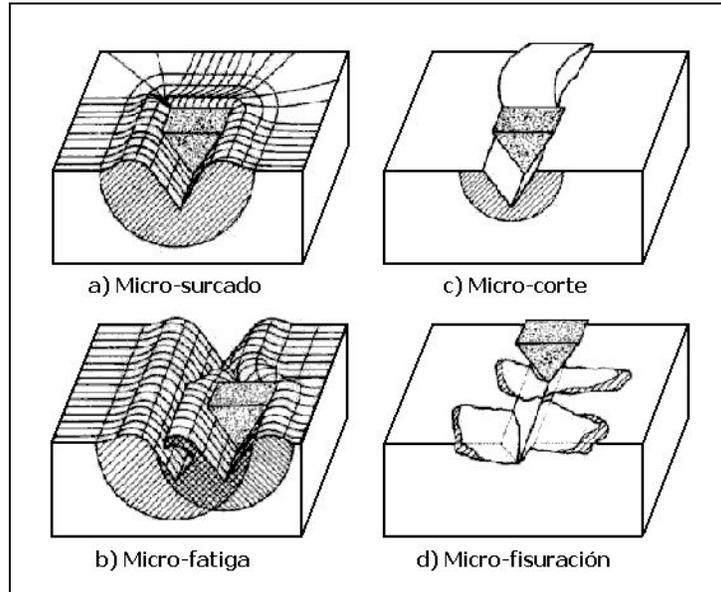


Figura 1.20. *Micromecanismos de desgaste, a) micro-surcado, b) micro-fatiga, c) micro-corte, d) micro-fisuración.*

6.2 Relación dureza - capacidad de deformación

Cuando una superficie sufre abrasión, se generan huellas de desgaste en forma de surcos, cuyo volumen está relacionado con el desgaste producido. Por lo tanto, el cálculo del volumen de un surco es una forma sencilla de evaluar el desgaste producido por abrasión, ecuación 1.1, donde A es el área del surco transversal a la dirección del deslizamiento, y S es el largo del surco.

$$V = A * S \quad \text{Ecuación 1.1}$$

El valor de A dependerá de la geometría del abrasivo y de la profundidad de penetración h , es decir que: $A = k_1 h$. La figura 1.21 muestra un esquema de un surco por abrasión y sus variables características. La constante k_1 depende de la geometría del abrasivo y su ángulo de ataque, α y h también depende de la geometría del abrasivo, de la carga normal, F_n y de la dureza del material, H . Por lo tanto, $h = (k_2 F_n) / H$. Luego:

$$V = k_3 * \frac{F_n S}{H} \quad \text{Ecuación 1.2.}$$

Esta relación, conocida como ecuación de Archard (1953) [xxxvii], es uno de los primeros modelos analíticos presentados para describir el desgaste por abrasión de dos cuerpos y, además, justifica la suposición generalmente válida, según la cual un aumento de dureza del material abradido aumenta la resistencia a la abrasión.

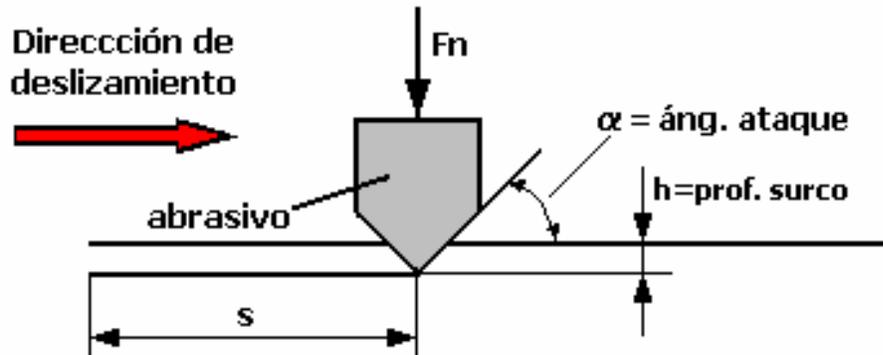


Figura 1.21. Esquema del modelo desarrollado por Archard y algunas de sus variables.

Recordando que la dureza de un material se define como la resistencia a la penetración, es lógico pensar que esta propiedad afecta la profundidad del surco producido por una partícula abrasiva. Por lo tanto, es posible inferir que a menor dureza, la mayor penetración producirá una mayor remoción de material por abrasión. Los trabajos realizados por Khrushov y Babichev (1958) [xxxviii] muestran que esta tendencia es correcta para metales puros, figura 1.22. Sin embargo, en aceros esta tendencia no se manifiesta en forma tan marcada. Muchos materiales pueden incrementar notablemente su dureza, aunque la resistencia a la abrasión puede incluso disminuir, figura 1.22.

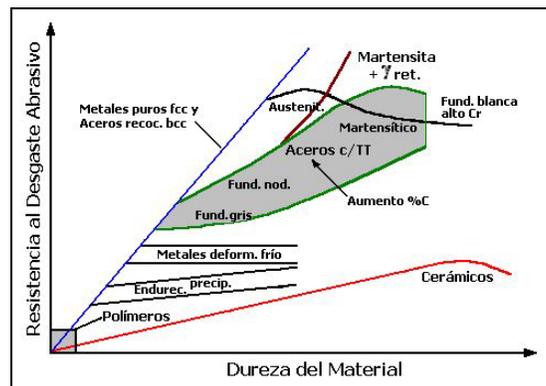


Figura 1.22. Resistencia al desgaste relativa en función de la dureza, para diferentes materiales, metales puros y aleaciones (Khrushov y Babichev, 1958).

Se ha observado experimentalmente [xxxix], mediante ensayos de desgaste, que el ángulo de ataque (α) es crítico en la posibilidad de producir arranque de material por abrasión. La penetración y deslizamiento de una partícula abrasiva sobre una superficie metálica resulta en micro-surcado o micro-corte dependiendo del ángulo α [xi]. Por debajo de un ángulo de ataque crítico (α_c), la mayor parte del volumen de material afectado es deformado plásticamente, fluyendo alrededor y por debajo del abrasivo y con escasa remoción de material. Cuando $\alpha > \alpha_c$ se produce una transición de micro-surcado a micro-corte y, en este caso, es mayor la cantidad de material removido que la de material deformado. La figura 1.23 muestra esquemáticamente la transición de micro-surcado a micro-corte en función del ángulo de ataque de la partícula abrasiva.

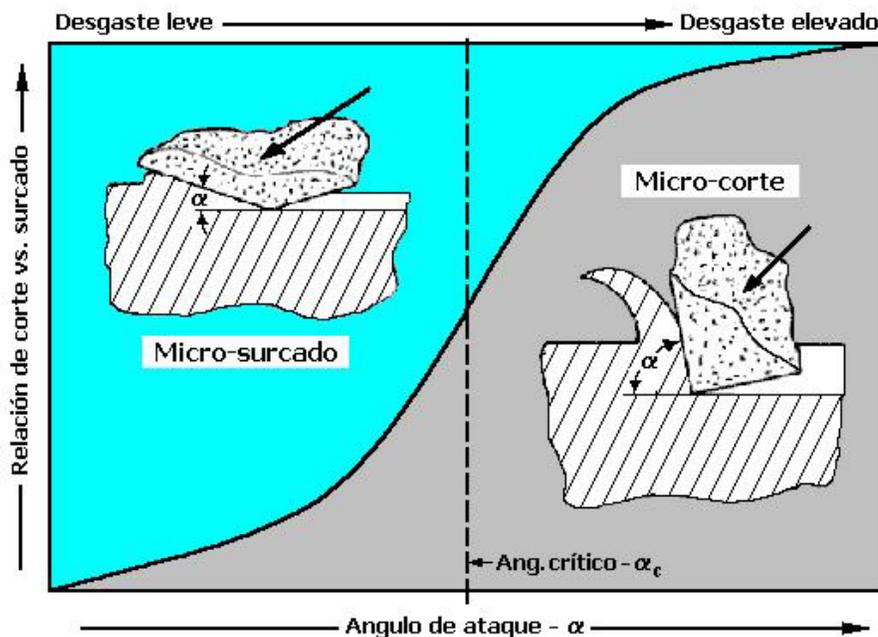


Figura 1.23. Transición de micro-surcado a micro-corte en función del ángulo de ataque del abrasivo. El desgaste o pérdida de volumen pasa de leve a elevado con el aumento de α .

Se ha observado [xli], mediante microscopía electrónica “in-situ” que el desgaste producido por una aspereza dura sobre una superficie metálica, no solo es del tipo de micro-surco y micro-corte, sino que también se produce deterioro por la formación de una cuña delante de la aspereza, figura 1.24.

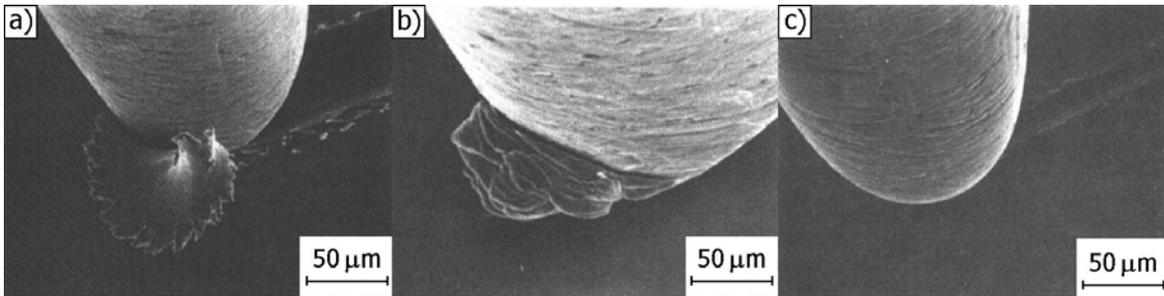


Figura 1.24. Los tres modos de desgaste observados mediante microscopía electrónica de barrido “in-situ”, a) micro-corte, b) micro-cuña, c) micro-surcado.

A partir de las observaciones realizadas se concluyó que el modelo de ángulo de ataque utilizado para evaluar el micro-mecanismo de abrasión producido por una partícula de geometría constante, puede ser reemplazado por un criterio de grado de penetración, D_p , de la partícula o indentador, para una geometría esférica. D_p describe la severidad del contacto y se expresa como el cociente entre la profundidad de penetración, h , y el radio de la impronta proyectada, a , ecuación 1.3. La figura 1.25 muestra un esquema para el cálculo de D_p , observándose que un aumento del mismo es equivalente a un aumento del ángulo de ataque, α .

$$D_p = \frac{h}{a} = R \left(\frac{\pi H}{2Fn} \right)^{0,5} - \left(\frac{\pi R^2 H}{2Fn} - 1 \right)^{0,5} \quad \text{Ecuación 1.3.}$$

Donde, a es el radio de contacto, h es la profundidad del surco, R es el radio de la aspereza, H es la dureza y Fn la carga normal.

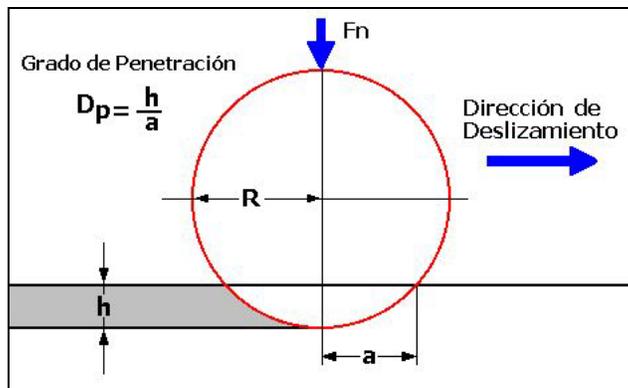


Figura 1.25. Forma de calcular el grado de penetración, D_p , de una partícula esférica, a partir de la profundidad h y de la semiamplitud del surco a .

La figura 1.26 muestra la relación entre Dp y el factor de resistencia al corte, observándose que las diferentes relaciones posibles definen regiones del diagrama en las cuales el daño superficial se produce según diferentes micro-mecanismos. Esto se conoce como “diagrama de modo de desgaste”, y guarda similitud con la figura 1.23 al mostrar la transición entre el micro-surcado y el micro-corte.

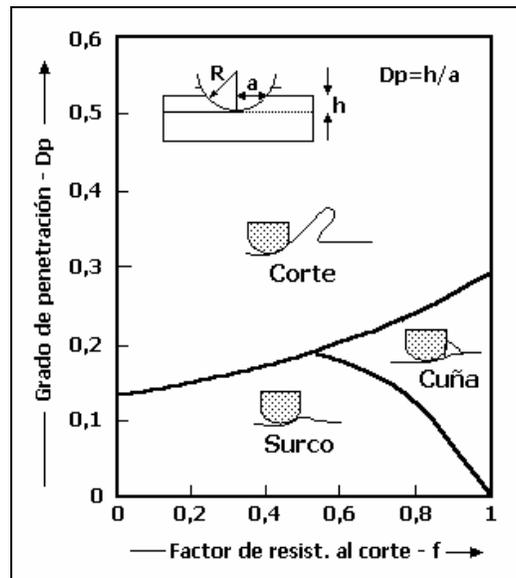


Figura 1.26. Diagrama de Modo de Desgaste. El micro-mecanismo de abrasión depende del grado de penetración y del factor de resistencia al corte.

6.3 Grado de Desgaste

El estudio de los surcos de desgaste producidos por abrasión, permitió observar que sólo una porción de su volumen es removido en forma de viruta o debris, y que el volumen restante es desplazado por deformación plástica hacia los bordes, dando una situación intermedia entre micro-surcado y micro-corte. La figura 1.27 esquematiza un corte transversal de un surco donde se observa la sección transversal, A_v , y el material desplazado por deformación plástica hacia ambos lados, A_1 y A_2 .

El cálculo de la relación entre el volumen de material removido por corte y el volumen del surco se conoce como factor f_{ab} o “grado de desgaste” [^{xlii}, ^{xliii}], ecuación 1.4.

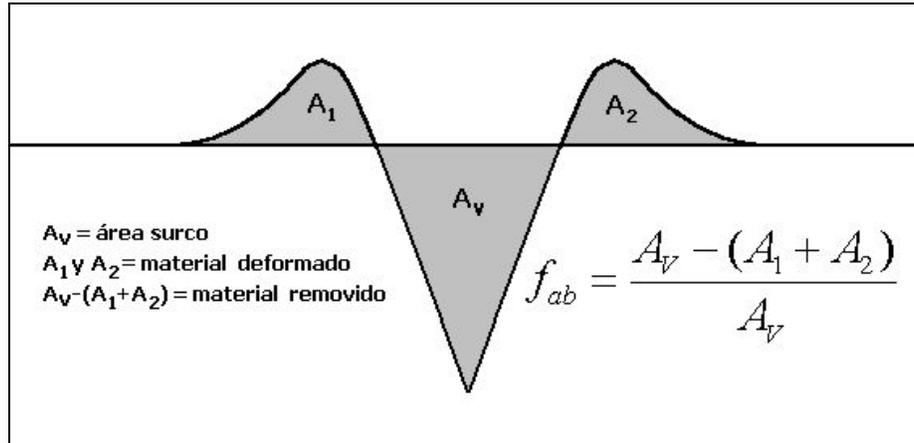


Figura 1.27. Deformación plástica asociada con la formación de un surco por abrasión y cálculo del Grado de Desgaste o Factor f_{ab} .

$$f_{ab} = \frac{A_V - (A_1 + A_2)}{A_V}$$

Ecuación 1.4.

En general se observa que el deslizamiento de partículas o asperezas duras sobre una superficie produce el daño por una combinación de micro-mecanismos. Las interacciones dominantes en materiales dúctiles son micro-surcado y en menor medida micro-corte, mientras que en los materiales frágiles domina la micro-fisuración. El valor del factor f_{ab} es igual a la unidad para micro-corte ideal e igual a cero para micro-surcado ideal. En la micro-fisuración se produce el escamado (spalling) a los costados del surco de desgaste lo cual conduce a valores negativos de A_1 y A_2 y, por lo tanto, f_{ab} llega a ser mayor que uno.

El factor f_{ab} pondera el balance existente entre la dureza del material abradido, propiedad a través de la cual se limita la sección del surco, y la plasticidad o capacidad de deformación del material, que es una característica relacionada con la capacidad de absorción de energía. Comparando materiales de igual dureza, aquel que posea mayor ductilidad tendrá mayor resistencia a la abrasión, lo que también se manifiesta con un menor valor de f_{ab} .

La figura 1.28 muestra la relación entre el factor f_{ab} y el grado de penetración, Dp , observándose que f_{ab} se incrementa con Dp , hasta un cierto valor crítico f_{abc} , que depende de la dureza. La posición de la curva varía con la dureza del material evaluado, ya que si la dureza es alta (menor capacidad de deformación) se produce el corte para un Dp menor. La transición entre los modos de abrasión corresponde al desgaste por cuña. La figura 1.28 muestra que el factor f_{ab} es bajo para un material con buena capacidad de deformación (metales puros y acero recocido) mientras que resulta elevado para acero con tratamiento térmico.

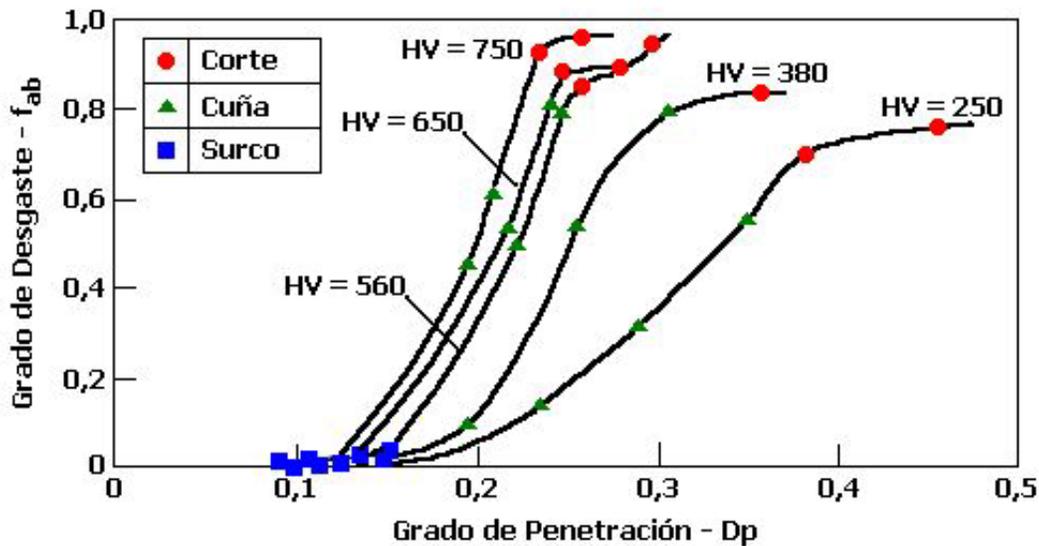


Figura 1.28. El grado de desgaste (f_{ab}) en función del grado de penetración (Dp) para aceros de diferente dureza.

Se ha observado que es posible obtener diferentes valores de resistencia a la abrasión en materiales con dureza similar, lo cual se debe a la diferencia en la capacidad de deformación. Es evidente que la dureza del material desgastado por sí sola, no es suficiente para describir la resistencia a la abrasión. Otros parámetros microestructurales como el tamaño de grano, la cantidad de austenita retenida o la presencia de fases de refuerzo pueden también afectar la tasa de desgaste [xliv, xlv].

El uso del factor f_{ab} permite justificar, a través de una mejor combinación entre resistencia a la penetración y capacidad de deformación, el hecho que una matriz de fundición nodular martensítica de 49 HRC, posea menor resistencia a la abrasión que una fundición nodular de matriz ausferrítica de 40 HRC, figura 1.29.

Estos resultados muestran que, en situaciones donde no es viable un cambio tecnológico que permita introducir un importante aumento en la dureza del material, puede resultar ventajosa la opción por un material con mayor capacidad de deformación, aún a costa de algunos puntos en el valor de dureza. Si además, la microestructura cuenta con fases metaestables, susceptibles de transformar en servicio, esto agrega una fuente adicional para el consumo de la energía puesta en juego en el evento tribológico.

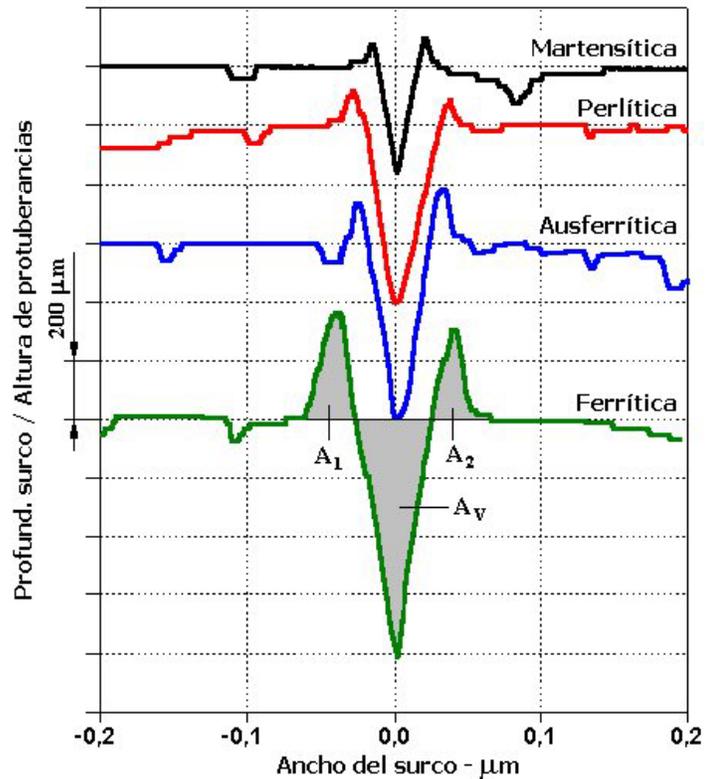


Figura 1.29. Resistencia a la abrasión de fundición nodular con diferente micro-estructura de matriz. El ADI posee la mayor resistencia gracias a un factor f_{ab} menor.

6.4 Ensayos de Desgaste

Los objetivos de un ensayo de desgaste son:

- Estudiar mecanismos y sus fundamentos.
- Determinar la influencia de variables.
- La caracterización de materiales y lubricantes.

- La selección de materiales para un uso específico.

La selección del ensayo de desgaste depende tanto del mecanismo que se desea evaluar como también del objetivo buscado.

La resistencia al desgaste depende fuertemente de las condiciones de servicio, es decir, del tribosistema operante. Por lo tanto, si el objetivo buscado es estudiar mecanismos o la influencia de variables, las características particulares del ensayo son menos importantes que la forma en que éste es utilizado y también que la información obtenida. Sin embargo, si el objetivo es la caracterización de materiales o su selección, las particularidades del ensayo ejercen una influencia muy importante en los resultados y, por lo tanto, en el ranking obtenido.

Los ensayos de desgaste pueden llevarse a cabo tanto en el laboratorio como en el campo, y cada una de estas opciones presenta ventajas y desventajas.

Los ensayos de laboratorio se realizan para:

- Estudiar mecanismos de desgaste.
- Comparar el comportamiento de distintos materiales.
- Reproducir en laboratorio un tribosistema real.

Los ensayos de laboratorio, utilizados para evaluar un mecanismo de desgaste particular en su condición pura, presentan una menor complejidad de diseño que aquellos que intentan reproducir un tribosistema real.

Los ensayos de laboratorio que intentan reproducir el comportamiento de pieza en servicio, permiten obtener en forma rápida información sobre la respuesta comparativa entre materiales frente a un determinado tipo de sollicitación. Para el diseño de este tipo de ensayos se evalúan cuidadosamente las condiciones reales de servicio, identificando aquellas variables del proceso que poseen una influencia importante en el comportamiento del material, de modo tal que las mismas puedan ser reproducidas en el laboratorio.

A veces por simplicidad y otras por imposibilidad, los ensayos de laboratorio desprecian la influencia de algunas variables operativas o las mismas actúan a un nivel de intensidad diferente al observado en el campo. En otros casos, con la intención de acelerar el fenómeno de desgaste, y obtener información en tiempos cortos, los ensayos se llevan a cabo con parámetros de funcionamiento (carga, velocidad, temperatura, medio ambiente, etc.) superiores a los reales. Por lo tanto, el modo o mecanismo de desgaste operante en el laboratorio, puede no representar estrictamente el que opera en el campo y, de esta manera, las conclusiones obtenidas pueden conducir a soluciones equivocadas.

Los ensayos de campo no sufren los inconvenientes mencionados para los de laboratorio, ya que entran en juego todas las variables posibles, las cuales intervienen en los niveles propios del servicio.

Sin embargo, los ensayos de campo presentan otros inconvenientes, tales como un costo elevado en la preparación de las muestras, interrupción de procesos para evaluaciones periódicas, conflicto con el personal de producción, pérdida de muestras, pérdida de datos, etc. Estos inconvenientes hacen que este ensayo sea de difícil realización, a menos que se cuente con una firme voluntad de todas las personas involucradas para una concertación exitosa.

OBJETIVOS

Objetivos generales

- Desarrollar conocimientos relativos a los mecanismos de desgaste por abrasión.
- Evaluar nuevas alternativas de tratamiento térmico de fundición nodular, aptos para generar microestructuras capaces de soportar desgaste por abrasión.

Objetivos particulares

- Obtener cuerpos de prueba para ensayos de laboratorio y piezas de sacrificio para ensayos de campo, fabricadas en fundición nodular y tratadas térmicamente mediante austemperado convencional y también mediante austemperado en dos etapas.
- Realizar la caracterización microestructural del material, mediante microscopía óptica y en particular cuantificar la cantidad de austenita retenida mediante difracción de R-X.
- Caracterizar las propiedades mecánicas del material, en particular su dureza y también la resistencia a la abrasión mediante ensayos de laboratorio y de campo
- Evaluar los micro-mecanismos de abrasión operantes en ensayos de laboratorio y de campo, mediante el estudio de las superficies de desgaste y de los surcos generados mediante ensayos de rayado
- Establecer las relaciones pertinentes entre la microestructura del material obtenidas para los distintos tratamientos térmicos evaluados y los distintos micro-mecanismos de abrasión estudiados (ensayo de laboratorio y ensayo de campo)

CAPITULO II

Metodología Experimental

2.1 Preparación de las muestras

2.1.1 Colada de la Fundición Nodular

El material empleado para la preparación de probetas fue obtenido en la planta industrial de la empresa Megafund S.A de Gral. Las Heras, Provincia de Buenos Aires. Se utilizó un horno de inducción de 1500 kg de capacidad y frecuencia de red, y como materiales de carga se emplearon chatarra de acero y retorno de fundición. Los procesos de inoculación y nodulización se realizaron mediante técnicas convencionales, en una cuchara de 500 Kg de capacidad con bolsillo de nodulización, utilizando FeSiMg como nodulizante y FeSi como inoculante. La figura 2.1 muestra fotografías de la planta y el horno donde se realizó la colada del material.



Figura 2.1. *Imágenes de la planta industrial donde se realizó la colada del material. a) Dos hornos de inducción de 1500 Kg. de capacidad. b) Metal líquido llenando la cuchara. c) Llenado del molde con el metal proveniente de la cuchara.*

El material obtenido fue colado en dos tipos de moldes. Por un lado, se obtuvieron cinco bloques Y (ASTM 987), en moldes de arena ligada con resina, a partir de los cuales se prepararon las muestras para los ensayos de laboratorio. La preparación de los moldes se realizó en la planta piloto de la División Metalurgia, en la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Mar del Plata, utilizando modelos de madera y arenas clasificadas de granulometría 50/70 ligada con resina fenólica. La figura 2.2 muestra la geometría y dimensiones de los bloques “Y”.

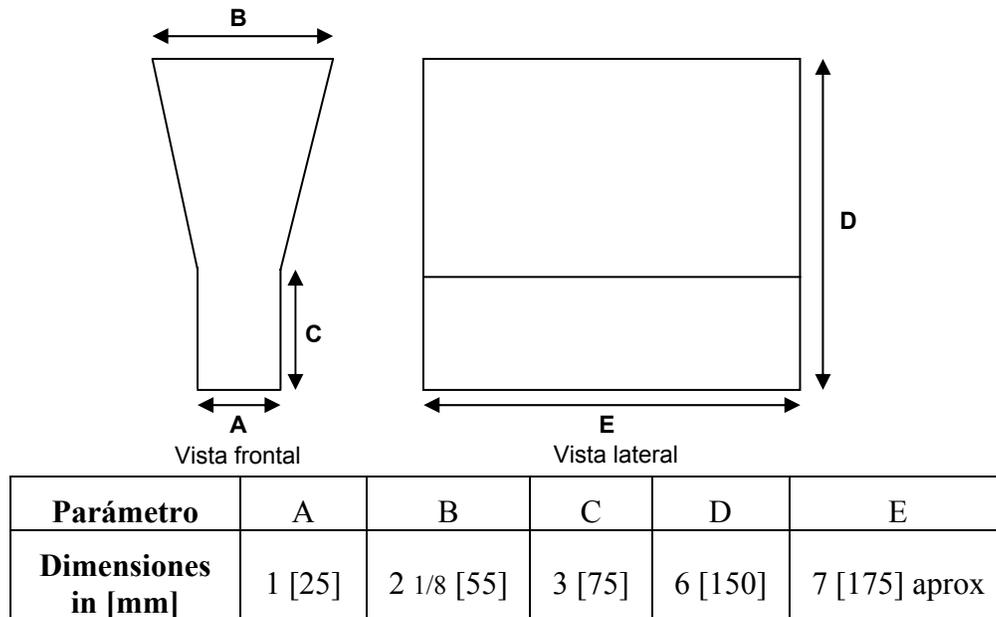


Figura 2.2. Dimensiones y geometría de los bloques-Y utilizados.

Por otro lado, utilizando la misma partida de hierro fundido, se obtuvieron doce uñas para pala cargadora frontal, de 4,5 Kg. de peso cada una, las que fueron utilizadas en los ensayos de campo, figura 2.3.



Figura 2.3. Diferentes vistas de una uña para pala cargadora frontal.

2.1.2 Obtención de las muestras para ensayos de laboratorio

Para los ensayos de desgaste se utilizó una probeta por cada tratamiento térmico, ya que las mismas pueden ser rectificadas luego de cada ensayo y de esta manera reutilizarse las veces que sea necesario. En el caso de las probetas para ensayos de tracción y de impacto se prepararon cuatro probetas por variante de tratamiento estudiado. Con el fin de obtener resultados confiables en cada una de las propiedades evaluadas, se ensayaron al menos cuatro probetas por cada valor reportado. Debido a que se estudiaron siete tratamientos térmicos, el número total de probetas empleadas para estos ensayos fue de 28.

2.2 Tratamientos Térmicos

Los tratamientos térmicos se realizaron en la planta de tratamientos térmicos de la División Metalurgia. Las muestras fueron tratadas utilizando una mufla eléctrica con protección sólida en la fase de austenizado, mientras que para realizar el austemperado en una y dos etapas, se utilizaron dos hornos de sales eléctricas de 60 lts. y 500 lts., que fueron seteados con las temperaturas de cada etapa del austemperado. La figura 2.4 y la tabla 2.1 muestran los ciclos de tratamiento térmico utilizados.

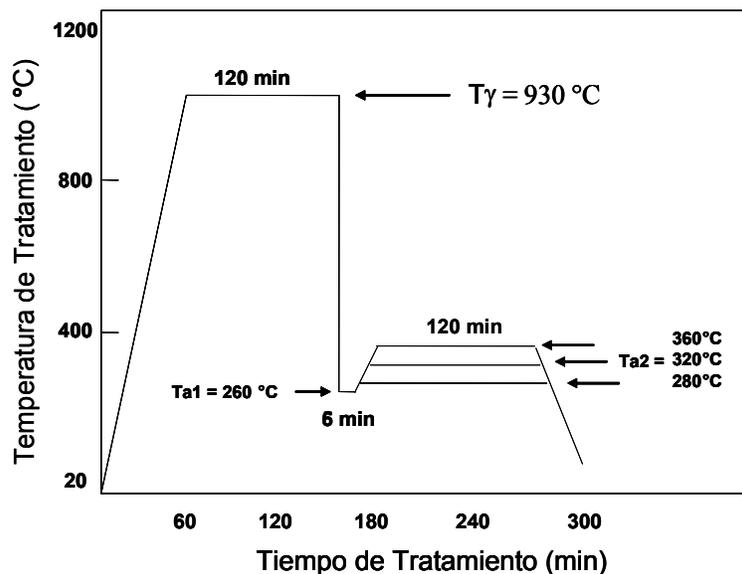


Figura 2.4. Ciclos de tratamiento térmico utilizados.

Temperatura de Austenizado (°C)		
930		
ADI	2SADI	
Temperatura de Austemperado (°C)	Temperatura Primera Etapa (°C)	Temperatura Segunda Etapa (°C)
260	260	-----
280		280
320		320
360		360

Tabla 2.1. *Temperaturas involucradas en los tratamientos térmicos.*

La planta piloto cuenta con dos hornos de sales, uno de austemperado y otro de austenizado (figura 2.5). El horno de sales de austemperado es un horno de calentamiento directo, disponiendo de los calefactores dentro del baño de sales. El control de temperatura en este horno es adecuado, ya que el valor de las fluctuaciones de temperatura alrededor de la deseada no supera los dos o tres grados centígrados. Este es un valor aceptable teniendo en cuenta que las temperaturas de tratamiento oscilan entre 260 °C y 400 °C.

Sin embargo, el horno de sales de austenizado tiene un control de temperatura poco preciso para realizar tratamientos de austemperado. Esto se debe a que es un horno de crisol, en el cual el sistema de calentamiento por resistencias eléctricas, y las termocuplas que miden la temperatura, se encuentran ubicados fuera del crisol, en las paredes de refractarios que protegen las paredes metálicas del horno y no dentro del baño de sales. Por lo tanto, la temperatura del baño de sales es en realidad desconocida, ya que el controlador muestra la temperatura exterior del crisol.

Mediante la introducción de una termocupla dentro del baño de sales se comprobó que la temperatura del mismo varía unos 20 grados centígrados respecto a la temperatura seteada en el controlador. Estas variaciones de temperatura no son aceptables para realizar tratamientos de austemperado. Otro problema que surge de este sistema de calentamiento y medición, que aumenta la incertidumbre de la temperatura medida es la falta de control sobre la inercia térmica de las sales fundidas.

Por lo tanto, se procedió a adaptar el horno de sales de austenizado para poder realizar tratamientos de austemperado y, de esta forma, contar con dos hornos con la precisión térmica adecuada para poder realizar el tratamiento térmico de austemperado en dos etapas. Para ello fue necesario eliminar la incertidumbre en la temperatura del baño de sales y reducir la fluctuación en la temperatura de 20 °C a 2 o 3 °C, alcanzando de esta manera la variación tolerable en este tipo de tratamientos. Por otro lado, debido a que el crisol tiene diferente inercia térmica que las sales, fue necesario controlar la inercia térmica de las mismas y evitar de esta manera que la temperatura fluctúe demasiado respecto a la seteada.

Se encontró la solución a los problemas mencionados mediante la incorporación de un segundo controlador de temperatura, conectado en serie con el controlador original del horno de sales. La termocupla del segundo controlador se ubicó dentro del baño de sales, por lo que se eliminó por completo la incertidumbre en su temperatura instantánea. Al estar ambos controladores conectados en serie, el corte en el suministro de energía al horno se produce cuando uno de los dos alcanza el valor de temperatura máximo seteado.



Figura 2.5. a) Hornos de sales utilizados para realizar los tratamientos térmicos. b) Ampliación de la zona encerrada en el círculo, que muestra la incorporación del nuevo controlador, conectado en serie con el original.

Para obtener un control preciso de la temperatura de las sales o de tratamiento (T_a), las temperaturas de ambos controladores deben setearse con una diferencia ΔT entre ellos, cuyo valor óptimo varía ligeramente con la temperatura de tratamiento. La temperatura seteada en el controlador que regula la temperatura externa del crisol, debe ser superior en este ΔT , respecto de la seteada en el controlador que mide la temperatura del baño de sales. Esto se debe a que la inercia térmica del exterior del crisol es significativamente inferior a la del baño de sales.

Debido a la diferencia de inercia térmica mencionada, si el ΔT seteado entre ambos controladores es muy elevado, la fluctuación en la temperatura de las sales resulta muy grande. Por el contrario, si el ΔT es muy pequeño, el baño de sales nunca alcanza la temperatura deseada, debido a que el suministro de calor desde las resistencias ubicadas en el exterior del crisol no logra compensar las pérdidas de calor del baño.

Por lo tanto, existe un valor ΔT óptimo que garantiza que el baño de sales se mantenga a la temperatura deseada, con variaciones de menos de 2 °C. Este valor depende de la temperatura de tratamiento. Si T_a aumenta, también aumenta el ΔT óptimo, ya que las pérdidas de calor son mayores, por lo que es necesario mantener la temperatura del crisol más elevada respecto del baño de sales para que éste mantenga la temperatura deseada.

Experimentalmente se encontró que el ΔT adecuado para los tratamientos de austemperado oscila entre 12 °C y 25 °C, dependiendo de la temperatura de tratamiento.

Cabe destacar también que además de la incorporación del segundo controlador de temperaturas, se fabricó un crisol específico para realizar los tratamientos térmicos en el horno de austenizado. Este horno estaba equipado con un crisol propio pero no pudo ser utilizado debido a que la mezcla de sales utilizada para el austenizado (cloruro de calcio 50%, cloruro de bario 30%, cloruro de sodio 20%) difiere de la utilizada para el austemperado (nitrito de sodio 50%, nitrato de potasio 50%), ya que son tratamientos de alta y baja temperatura, respectivamente. Por lo tanto fue necesario disponer de un crisol que contenga las sales de austemperado.

Para la fabricación del crisol se reprodujo el diseño del crisol original, pero se utilizaron aceros convencionales de bajo costo, debido a que la sollicitación térmica que sufre el material en los tratamientos de austemperado no es tan severa como en los tratamientos de austenizado. Además, la construcción del crisol se realizó en el taller de la Facultad de Ingeniería, por lo que el costo total del nuevo crisol fue muy bajo.

2.2.1 Determinación del tiempo de permanencia en la primera etapa de austemperado

El objetivo de austemperar en dos etapas, a una temperatura baja de austemperado en la primera etapa para aumentar la tasa de nucleación, y a una alta en la segunda etapa para desarrollar el crecimiento de estos núcleos y favorecer la difusión de carbono a una mayor temperatura en la segunda etapa, fue obtener una microestructura mixta, con características de austemperado a baja y alta temperatura. De esta manera, se logran microestructuras finas con mayor cantidad de austenita retenida de mayor contenido de carbono.

Cabe señalar que el tiempo de permanencia en la primera etapa de austemperado debe ser suficiente para lograr una nucleación intensa, pero no debe ser muy largo, ya que los núcleos formados deben crecer a la temperatura de la segunda etapa.

Para determinar el tiempo de permanencia a la temperatura de la primera etapa se realizó un ensayo, en el cual se austenizaron 12 probetas a 930 °C y luego se introdujeron en un baño de sales a 260 °C. Cada dos minutos se extrajo una probeta del baño a 260 °C, y se la introdujo en otro baño de sales a 320 °C, donde permaneció 120 minutos. De esta manera se obtuvieron 10 probetas, todas con diferente tiempo de permanencia en la primera etapa de austemperado, desde 2 hasta 20 minutos, en intervalos de dos minutos. Además de estas muestras, también se austemperaron dos probetas en una etapa a 260 °C y a 320 °C.

El tiempo de austemperado en cada etapa es, junto con las temperaturas de austemperado, una de las variables principales del tratamiento térmico, ya que influye directamente en la microestructura resultante, y consecuentemente en las propiedades mecánicas.

Por lo tanto, las probetas obtenidas luego de estos tratamientos térmicos fueron observadas en el microscopio óptico y sometidas a un ensayo de dureza. De los resultados de estos ensayos, se determinó el tiempo óptimo de permanencia en la primera etapa de austemperado.

2.3 Análisis Microestructural

2.3.1 Análisis químico. Espectroscopia de emisión por chispa.

El análisis químico de las muestras metálicas obtenidas en la colada se realizó mediante el método de espectroscopia de emisión óptica con excitación por chispa, utilizando un espectrómetro Baird, con fuente de excitación DV6 disponible en la División Metalurgia de la Facultad de Ingeniería. Los valores reportados resultaron del promedio de al menos tres determinaciones.

2.3.2 Microscopía óptica

La preparación de las muestras para su observación al microscopio se realizó aplicando las técnicas convencionales de corte, desbaste y pulido mecánico. El ataque químico para revelar la microestructura se realizó con nital 2 % y la observación se realizó en un microscopio Olympus PM63.

Utilizando una cámara digital se fotografiaron, a diferentes aumentos, las microestructuras obtenidas en los diferentes tratamientos térmicos realizados.

La determinación de la nodularidad y del conteo nodular se realizó utilizando cartas normalizadas de nodularidad y conteo nodular.

2.3.3 Difracción de rayos x

Para determinar la cantidad de austenita retenida presente en el material luego de los tratamientos térmicos, se efectuó el análisis de difractogramas de rayos-X, obtenidos mediante un goniómetro marca Philips, con el tubo operando a 40 KV y 30 mA. Se empleó radiación Co K_α y el barrido se efectuó para ángulos 2θ comprendidos entre 48° y 54° , con una velocidad de recolección de datos de $1^\circ/\text{minuto}$. Para eliminar la deformación plástica producida por efectos del corte y desbaste de las muestras, las mismas fueron preparadas según los procedimientos correspondientes a probetas metalográficas, hasta el desbaste con papel abrasivo tamaño 400, y posteriormente un desbaste químico de $40 \mu\text{m}$, utilizando HNO_3 al 20%.

2.4 Ensayos Mecánicos

2.4.1 Ensayos de Desgaste por Abrasión

2.4.1.1 Ensayos de Laboratorio

Los ensayos de desgaste por abrasión se realizaron en el Laboratorio de Tribología de la Facultad de Ingeniería. La máquina de ensayos utilizada es de tipo rueda de goma y arena seca, según la norma ASTM G 65, cuyo esquema se muestra en la figura 2.6. Esta norma determina los procedimientos para evaluar la resistencia al desgaste por

abrasión de materiales metálicos, midiendo la pérdida de masa de la muestra en un determinado período de tiempo.

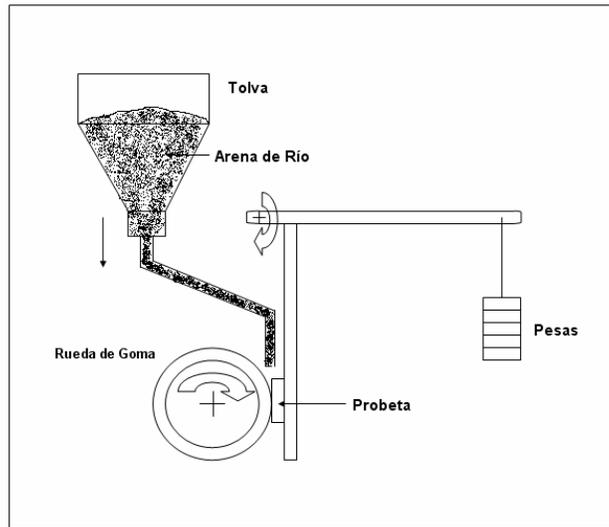


Figura 2.6. Esquema de la máquina de ensayos utilizada del tipo rueda de goma y arena seca, según la norma ASTM G 65.

Los datos de pérdida de peso sólo pueden utilizarse para comparar materiales de densidad similar. En el caso que los materiales presenten densidades disímiles, los resultados del ensayo deben reportarse como pérdida de volumen, para evitar la influencia de esta variable.

La norma ASTM G 65 menciona cuatro procedimientos de ensayo. La elección de uno u otro depende de las características del material a ensayar. La tabla 2.2 lista los valores de fuerza, revoluciones de la rueda, distancia recorrida por la rueda y el tiempo de ensayo sugeridos por la norma para cada procedimiento. Los ensayos realizados en este trabajo se realizaron siguiendo el procedimiento A, debido a que el material es de elevada resistencia al desgaste por abrasión.

Procedimiento	Fuerza sobre la muestra [N]	Revoluciones de la rueda [rpm]	Abrasión Lineal [m]	Tiempo de Ensayo
A	130	6000	4309	30 min.
B	130	2000	1436	10 min.
C	130	100	71,8	30 seg.
D	45	6000	4309	30 min.

Tabla 2.2. Parámetros de ensayo correspondientes a los diferentes procedimientos admitidos por la norma ASTM G 65.

Las probetas de ensayo sugeridas por la norma deben ser rectangulares, con una superficie de ensayo de 25 mm por 75 mm, y un espesor de entre 3 y 12 mm (figura 2.7). Sin embargo, el tamaño puede variar de acuerdo con las necesidades del usuario, con la restricción de que la huella de desgaste se desarrolle completamente dentro de la muestra.

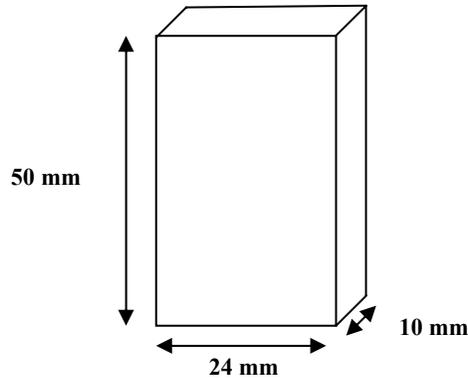


Figura 2.7. Geometría y dimensiones de las probetas utilizadas en los ensayos de desgaste por abrasión .

Procedimiento de ensayo

La probeta debe ser colocada en posición, de tal forma que permanezca tangente a la rueda y normal al diámetro horizontal de la misma. Se aplica la carga a través de un brazo de palanca que sostiene el peso de referencia, como se observa en la figura 2.5. Se introduce entre la rueda de goma y la probeta un flujo de arena de caudal controlado, entre 300 y 400 gr/min. El sentido de rotación de la rueda debe ser tal que coincida con la dirección del flujo de arena. La correcta alineación entre la rueda de goma y la probeta se verifica a través de la huella de desgaste, que en condiciones de alineación adecuadas, debe ser de forma rectangular y de profundidad uniforme.

Para la evaluación de la resistencia al desgaste se utiliza el índice de Resistencia al Desgaste Relativo (E), el cual es una medida directa del comportamiento del material bajo ensayo respecto de otro utilizado como referencia, que en el caso de los ensayos realizados fue un acero SAE 1010. Esta forma de evaluar la resistencia al desgaste de un material reduce significativamente las variaciones de resultados debidas a cambios que puedan ocurrir en el tribosistema, como por ejemplo el cambio en la distribución de tamaño del abrasivo entre diferentes partidas de arena. El valor E se calcula mediante el cociente de la variación de volumen de las muestras ensayadas, según la ecuación 2.1. En el caso de utilizar muestras con la misma densidad que el material de referencia, se puede expresar el valor E como el cociente de la variación de masa de las muestras ensayadas, según la ecuación 2.2. Por lo tanto, valores de $E > 1$ indican una resistencia al desgaste del material estudiado superior a la del material de referencia.

$$E = \frac{\Delta V_R}{\Delta V_M}$$

Ecuación 2.1

$$E = \frac{\Delta M_R}{\Delta M_M}$$

Ecuación 2.2

Donde:

E = Resistencia al desgaste relativo.

ΔV_R = Variación de volumen en el material de referencia.

ΔV_M = Variación de volumen en la muestra.

ΔM_R = Variación de masa en el material de referencia.

ΔM_M = Variación de masa en el la muestra.

Para obtener la variación de peso en las probetas, se pesan las mismas antes y después del ensayo. Este valor puede ser convertido a pérdida de volumen conociendo las densidades de la referencia y la muestra. La balanza requerida para el control de peso de las muestras debe tener una sensibilidad de 0,001 gr.

Debido a que el diámetro de la rueda de goma disminuye gradualmente por desgaste y rectificado, la cantidad lineal de desgaste abrasivo desarrollado durante un ensayo se reduciría en concordancia. Por lo tanto, para contemplar esta situación, se debe realizar un ajuste de pérdida de volumen, mediante la ecuación 2.3, para que los resultados obtenidos en los ensayos sean comparables.

$$\Delta V_C = \Delta V_M * FC$$

Ecuación 2.3

Donde

ΔV_C = pérdida de volumen corregida.

ΔV_M = pérdida de volumen medida en la muestra.

FC = factor de corrección = 228,6 mm / Diámetro de la rueda.

Los valores de la resistencia relativa al desgaste se obtuvieron como un promedio de tres ensayos de desgaste por abrasión para cada variante de tratamiento estudiado.

2.4.1.2 Ensayos de Campo

Para el estudio del material en servicio, se utilizaron uñas de pala mecánica, figura 2.3, montadas en máquinas pertenecientes a las empresas EMViSUr y GA. Se dispuso de dos máquinas Caterpillar 924F (figura 2.8), una de las cuales realiza trabajos dentro del campamento de vialidad, mientras que la otra realiza trabajos en la calle. La máquina Caterpillar 924F posee un balde de 3 m³ de capacidad y un motor de 140 HP de potencia.



Figura 2.8. *Pala cargadora frontal Caterpillar 924F.*

La sollicitación a la que están sometidas las uñas depende de la capacidad (potencia) de la máquina, del tipo de suelo en el que trabaja y de las condiciones operativas del equipo.

La pérdida de peso de las uñas no es uniforme y depende de la posición de éstas en el balde. Por lo tanto, para eliminar la influencia de esta variable, las uñas estudiadas se ubicaron en las posiciones centrales del balde (posiciones 4 y 5, figura 2.9), siendo además las que sufren la sollicitación más severa.

En cada máquina se montaron dos uñas, una de referencia de ADI en la posición 4 y otra 2SADI, en la posición 5. A partir de los datos obtenidos de los pesajes de las mismas, se pueden construir curvas de pérdidas de peso de cada una, o curvas de desgaste relativo.



Figura 2.9. Se muestra el balde de la máquina y la numeración de las posiciones de las uñas. En rojo se muestran las posiciones utilizadas para realizar los ensayos.

Los ensayos de campo consisten en el pesaje periódico de las uñas, utilizando una balanza portátil con fuente de energía propia, de 6 Kg de capacidad máxima y una aproximación de 1 gr. El proceso implica el desmontaje, limpieza y pesaje de las uñas.

El desgaste relativo (E), se calculó a través del cociente entre la variación de peso de las uñas patrón y la variación de peso de las uñas de ADI austemperadas en dos etapas.

2.4.1.3. Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)

Las huellas de desgaste obtenidas en las probetas de los ensayos de abrasión de laboratorio y de campo, fueron fotografiadas y analizadas mediante microscopía electrónica de barrido. Se utilizó el microscopio electrónico disponible en la Facultad de Ciencias Exactas y Naturales de la Universidad Nacional de Mar del Plata.

2.4.2 Ensayos de Dureza

La dureza de las muestras fue medida utilizando un durómetro universal de la marca Ibertest, modelo DU – 250. Se empleó el método Brinell para el cálculo de la dureza, con una bolilla de carburo de tungsteno de 2,5 mm de diámetro, y una carga de 187,5 Kg ($HBW_{2,5/187,5}$). Para la medición de la dureza se utilizaron las mismas muestras empleadas para el estudio microestructural. Los valores de dureza reportados resultan del promedio de cuatro mediciones.

2.4.3 Ensayos de Tracción

Los ensayos de tracción se realizaron siguiendo los procedimientos especificados en la norma ASTM E 8M – 04, a una velocidad de deformación constante menor a 10^{-4}

mm/seg. Se utilizó una máquina de ensayos universal marca Mohr y Federhaff, de 40 toneladas de capacidad máxima.

A partir de los ensayos de tracción realizados se obtuvo la tensión de rotura σ_{rot} (MPa), la tensión de fluencia $\sigma_{0,2}$ (MPa) y la elongación a la rotura δ (%). Los valores reportados se obtuvieron como un promedio de cuatro mediciones.

Para medir la elongación a la rotura, se consideró como longitud inicial a la longitud calibrada, calculada como cinco veces el diámetro de la zona calibrada. Esa longitud fue cuidadosamente marcada en cada probeta. Luego del ensayo, se juntaron ambas partes de la probeta rota y se midió la longitud entre dichas marcas, considerada como la longitud final. Finalmente la elongación se calculó utilizando la ecuación 2.4.

$$\delta (\%) = (L_f - L_0) / L_0 \times 100 \quad \text{Ecuación 2.4}$$

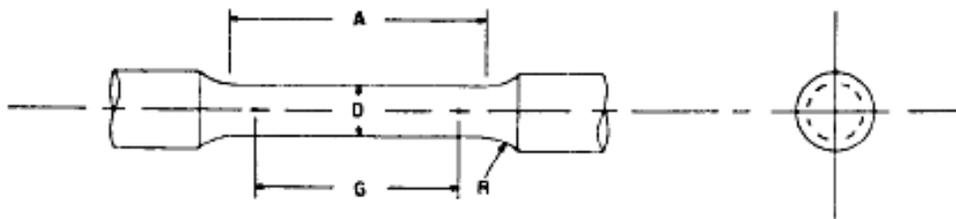
Dónde

δ = elongación

L_f = longitud final

L_0 = longitud inicial

Las probetas utilizadas para realizar los ensayos de tracción cumplen con los requisitos estipulados por la norma ASTM E 8M – 04. La geometría y las dimensiones de las mismas se muestran en la figura 2.9. Estas poseen extremos roscados, por lo que se enroscan en las mordazas utilizadas para realizar el ensayo.



<i>Parámetro</i>	<i>A</i>	<i>D</i>	<i>G</i>	<i>R</i>
<i>Dimensión (mm)</i>	36	6,0 ± 0,1	30,0 ± 0,1	6

Figura 2.9. Geometría y dimensiones de las probetas utilizadas en los ensayos de tracción.

2.4.4 Ensayos de Impacto

Los ensayos de impacto fueron realizados empleando un péndulo Charpy, marca Amsler, modelo 130/688, utilizando una velocidad de impacto de 5 m/s. El ensayo se realizó a temperatura ambiente (20 °C), sobre probetas sin entalla, cuyas dimensiones se muestran en la figura 2.10. El ensayo se llevó a cabo de acuerdo con la norma ASTM E 23.

Antes de posicionar la probeta en la máquina de ensayos, se liberó el péndulo sin probeta para conocer las pérdidas de energía intrínsecas del mecanismo de la máquina y luego establecer el cero de energía consumida.

Las probetas se situaron en la máquina de ensayo de manera tal que el impacto del péndulo se produzca en el medio de la misma. Luego se liberó el péndulo que impacta y rompe la probeta. La máquina posee una escala en Kpm que mide la energía consumida en el proceso de fractura, calculada a partir de las diferencias de alturas inicial y final del péndulo.

Se realizaron cuatro ensayos de impacto para cada tratamiento realizado.

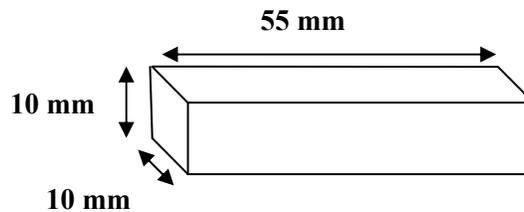


Figura 2.10. Geometría y dimensiones de las probetas utilizadas en los ensayos Charpy.

CAPÍTULO III

Resultados y Discusión

3.1 Caracterización del material en estado bruto de colada

La tabla 3.1 muestra la composición química del material estudiado. El carbono equivalente fue 4,5% correspondiente a una composición ligeramente hipereutéctica.

Elementos (% m/m)									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	CE
3,5	3,0	0,4	0,03	0,03	0,08	0,3	0,17	1,0	4,5

Tabla 3.1. Composición química de la colada estudiada.

La figura 3.1 muestra la micrografía del material en bruto de colada, sin ataque químico, correspondiente a una muestra representativa tomada de Bloque “Y”. La nodularidad observada resultó superior al 80%, mientras que el conteo nodular fue del orden de 75 nódulos/mm².

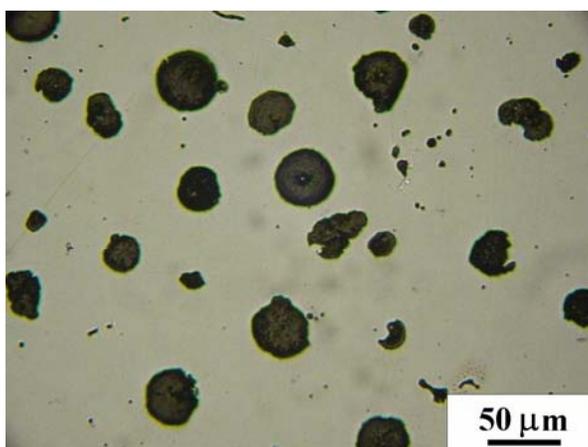


Figura 3.1. Micrografía del material obtenido sin ataque químico, mostrando la distribución y tamaño de los nódulos.

Debido a que la composición química del material es hipereutéctica, se produjeron dos familias de nódulos de grafito durante la solidificación. Por un lado, cuando la temperatura desciende hasta alcanzar el campo grafitico del diagrama de equilibrio mostrado en la figura 1.1, precipitan los nódulos primarios, o proeutéticos. Posteriormente, precipitan los nódulos secundarios o eutécticos, cuando se alcanza la temperatura eutéctica, de dicho diagrama. La diferencia principal entre estas dos familias de nódulos es el tamaño de los mismos, siendo los primeros más grandes. Esto se debe a que nuclean en primer lugar y, por lo tanto, permanecen en la etapa de crecimiento mayor tiempo que los nódulos secundarios. El crecimiento de los nódulos proeutéticos se produce en el líquido, por lo que la difusión de carbono es mayor, aumentando la velocidad de crecimiento de los mismos. En cambio, los nódulos secundarios son rápidamente encapsulados por la austenita, por lo que su crecimiento se ve limitado por la difusión de carbono desde dicha fase hacia los nódulos.

En las micrografías de la figura 3.2 se muestran las microestructuras del material en estado bruto de colada, reveladas mediante ataque químico. Se observa la estructura de la matriz, compuesta principalmente por perlita, figura 3.2 a), y una escasa cantidad de ferrita en “ojo de buey”, rodeando los nódulos de grafito, figura 3.2 b).

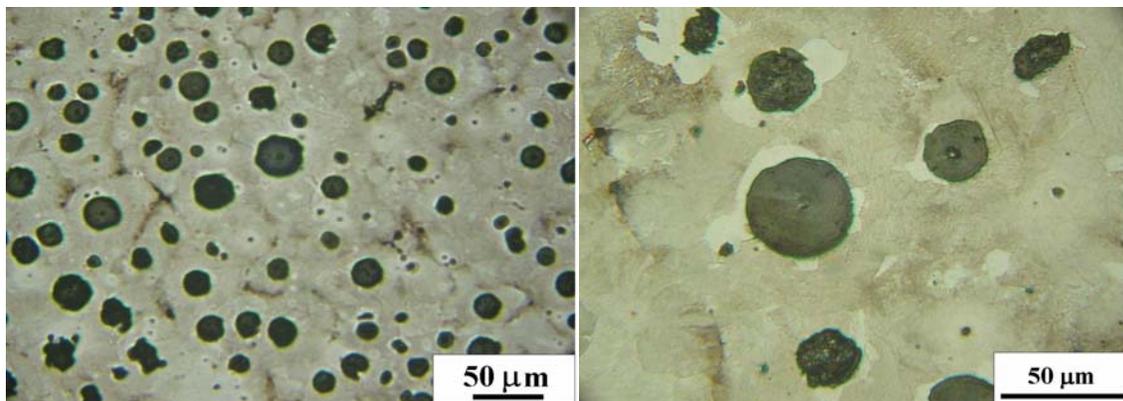


Figura 3.2. *Microestructura en estado bruto de colada del material obtenido, atacado con Nital 2 %.*

3.2 Determinación del tiempo de permanencia en la primera etapa de austemperado

Como se mencionó en el punto 2.2.1, el tiempo de permanencia en la primera etapa de austemperado, t_{a1} , debe ser suficiente para lograr una nucleación intensa, pero no debe ser muy largo, ya que los núcleos formados deben crecer a la temperatura de la segunda etapa, T_{a2} . Por lo tanto, se determinó el valor óptimo para t_{a1} , observando la variación de dureza del 2SADI, con diferentes valores de tiempo de la primera etapa.

Las tablas 3.2 y 3.3 muestran los resultados de dureza obtenidos en probetas de ADI y 2SADI, respectivamente, siguiendo el procedimiento descrito en el punto 2.2.1. Se

realizaron cuatro mediciones de dureza y se calculó un promedio de las mismas para obtener un resultado representativo. La figura 3.3 resume estos resultados.

Temperatura de austemperado (°C)	Dureza (HBW _{2,5/187,5})	Desviación Estándar
320	412	2,9
260	502	3,5

Tabla 3.2. Valores de dureza obtenidos en las probetas de ADI.

t_{a1} (min)	Dureza (HBW _{2,5/187,5})	Desviación Estándar
1	420	0
2	420	0
4	421	6,4
6	426	0
8	429	3,5
10	431	3
12	432	4,9
14	432	0
16	435	3,5
18	434	3
20	438	0

Tabla 3.3. Valores de dureza obtenidos en las probetas de 2SADI, en función del tiempo de permanencia en la primer etapa de austemperado, t_{a1} , a $T_{a1}=260$ °C.

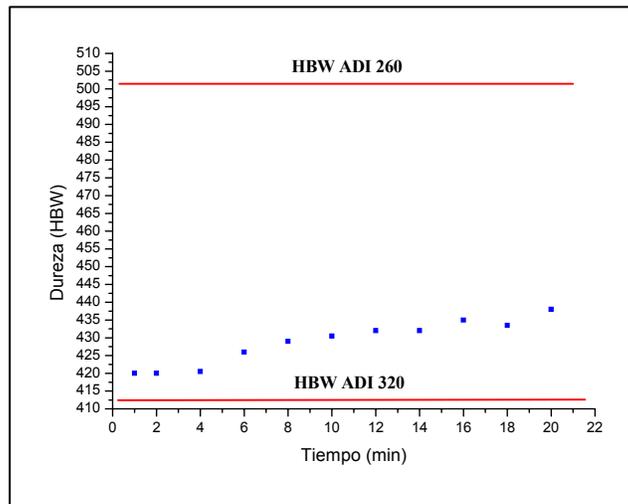


Figura 3.3. Efecto del tiempo de permanencia en la primera etapa de austemperado, t_{a1} , sobre la dureza del material.

En la figura 3.3 se observa un incremento marcado en la dureza del material para $t_{a1} = 6$ minutos. También se observó en las micrografías de las probetas que para este valor de t_{a1} , la microestructura ya mostraba cambios respecto de la microestructura del ADI 260 y del ADI 320, con una menor cantidad de austenita no transformada, y presentando zonas con microestructuras similares a la del ADI 260, zonas similares a la del ADI 320, y zonas con una finura microestructural intermedia entre ambas.

Debido a que se evidenció un cambio microestructural y, por lo tanto, de las propiedades mecánicas (en este caso la dureza) para $t_{a1} = 6$ minutos, se consideró que ese tiempo es suficiente para lograr el objetivo de la primera etapa de austemperado, que es producir una nucleación intensa, para que luego los núcleos crezcan durante la segunda etapa de austemperado a T_{a2} .

Este trabajo, junto con los datos obtenidos de la bibliografía y discutidos en el Capítulo I, permitieron determinar que el ciclo térmico elegido para su estudio sea el representado por la figura 2.4, donde los tiempos de austemperado para la primera y segunda etapa son $t_{a1} = 6$ y $t_{a2} = 120$ min respectivamente.

3.3 Caracterización microestructural del ADI y 2SADI

3.3.1 Microestructuras

Las figuras 3.4 y 3.5 comparan las microestructuras del ADI convencional y del 2SADI a diferentes aumentos, observándose la estructura característica de este material, con morfologías que van desde las de tipo acicular para $T_a = 260$ °C, hasta las de tipo plumoso para $T_a = 360$ °C. Se observa, en el caso del ADI convencional, la presencia de regiones más claras que corresponden a zonas donde la transformación de la austenita no se ha completado y que se conocen habitualmente como Austenita No Transformada o

UAV (del inglés). Estas regiones corresponden a las regiones últimas en solidificar o LTF, ya que son los lugares hacia donde se produce la micro segregación de los elementos de aleación que poseen coeficientes de partición $K < 1$ (Mo y Mn en el material estudiado, tabla 3.1) y, por lo tanto, la austenita se hace más estable.

La microestructura del 2SADI resultó ser similar a la de ADI, al comparar el grosor de la estructura a las distintas temperaturas de austemperado. Sin embargo, se observa una menor cantidad de austenita no transformada en el 2SADI, como resultado del tratamiento térmico escalonado o en etapas, tal como fuera discutido en el Capítulo 1, lo cual constituye uno de los objetivos perseguidos en este trabajo.

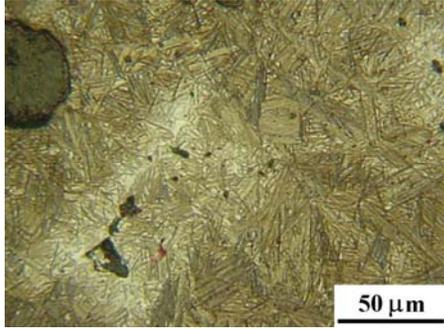
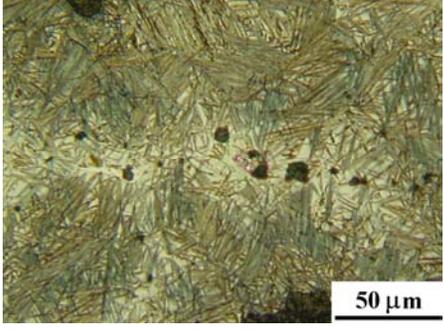
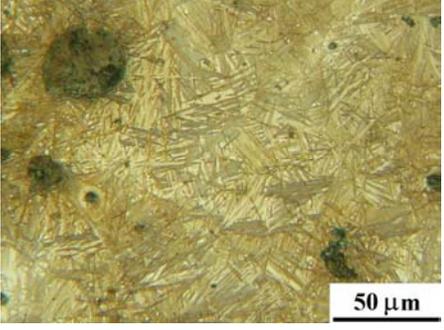
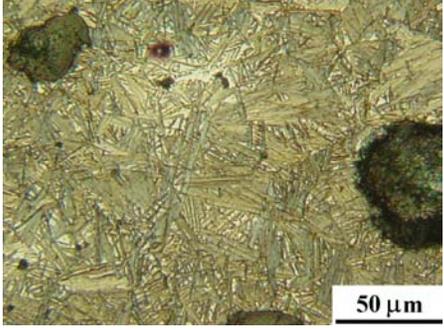
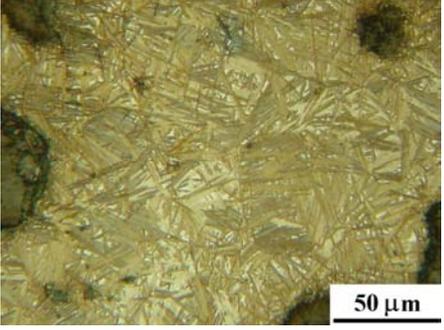
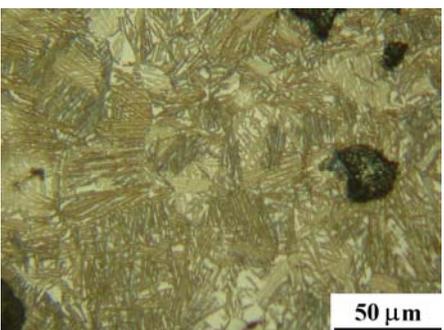
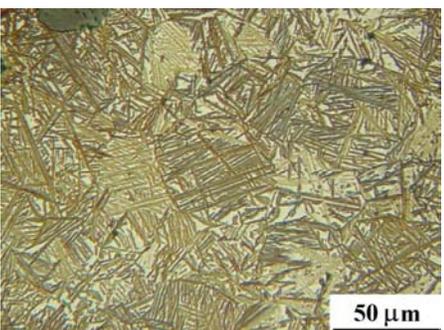
Temperatura (°C)	ADI	2SADI
260		
280		
320		
360		

Figura 3.4. *Microestructuras obtenidas para las diferentes temperaturas de austemperado para ADI y 2SADI. Ataque Nital 2%.*

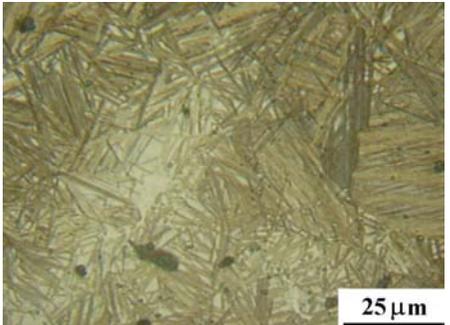
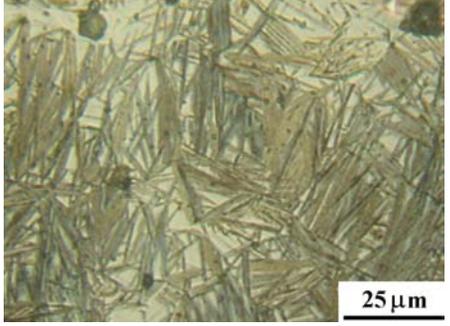
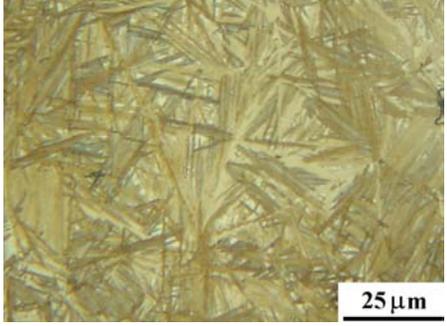
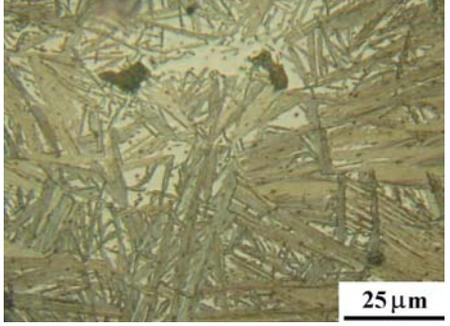
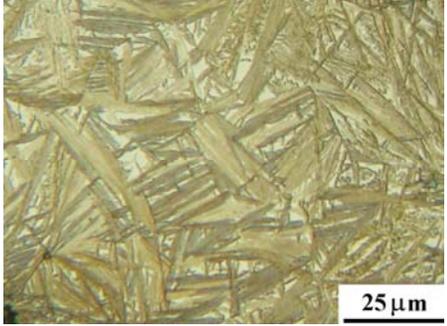
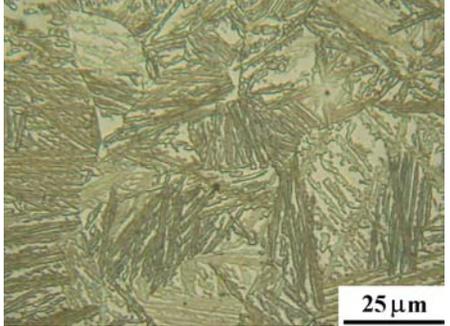
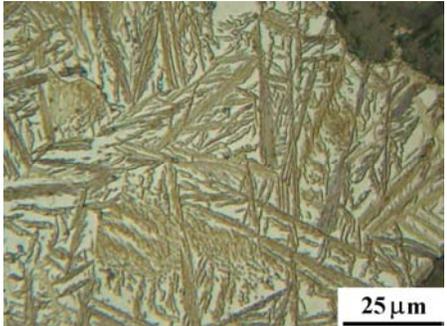
Temperatura (°C)	ADI	2SADI
260		
280		
320		
360		

Figura 3.5. *Microestructuras obtenidas para las diferentes temperaturas de austemperado para ADI y 2SADI. Ataque Nital 2%.*

3.3.2 Difracción de rayos X

La figura 3.6 muestra las curvas obtenidas en el ensayo de difracción de rayos X. El pico de difracción que se observa a la izquierda corresponde al plano cristalográfico (111) de la austenita (γ), mientras que el de la derecha, corresponde al plano (110) de la ferrita (α).

El análisis cualitativo permite observar que al aumentar la temperatura de austemperado, tanto en ADI como en 2SADI, el porcentaje relativo de austenita aumenta, lo que fue corroborado mediante el análisis cuantitativo. Estos resultados son ampliamente respaldados por la bibliografía.

Cuando se realiza el austemperado a bajas temperaturas, las agujas de ferrita nucleán rápidamente en la austenita, debido a la elevada fuerza impulsora disponible para la transformación. Sin embargo, a estas temperaturas la difusión de carbono es baja, por lo que ocurre la saturación de carbono de la ferrita y precipitan carburos ϵ en esta fase. Este fenómeno evita que el carbono sea reyectado desde la ferrita hacia la austenita y la estabilice, por lo que la reacción procede continuamente y los porcentajes de austenita resultantes son bajos^[xlv].

Por el contrario, al utilizar temperaturas de austemperado elevadas, la velocidad de nucleación es menor, pero por otro lado, la difusión del carbono es mayor. Esto permite la reyección de carbono hacia la austenita durante el crecimiento de las placas de ferrita, haciendo que el contenido de carbono de la austenita pueda llegar hasta valores próximos al 2%. Cuando la austenita alcanza este contenido de carbono, el crecimiento de la ferrita se inhibe y la reacción se detiene^[xlvi]. Además, de esta manera disminuye la temperatura de inicio de transformación martensítica, M_s , inhibiendo la transformación de la austenita cuando se enfría hasta temperatura ambiente. Por lo tanto, el porcentaje de austenita retenida obtenido, utilizando temperaturas de austemperado elevadas, es alto^[xlv].

Esta explicación justifica también que temperaturas elevadas de austemperado promuevan una mayor cantidad de carbono austenítico (C_γ) que las temperaturas bajas de tratamiento.

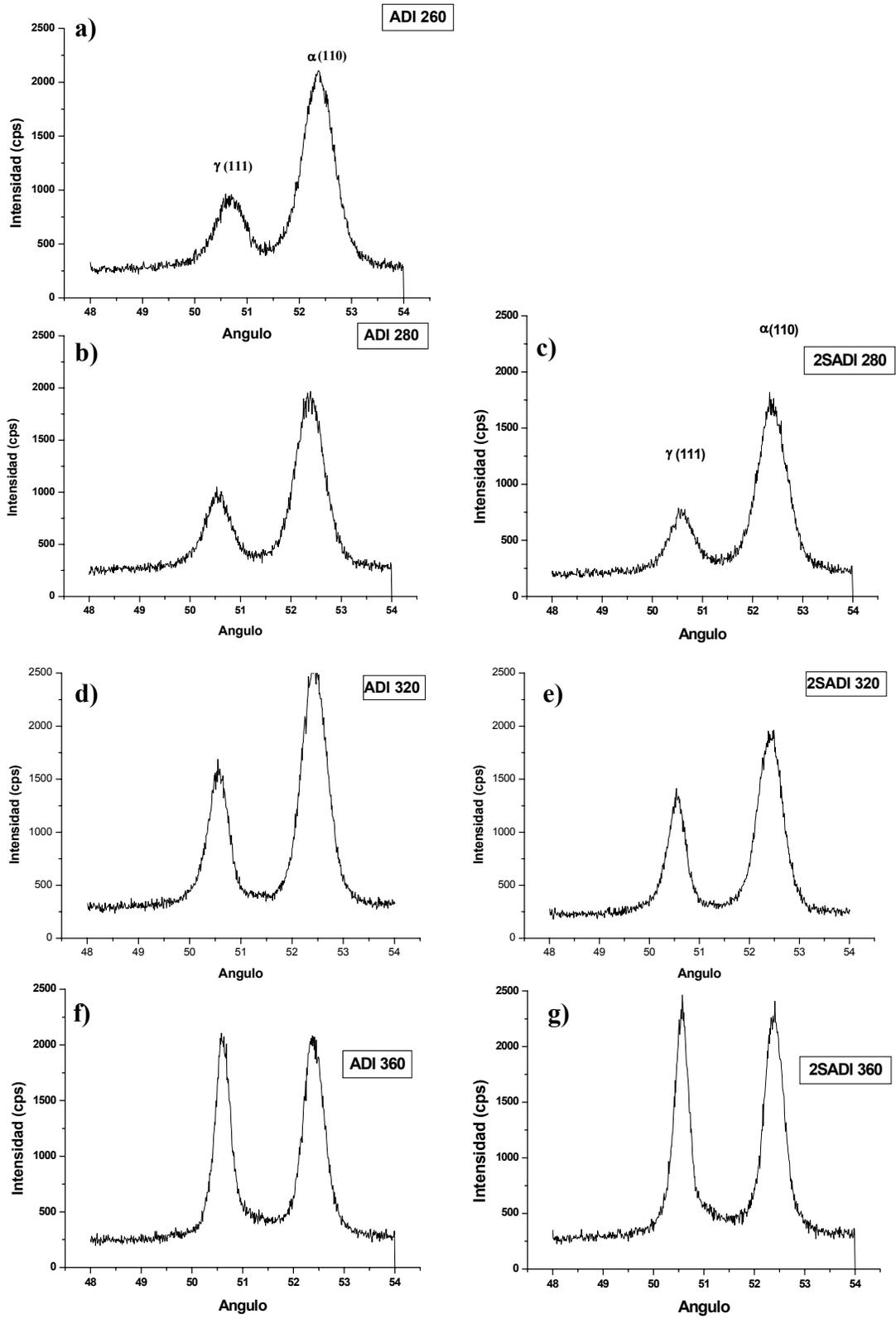


Figura 3.6. Curvas obtenidas en el ensayo de difracción para los diferentes tratamientos térmicos: a) ADI260; b) ADI280; c)2SADI280; d) ADI320; e) 2SADI320; f) 2SADI360; g) 2SADI360

A partir de las curvas de la figura 3.6 se calculó el porcentaje de austenita retenida. El material bajo estudio presenta tres fases: grafito, austenita y ferrita, por lo tanto, considerando un porcentaje en volumen de fase grafito del 10 %, la suma de las áreas bajo los picos representa al 90 % restante. Mediante una regla de tres simple, conociendo el área debajo del pico de austenita, se calculó el porcentaje de esta fase en el material. La tabla 3.4 y la figura 3.7.a) presentan los resultados obtenidos.

Si bien los resultados obtenidos en la medición del volumen de austenita retenida no son concluyentes, los mismos parecen indicar que el 2SADI posee una cantidad superior de γ_{ret} que el ADI, lo que coincide con el análisis cualitativo realizado mediante microscopía óptica y también con lo reportado por otros autores [xxi, xxii, xxiv, xxviii, xix], como fuera mostrado en el Capítulo I. El incremento porcentual en la cantidad de austenita retenida, obtenido al utilizar el austemperado en dos etapas, se muestra en la figura 3.7.b).

<i>Temperatura de austemperado (°C)</i>	Austenita retenida (%)	
	<i>ADI</i>	2SADI
260	23	---
280	22,6	23,8
320	27,5	28,9
360	39	40,7

Tabla 3.4. *Porcentaje de Austenita retenida del ADI y del 2SADI para distintas temperaturas T_a .*

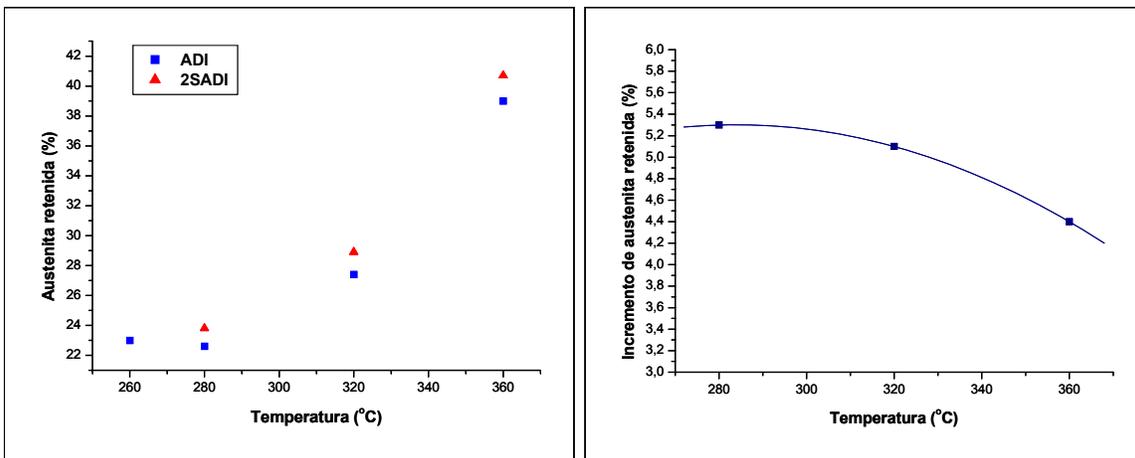


Figura 3.7 a) *Porcentaje de Austenita retenida para ADI y 2SADI en función de la temperatura de austemperado, T_a o T_{a2} . b) Incremento porcentual en la cantidad de austenita retenida de 2SADI respecto de ADI, en función de T_a .*

3.4 Caracterización mecánica del ADI y del 2SADI

3.4.1 Ensayos de Tracción

La tabla 3.5 y la figura 3.8.a) muestran los resultados de tensión de rotura (σ_{rot}) obtenidos en los ensayos de tracción, los que surgen del promedio de cuatro mediciones. Se observa que la σ_{rot} aumenta en el ADI cuando la temperatura de austemperado disminuye. En el caso de las probetas 2SADI se observa la misma tendencia, destacándose el valor obtenido con la variante 2SADI 280 para la cual $\sigma_{rot}=1512$ MPa, que resultó inclusive superior al valor obtenido para ADI 260.

<i>Temperatura de austemperado (°C)</i>	<i>ADI</i>		<i>2SADI</i>	
	<i>Tensión de rotura (MPa)</i>	<i>Desviación estándar (MPa)</i>	<i>Tensión de rotura (MPa)</i>	<i>Desviación estándar (MPa)</i>
260	1431	4,96	---	---
280	1408	31,76	1512	45,83
320	1255	49,62	1296	69,86
360	1035	71,48	1058	22,18

Tabla 3.5. Tensión de rotura (σ_{rot}) obtenida en el ensayo de tracción para ADI y 2SADI.

El efecto que produce en la resistencia del material el tratamiento térmico en dos etapas, respecto del convencional, puede observarse también en términos del incremento porcentual en el valor de la σ_{rot} , figura 3.8.b). Se observa que este incremento se hace menor a medida que aumenta la temperatura de austemperado.

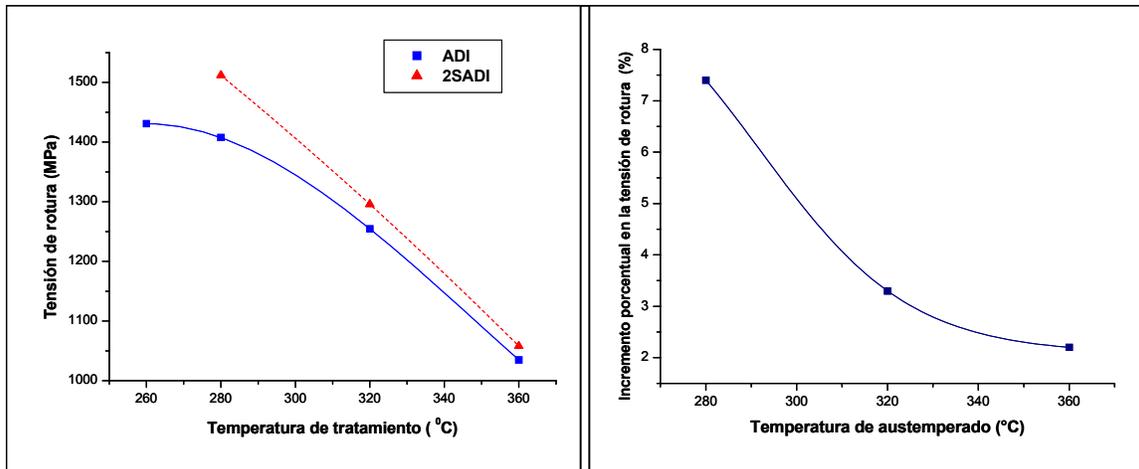


Figura 3.8. a) Tensión de rotura (σ_{rot}) en función de T_a o T_{a2} para ADI y 2SADI.
 b) Incremento porcentual en la tensión de rotura de 2SADI respecto de ADI, en función de T_a .

Los valores de elongación, o deformación a la rotura, δ , obtenidos de los ensayos de tracción, se presentan en la tabla 3.6, y se grafican en la figura 3.9. La tendencia muestra que la elongación disminuye con la disminución de T_a o T_{a2} , para ADI y 2SADI, respectivamente, como una respuesta normal de los materiales que penalizan de esta manera el aumento logrado en σ_{rot} . Cuando se compara el austemperado en dos etapas con el convencional, se observa que el 2SADI posee menor elongación, aún cuando para las muestras 2SADI 320, se obtuvo un valor de elongación levemente superior al ADI 320. Un resultado destacable es la mejora en el valor de elongación obtenido en la variante 2SADI 280 respecto del ADI 260, debido a que el primero presenta además una mayor tensión de rotura.

Temperatura de austemperado (°C)	ADI		2SADI	
	Elongación (%)	Desviación estándar (%)	Elongación (%)	Desviación estándar (%)
260	2,5	0	---	---
280	4	0,92	3,4	0,30
320	4,6	0,48	4,8	0,70
360	6,9	1,63	5,1	1,41

Tabla 3.6. Elongación obtenida en el ensayo de tracción para los diferentes tratamientos realizados.

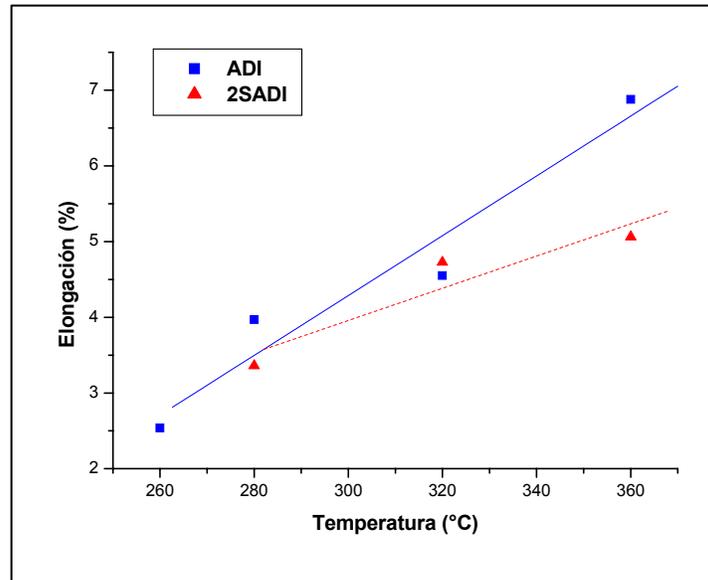


Figura 3.9. Comparación de la elongación obtenida en el ensayo de tracción para los diferentes tratamientos térmicos realizados.

En el ensayo de tracción también se midió el límite elástico ($\sigma_{0,2}$), cuyo resultado para los diferentes tratamientos térmicos se muestran en la figura 3.10 y en la tabla 3.7. Los resultados muestran que el incremento en el límite elástico obtenido para el 2SADI respecto del ADI acompaña el incremento observado también en σ_{rot} , aunque en el caso de $\sigma_{0,2}$ el aumento es pequeño, mostrando que el austemperado en dos etapas no modifica sustancialmente esta propiedad. El mayor incremento en $\sigma_{0,2}$ se obtuvo para el 2SADI 280, alcanzando un 3,35%, mientras que este incremento en el 2SADI 320 y el 2SADI 360 se mantuvo menor al 1%.

<i>Temperatura de austemperado (°C)</i>	<i>ADÍ</i>		<i>2SADI</i>	
	<i>Límite elástico (MPa)</i>	<i>Desviación estándar (MPa)</i>	<i>Límite elástico (MPa)</i>	<i>Desviación estándar (MPa)</i>
260	1185	76,8	---	---
280	1102	95,2	1139	56,2
320	982	23,4	989	77,9
360	715	51,6	717	54,6

Tabla 3.7. Límite elástico ($\sigma_{0,2}$) obtenido para ADI y 2SADI.

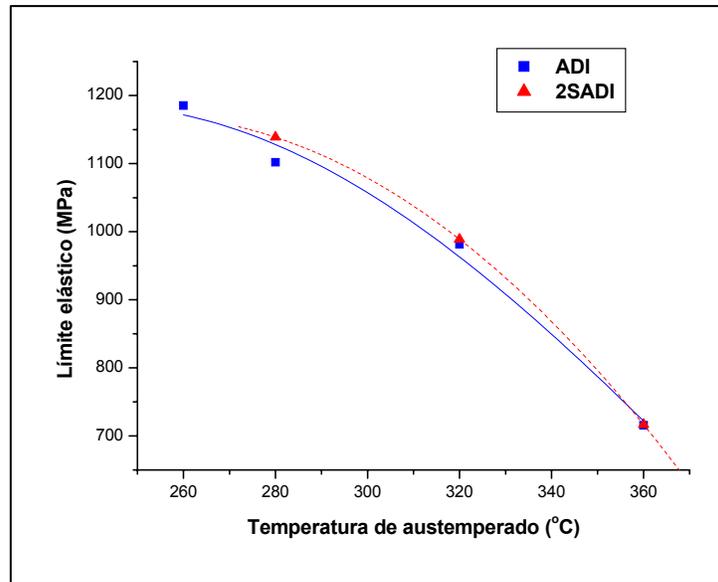


Figura 3.10. Límite elástico ($\sigma_{0,2}$) obtenido para ADI y 2SADI.

3.4.2 Ensayos de Impacto

Los resultados obtenidos en los ensayos Charpy se muestran en la tabla 3.8. y se grafican en la figura 3.11.a). Como en el caso de las otras propiedades reportadas, se presentan valores promedio de cuatro ensayos.

En el caso de las muestras de ADI la tenacidad al impacto del material aumentó con la temperatura de austemperado, tal como puede esperarse para un material en el que a la vez disminuye la tensión de rotura y la dureza. En el caso de las muestras 2SADI la tendencia fue similar, es decir un aumento de la tenacidad al impacto si T_a aumenta.

Sin embargo, sorprendentemente, al comparar los resultados entre las variantes de ADI y 2SADI, se observó que estas últimas presentan una mayor tenacidad al impacto que el ADI, aun cuando podría esperarse lo contrario, si se tienen en cuenta por ejemplo los resultados obtenidos para σ_{rot} , $\sigma_{0,2}$ y δ .

El incremento porcentual en la tenacidad al impacto obtenido en el 2SADI respecto del ADI, se grafica en la figura 3.11.b). Se observa que este incremento disminuye al aumentar T_a , repitiéndose la tendencia mostrada en la tensión de rotura, figura 3.8.b).

<i>Temperatura de austemperado (°C)</i>	<i>ADI</i>		<i>2SADI</i>	
	<i>Tenacidad al impacto (J)</i>	<i>Desviación estándar (J)</i>	<i>Tenacidad al impacto(J)</i>	<i>Desviación estándar (J)</i>
260	40	2	---	---
280	46	3,9	59	8,3
320	65	6	72	11,8
360	74	4,3	82	5,7

Tabla 3.8. *Tenacidad del material en el ensayo Charpy sin entalla.*

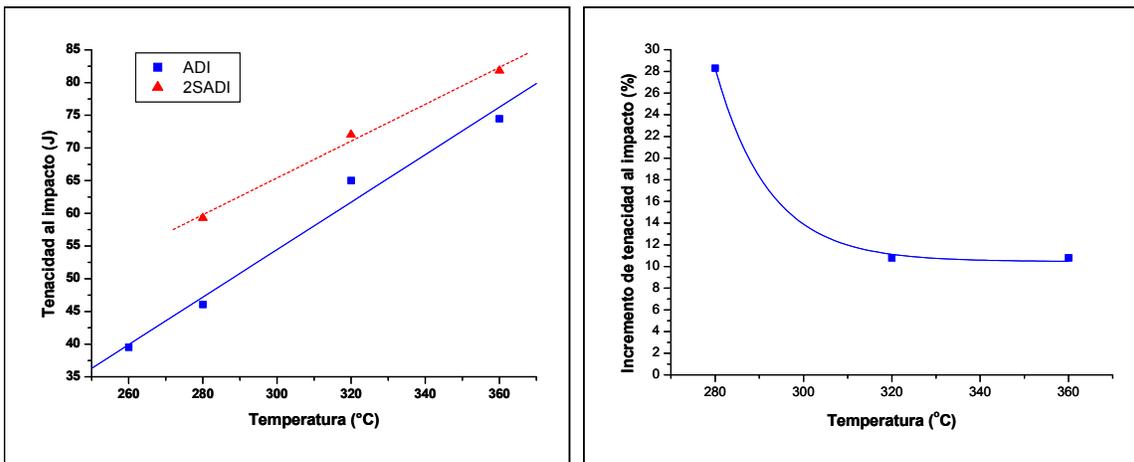


Figura 3.11. a) *Tenacidad para ADI y 2SADI en función de Ta. Ensayo Charpy sin entalla.* b) *Incremento porcentual de tenacidad al impacto en 2SADI respecto de ADI*

3.4.3 Ensayos de dureza

Los valores de dureza reportados resultan del promedio de cuatro mediciones sobre la misma probeta. Los mismos corresponden a probetas tratadas con distintos ciclos térmicos, se listan en la tabla 3.9 y se grafican en la figura 3.12.a). Se observa que, realizando el tratamiento térmico de austemperado en dos etapas, se logra aumentar la dureza del material, comparándolo con el mismo material austemperado convencionalmente.

<i>Temperatura de austemperado (°C)</i>	<i>ADI</i>		<i>2SADI</i>	
	<i>Dureza (HBW_{2,5/187,5})</i>	<i>Desviación estándar (HBW_{2,5/187,5})</i>	<i>Dureza (HBW_{2,5/187,5})</i>	<i>Desviación estándar (HBW_{2,5/187,5})</i>
260	498	9,1	---	---
280	456	6,3	481	4,6
320	420	4,5	433	3,5
360	356	2,3	361	4,5

Tabla 3.9. Dureza obtenida en las muestras de ADI y 2SADI.

La figura 3.12.b) muestra el incremento porcentual de dureza que se obtuvo como consecuencia de realizar el austemperado en dos etapas, respecto del austemperado convencional o ADI. Se puede observar que, al igual que lo ocurrido con la tensión de rotura y con la tenacidad al impacto, este incremento disminuye con el aumento de T_a .

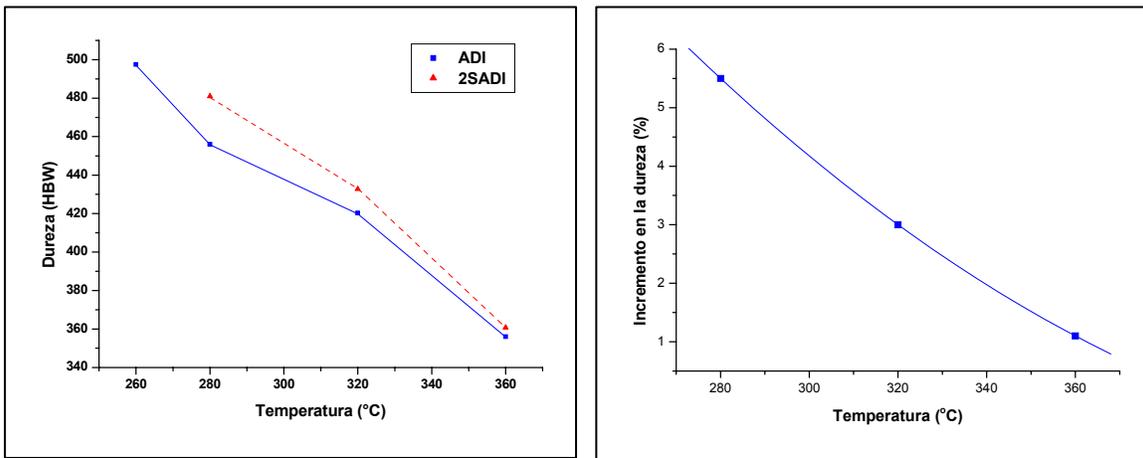


Figura 3.12. a) Dureza obtenida en muestras de ADI y 2SADI, b) Incremento porcentual de dureza en 2SADI respecto de ADI.

La figura 3.13 esquematiza la relación entre la dureza y la tenacidad del material, para ADI y para 2SADI. En ambos casos se observa una disminución en la tenacidad a medida que aumenta la dureza del material, lo que se corresponde con una menor temperatura de austemperado, T_a o T_{a2} , respectivamente. También se observa que el 2SADI de igual dureza que el ADI presenta una mayor tenacidad al impacto y que, visto de otra manera, el 2SADI de igual tenacidad al impacto que el ADI tiene una mayor dureza que este último.

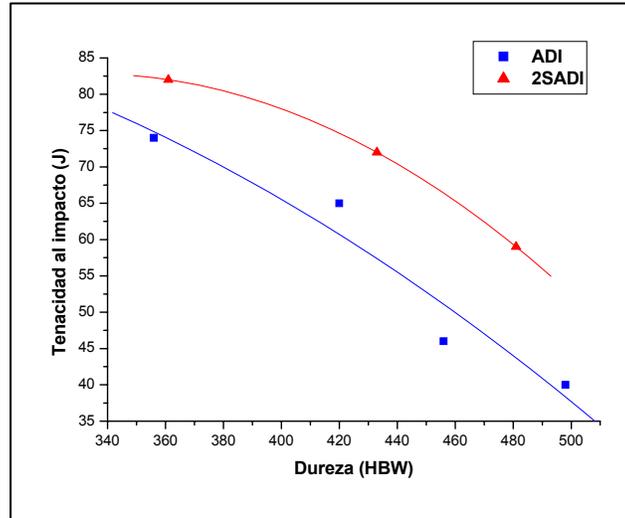


Figura 3.13. Relación entre dureza y tenacidad al impacto para ADI y 2SADI.

3.4.4 Ensayos de desgaste por abrasión

3.4.4.1 Ensayos de laboratorio

Como se indicara en el punto 2.7.1, los resultados de los ensayos de desgaste por abrasión obtenidos en el laboratorio se presentan mediante el índice llamado resistencia relativa al desgaste (E). Un aumento de E, refleja una mayor resistencia a la abrasión. El material de referencia utilizado fue un acero SAE 1010 y los resultados, calculados del promedio de tres mediciones, se presentan en la tabla 3.10 y en la figura 3.14.

Temperatura de austemperado (°C)	ADI		2SADI	
	E	Desviación estándar	E	Desviación estándar
260	2,46	0,06	---	
280	1,62	0,13	2,08	0,11
320	1,42	0,02	1,44	0,04
360	1,22	0,05	1,36	0,16

Tabla 3.10. Resistencia relativa al desgaste, ensayo de laboratorio ASTM G 65.

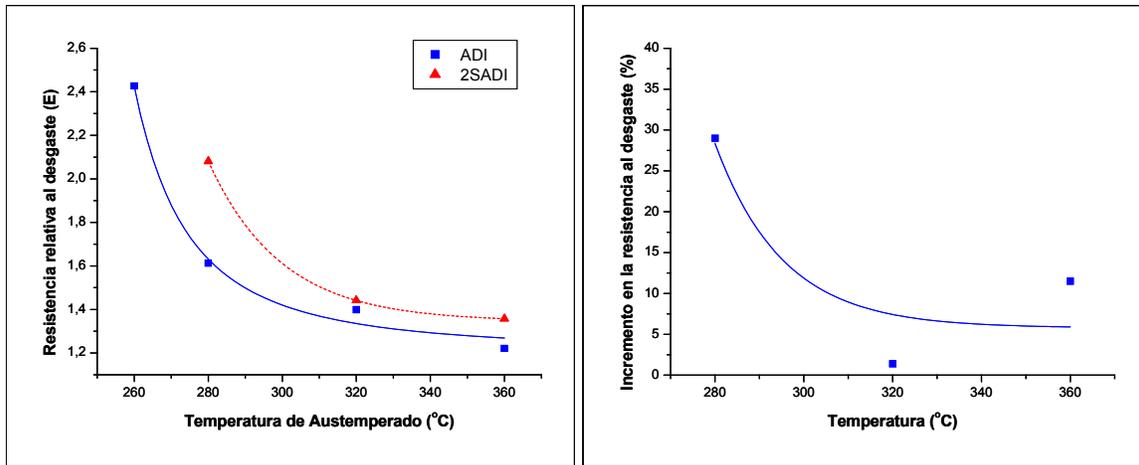


Figura 3.14. a) Resistencia relativa al desgaste para ADI y 2SADI obtenida en ensayos de laboratorio (ASTM G 65). Material de referencia SAE 1010.
b) Incremento porcentual en la resistencia al desgaste en 2SADI respecto del ADI.

Los valores de E para el ADI aumentan con la dureza, es decir con el descenso de la temperatura de austemperado. Al analizar los resultados para el 2SADI, se observa la misma tendencia, con relación a la dureza de las distintas variantes de tratamiento térmico. Sin embargo, al comparar los valores de E entre las variantes 2SADI y ADI, se observa que las primeras presentaron una mayor resistencia a la abrasión para todas las temperaturas T_a , figura 3.14.a). En particular, como fuera observado para otras propiedades, la mayor ventaja del 2SADI fue obtenida para $T_{a2}=280^{\circ}\text{C}$, aumentando la resistencia a la abrasión en un 29%, valor muy superior a los reportados en la bibliografía [xxiii, xxxi], aunque debe tenerse en cuenta que estos valores fueron obtenidos en tribosistemas diferentes al utilizado en el presente trabajo. La figura 3.14.b) muestra el incremento porcentual en la resistencia al desgaste obtenido en 2SADI en función de T_a .

Este comportamiento responde a la hipótesis generalmente aceptada, según la cual a una mayor dureza le corresponde una mayor resistencia a la abrasión.

3.4.4.2 Ensayos de desgaste en campo

Los resultados de los ensayos de campo fueron obtenidos utilizando uñas montadas en una pala cargadora frontal Caterpillar 924F. Estos pueden presentarse de diferentes formas, graficando la evolución del peso (P), la pérdida de peso (ΔP) obtenida en cada pesaje, la pérdida de peso acumulada (ΔP_{acum}) y la resistencia relativa al desgaste (E), entre la uña de referencia y la del material bajo estudio. En todos los ensayos se utilizó como material de referencia uñas fabricadas en ADI 280.

El comportamiento en servicio del 2SADI 280 se estudió empleando dos palas cargadoras frontales simultáneamente, una de las cuales se utilizó en la calle y la otra dentro del campamento del EMViSUr. El tipo de trabajo que realizaron estas máquinas fue diferente, por lo que las uñas estuvieron sometidas a distinto tipo de sollicitación, resultando en una abrasión más severa para las uñas utilizadas en las tareas de la calle.

La máquina que trabajó en el campamento del EMViSUr fue utilizada para el movimiento de arena, tierra y piedras, por lo que la abrasión que sufrieron las uñas fue, principalmente, de tres cuerpos y de baja presión. Por otro lado, la pala mecánica que trabajó en la calle realizó tareas de armado de cordón cuneta y acondicionamiento de calles de granza, por lo que el balde de la misma se utilizó ejerciendo presión sobre el suelo de granza. Por lo tanto, las uñas estuvieron sometidas a abrasión por dos cuerpos y alta presión en la cara inferior de las mismas (que está en contacto con el suelo) y abrasión de tres cuerpos y baja presión en la cara superior, donde el material abrasivo rueda o se desliza al ingresar en el balde de la máquina.

La tabla 3.11 y la figura 3.15 muestran los resultados obtenidos en la máquina que realizó sus tareas en el campamento de vialidad, mientras que la tabla 3.12 y la figura 3.16 presentan los resultados de la máquina que trabajó en la calle.

Maquina Vialidad CAT 924 (304)							
	ADI 280			2SADI 280			Desgaste relativo
<i>Hs. De trabajo</i>	<i>P (gr)</i>	ΔP (gr)	ΔP_{acum} (gr)	<i>P (gr)</i>	ΔP (gr)	ΔP_{acum} (gr)	<i>E</i>
0	4872	0	0	4662	0	0	---
21	4517	355	355	4383	279	279	1,27
52	4219	298	653	4119	264	543	1,20
89	3926	293	946	3823	296	839	1,13

Tabla 3.11. Resultados obtenidos para uñas de 2SADI 280°C.
Material de referencia ADI 280.

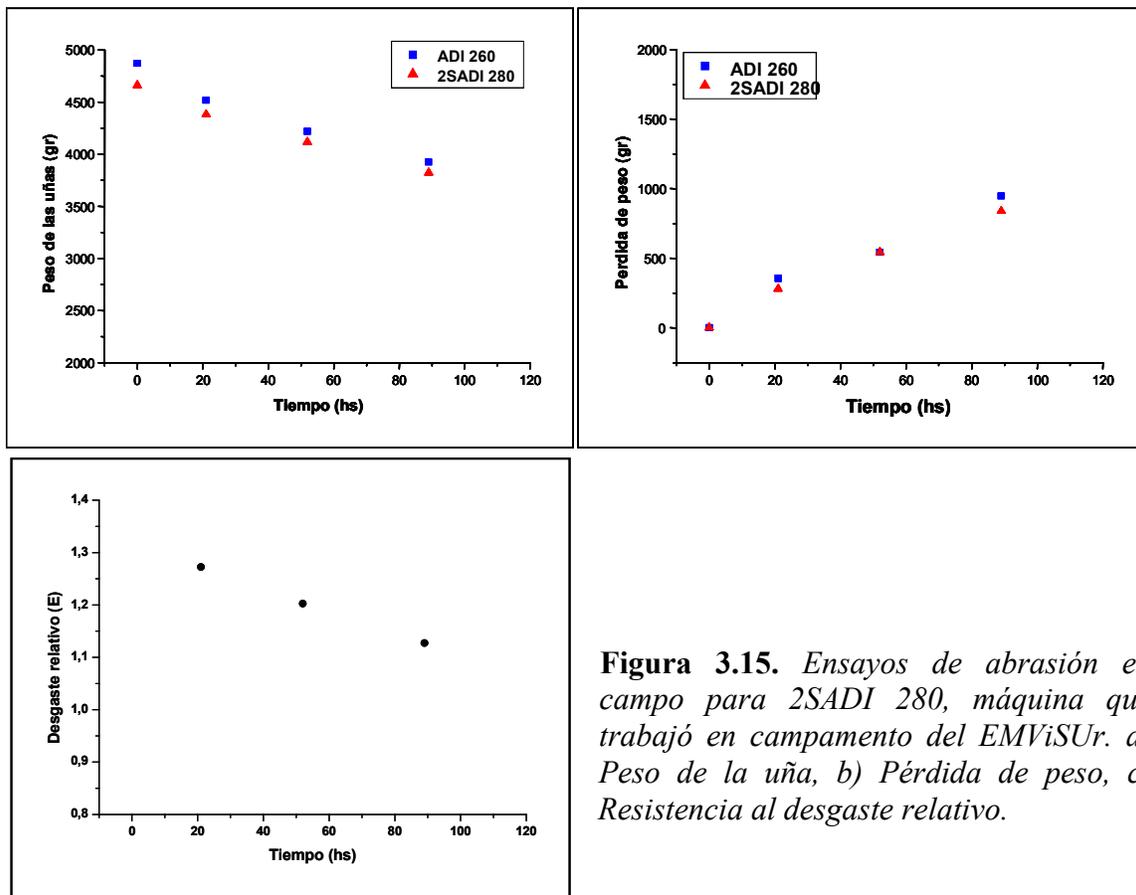


Figura 3.15. Ensayos de abrasión en campo para 2SADI 280, máquina que trabajó en campamento del EMViSur. a) Peso de la uña, b) Pérdida de peso, c) Resistencia al desgaste relativo.

Maquina Calle Rosales CAT 924 (307)							
	ADI 280			2SADI 280			Desgaste relativo
<i>Hs. De trabajo</i>	<i>P (gr)</i>	ΔP (gr)	ΔP_{acum} (gr)	<i>P (gr)</i>	ΔP (gr)	ΔP_{acum} (gr)	<i>E</i>
0	4679	0	0	4593	0	0	---
24	3996	683	683	3767	826	826	0,83
43	3543	453	1136	3389	378	1204	0,94
68	3265	278	1414	2994	395	1599	0,88
108	2242	1023	2437	2145	849	2448	0,99

Tabla 3.12. Resultados obtenidos para uñas de 2SADI 280°C.
Material de referencia ADI 280.

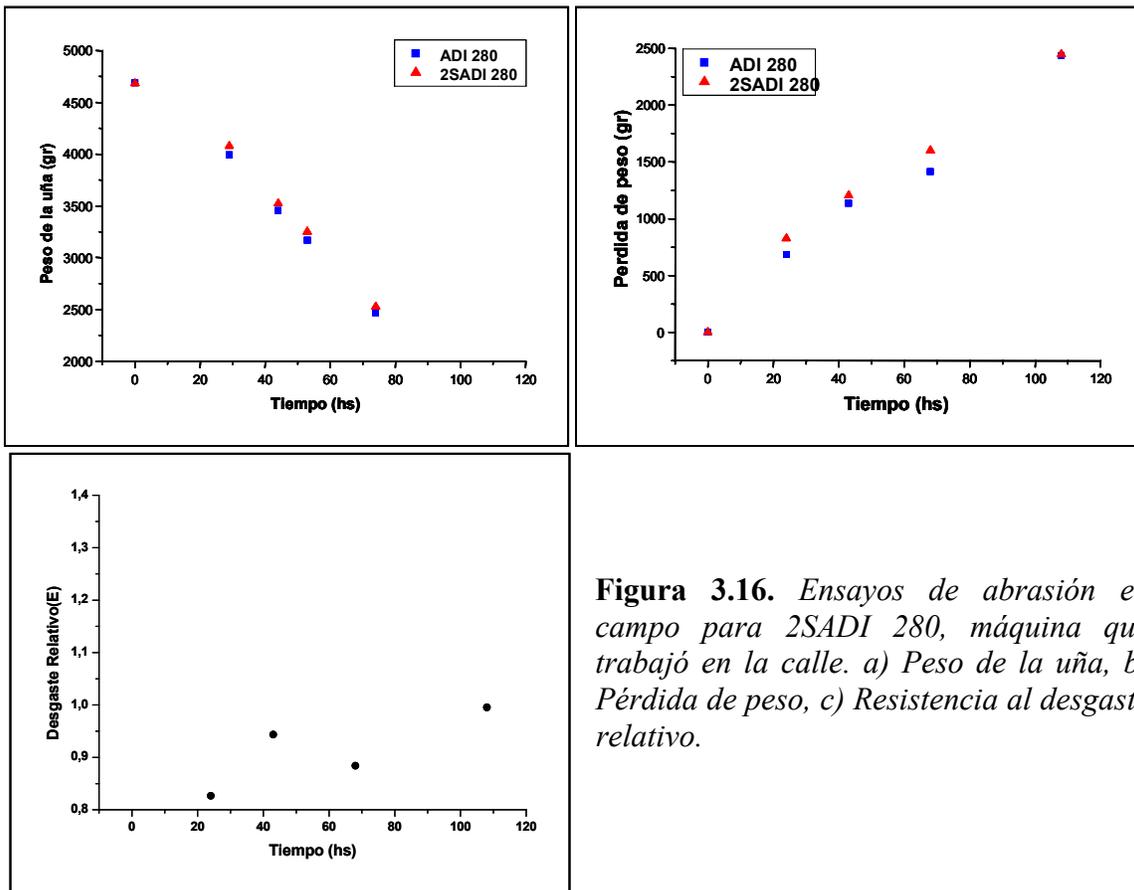


Figura 3.16. Ensayos de abrasión en campo para 2SADI 280, máquina que trabajó en la calle. a) Peso de la uña, b) Pérdida de peso, c) Resistencia al desgaste relativo.

Para determinar el comportamiento en servicio del 2SADI 320 se realizó un ensayo de campo utilizando una pala cargadora frontal que realizó las tareas de calle descritas anteriormente. Los resultados del ensayo se reportan en la tabla 3.13 y se muestran en la figura 3.17.

Maquina Calle Rosales CAT 924 (307)							
	ADI 280			2SADI 320			Desgaste relativo
<i>Hs. De trabajo</i>	<i>P (gr)</i>	ΔP (gr)	ΔP_{acum} (gr)	<i>P (gr)</i>	ΔP (gr)	ΔP_{acum} (gr)	<i>E</i>
0	4675	0	0	4656	0	0	---
16	3767	908	908	3888	768	768	1,18
27	3500	267	1175	3651	237	1005	1,17
43	3250	250	1425	3416	235	1240	1,15
57	3171	79	1504	3362	54	1294	1,16

Tabla 3.13. Resultados obtenidos para uñas de 2SADI 320°C.
Material de referencia ADI 280.

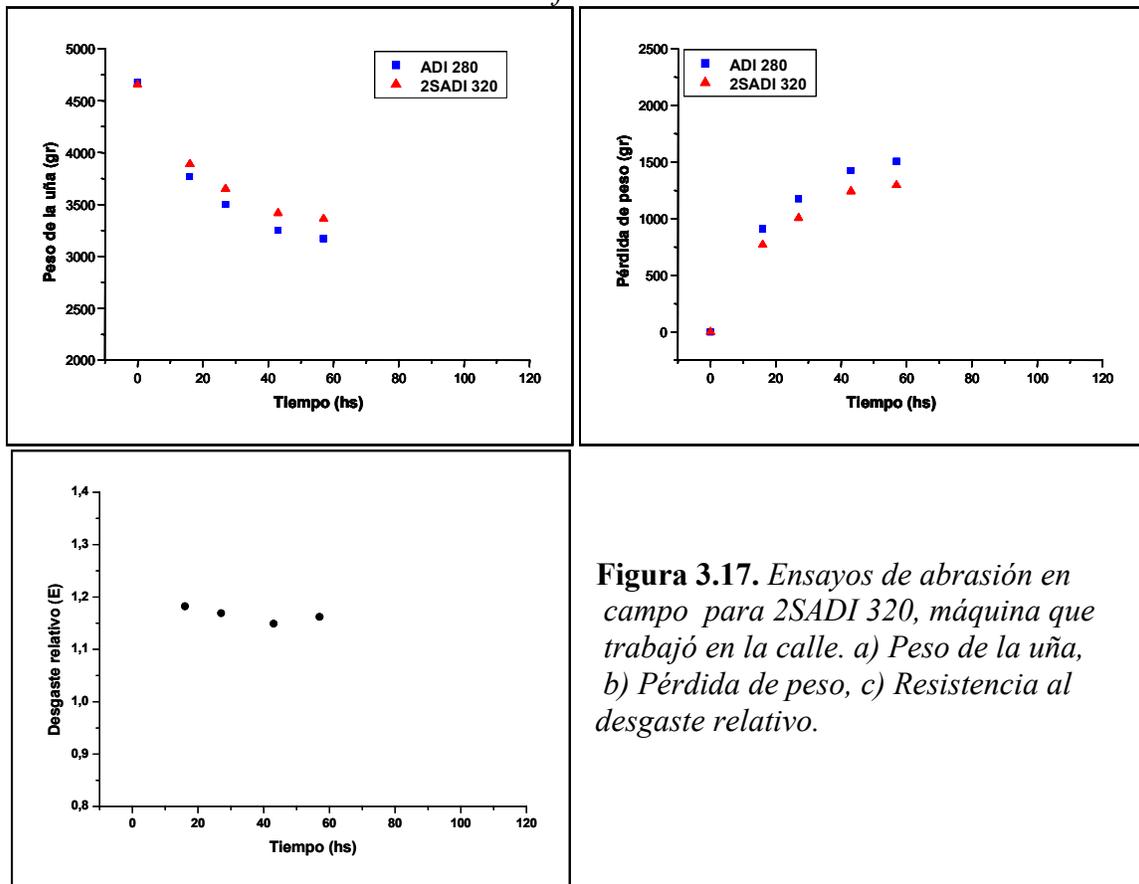


Figura 3.17. Ensayos de abrasión en campo para 2SADI 320, máquina que trabajó en la calle. a) Peso de la uña, b) Pérdida de peso, c) Resistencia al desgaste relativo.

La tabla 3.14 muestra los resultados obtenidos para el 2SADI 360 en el ensayo de campo, en el cual se colocaron las uñas en la pala mecánica que trabaja en la calle Rosales. Estos resultados se presentan en la figura 3.18.

Maquina Calle Rosales CAT 924 (307)							
	ADI 280			2SADI 360			Desgaste relativo
<i>Hs. De trabajo</i>	<i>P (gr)</i>	ΔP (gr)	ΔP_{acum} (gr)	<i>P (gr)</i>	ΔP (gr)	ΔP_{acum} (gr)	<i>E</i>
0	4688	0	0	4682	0	0	---
29	3992	696	696	4076	606	606	1,14
44	3455	537	1233	3522	554	1160	1,06
53	3169	286	1519	3251	271	1431	1,06
74	2469	700	2219	2525	726	2157	1,03

Tabla 3.14. Resultados obtenidos para uñas de 2SADI 360. Material de referencia ADI 280.

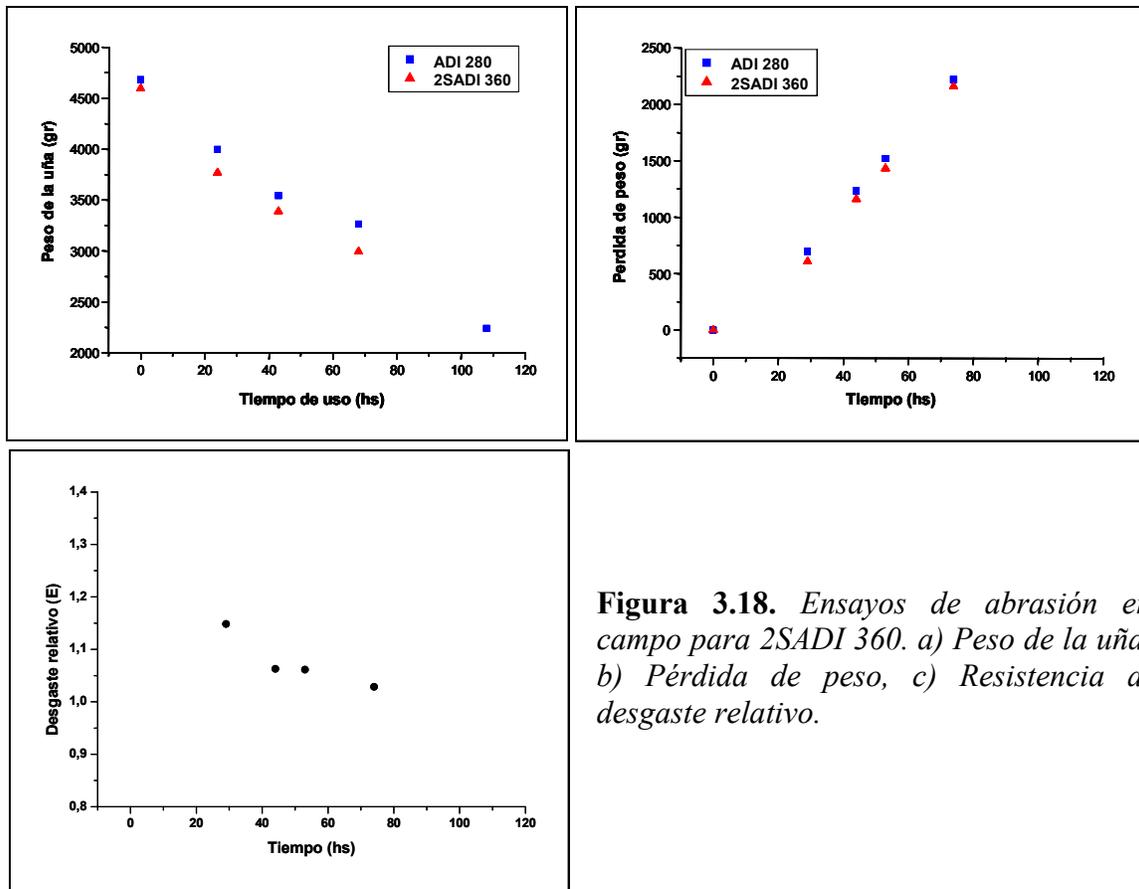


Figura 3.18. Ensayos de abrasión en campo para 2SADI 360. a) Peso de la uña, b) Pérdida de peso, c) Resistencia al desgaste relativo.

Al analizar los resultados de los ensayos de campo, es importante recordar que los valores E reportados corresponden a las muestras 2SADI utilizando muestras ADI 280 como referencia (mientras que en el laboratorio se utilizó SAE 1010 como referencia, tanto para ADI como para 2SADI). Los resultados correspondientes a los ensayos de campo muestran que, a diferencia de lo observado en los ensayos de laboratorio, el material austemperado a mayor temperatura, presenta mayor resistencia a la abrasión. Esto se observa al comparar los valores de E reportados en las tablas 3.12 y 3.13.

Esta situación, contraria a lo esperado en relación a la dureza de las muestras, tiene su origen en la diferencia de sollicitación existente entre los ensayos de laboratorio y los de campo. Los primeros son generalmente considerados como de baja presión y los segundos (como el utilizado en el presente caso) como de alta presión. La experiencia previa en ensayos similares sobre muestras de ADI de diferentes durezas avalan los resultados obtenidos en el presente trabajo.

3.5 Análisis de las huellas de desgaste mediante SEM

La figura 3.19 muestra fotografías de SEM sacadas a diferentes aumentos, de las huellas de desgaste generadas en las uñas utilizadas en los ensayos de campo, para ADI 280 y 2SADI 360. Para una mejor observación de la topografía superficial, se le dio una inclinación de 30° a la platina que contenía las muestras en el microscopio, con el objetivo de generar sombras que realcen el relieve de los surcos.

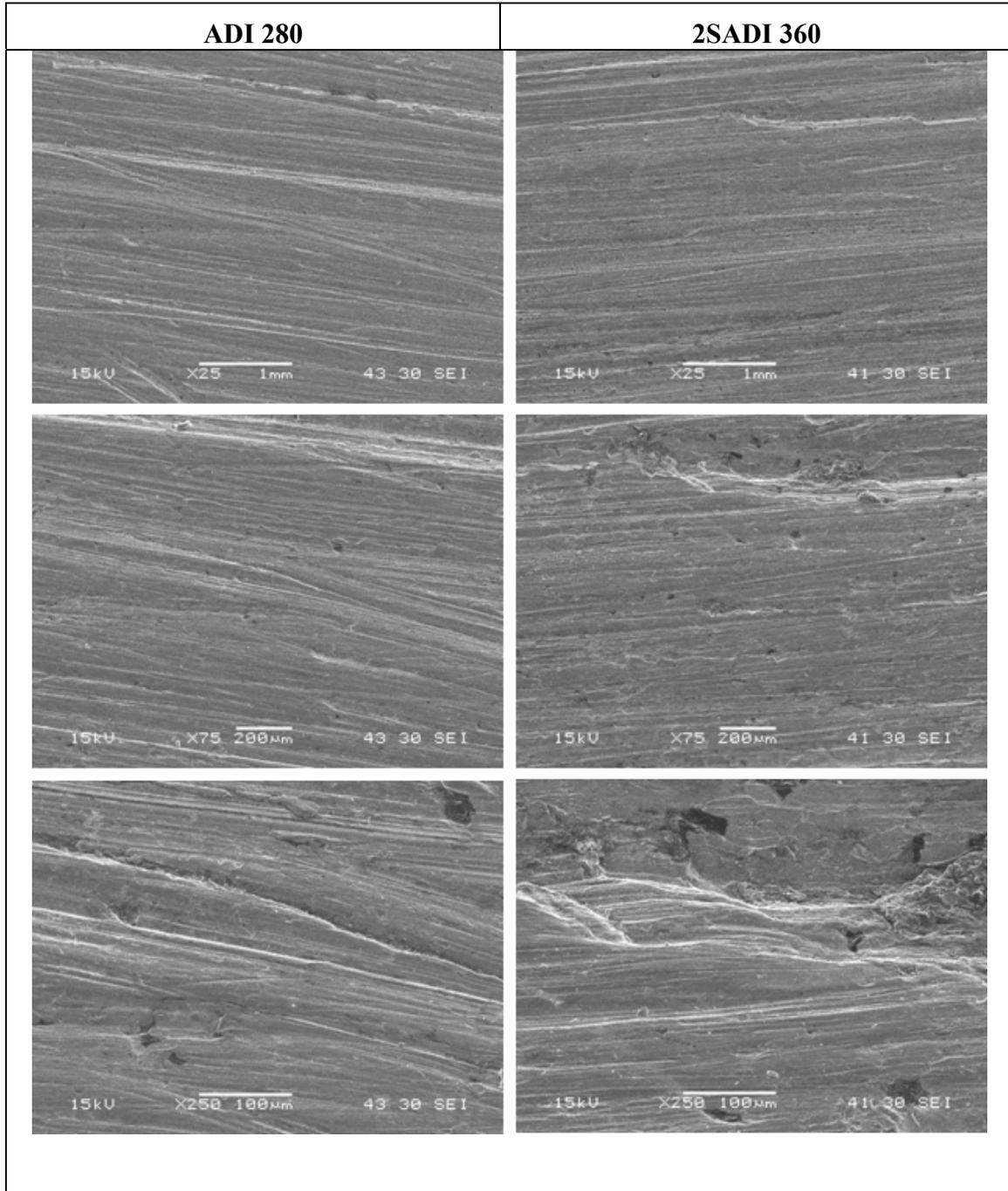


Figura 3.19. Fotografías de SEM mostrando, a diferentes aumentos, las huellas de desgaste en las uñas montadas en la pala cargadora frontal.

Como era de esperar, teniendo en cuenta la diferencia en propiedades como la dureza y la $\sigma_{0,2}$ entre estos materiales, se observa más deformación plástica en la

superficie del 2SADI 360 que en la del ADI 280. Por este motivo, pareciera que el modo de desgaste abrasivo que predomina en el ADI 280 es el de micro-corte, mientras que en el 2SADI también está presente el micro-surcado. Esto influye en el valor del grado de desgaste, o factor f_{ab} , siendo mayor en el caso del ADI 280, justificando que la resistencia al desgaste del 2SADI 360 sea mayor a pesar de presentar una menor dureza. Otro factor que justifica la mejor performance del 2SADI respecto del ADI 280 bajo abrasión severa, es que consume más energía antes de perder material por abrasión, ya que sufre mayor deformación plástica y, debido a su mayor contenido de austenita retenida en su microestructura (figura 3.7), podría transformar mayor cantidad de austenita en martensita por efecto mecánico.

Las huellas de desgaste obtenidas en los ensayos de abrasión de laboratorio para el acero SAE 1010, ADI 280 y 2SADI 360, se muestran, bajo diferentes aumentos, en la figura 3.20. Estas imágenes fueron tomadas de un punto cualquiera de la zona central de la huella. Comparando con lo observado en la figura 3.19, para abrasión severa o de alta presión, no se observa en ningún caso indicio de deformación plástica importante.

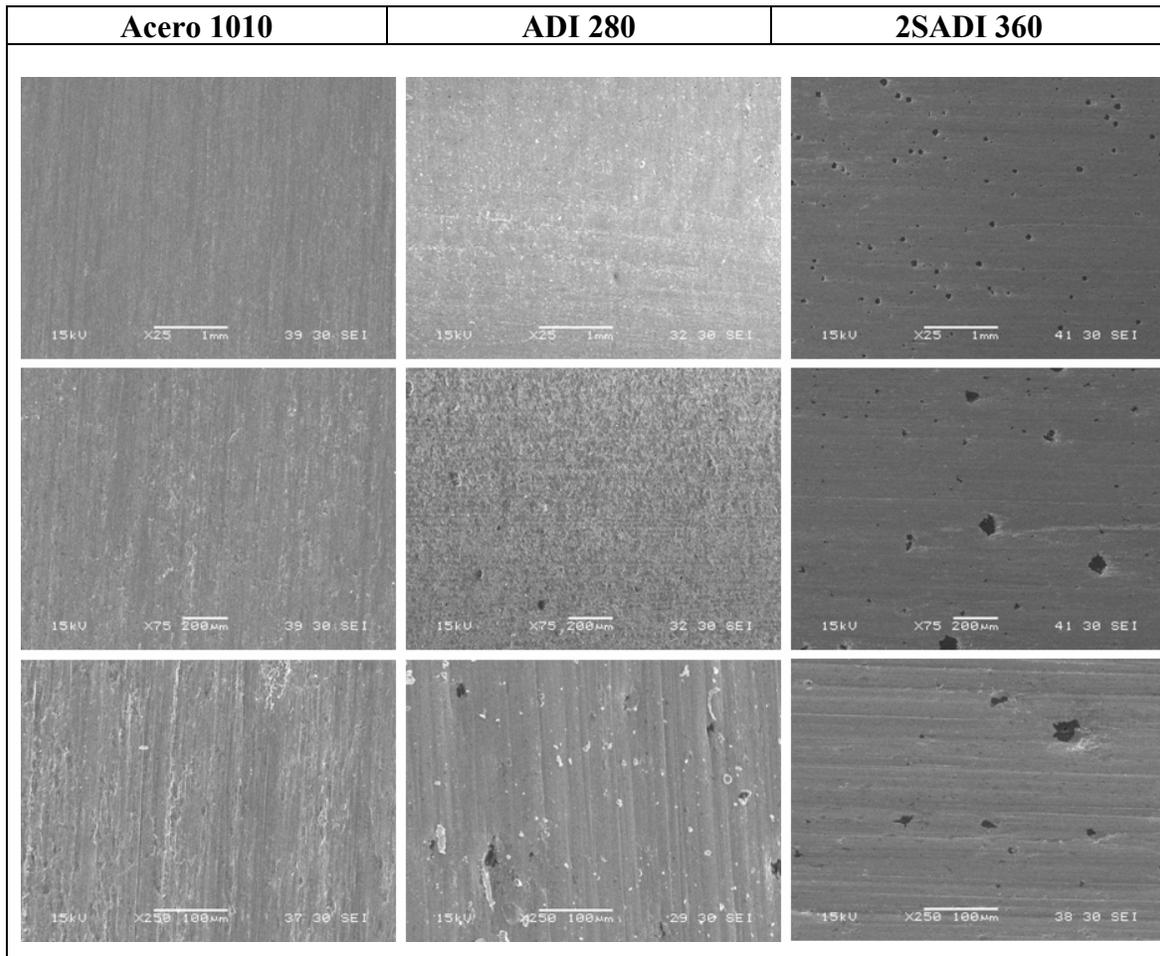


Figura 3.20. *Fotografías de SEM mostrando, a diferentes aumentos, las huellas de desgaste en las probetas ensayadas en el laboratorio.*

A diferencia del acero SAE 1010, en el ADI 280 y en el 2SADI 360, se observan las cavidades donde se alojaban los nódulos de grafito, que fueron exfoliados por las partículas abrasivas durante el ensayo de laboratorio. La diferencia de tamaño entre estas cavidades, pone en evidencia la existencia de dos familias de nódulos, como fuera expresado en el punto 3.1 y observado en las figuras 3.1 y 3.2.

La figura 3.21 muestra la huella de desgaste obtenida en la probeta de 2SADI 360, observándose a ojo desnudo cierta heterogeneidad en su topografía, originada en una región de la muestra con presencia marcada de nódulos de mayor tamaño (proeutectoides) que se relacionan con el carbono equivalente hipereutético de la colada estudiada.

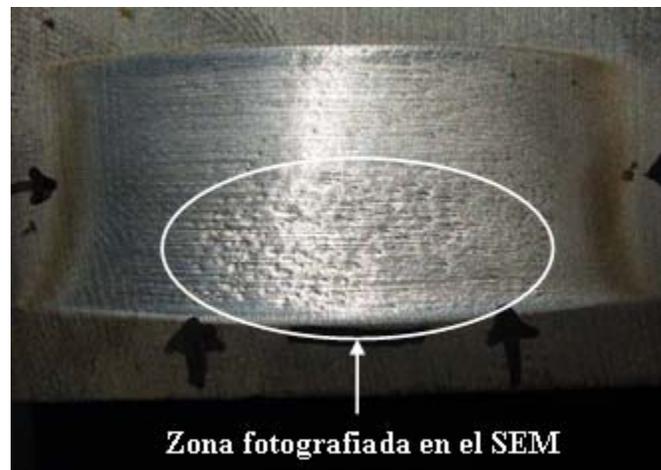


Figura 3.21. *Huella de desgaste en 2SADI 360. Se observa, encerrada en círculo blanco, una zona con intenso arranque de nódulos de grafito.*

En concordancia con los valores de dureza de los materiales bajo análisis, se observa que la profundidad de los surcos de desgaste es mayor en el caso del acero SAE 1010, y que el ADI 280 presenta los surcos menos profundos. Como consecuencia, el volumen de material removido en el ensayo de laboratorio es mayor en el caso del acero SAE 1010, seguido del 2SADI 360 y luego del ADI 280 (ecuación de Archard, ec. 1.2). Por lo tanto, en el caso de los ensayos de laboratorio, donde el material está sometido a abrasión de baja presión, se cumple la hipótesis según la cual a una mayor dureza le corresponde una mayor resistencia a la abrasión. Esto queda en evidencia con los resultados de dureza y resistencia al desgaste obtenidos, figuras 3.12 y 3.14, respectivamente.

Una observación interesante respecto de las huellas de desgaste del ensayo de laboratorio, es que los surcos resultantes son paralelos, de ancho constante y de gran

longitud, característicos del desgaste por dos cuerpos (punto 6.1.1). Esto ocurre debido a que las partículas de arena quedan embebidas en la rueda de goma debido a la presión ejercida entre ésta y la probeta, sin poder rotar o girar libremente, siendo arrastradas contra la superficie de la probeta y produciendo abrasión de dos cuerpos. Sin embargo, la norma caratula este ensayo como de abrasión por tres cuerpos, porque considera este tipo de abrasión como la causada por partículas abrasivas sueltas entre una superficie y una contracara (probeta y rueda de goma, en este caso), basando su definición en el sentido original de segundo y tercer cuerpo. Esta interpretación de abrasión por tercer cuerpo es conocida como interpretación alternativa.

Resulta interesante observar, además de la región central de la huella de desgaste, las regiones de entrada y salida del abrasivo, lo que permite determinar el mecanismo o modo de abrasión. Las figuras 3.22, 3.23 y 3.24, muestran las regiones de entrada y salida de la huella de desgaste para el ADI 280, 2SADI 360 y el acero 1010, respectivamente. Se observa que en la región de salida los surcos son paralelos, tal como fue observado para la región central de la huella. Sin embargo, en la región de entrada los surcos son cortos y de direcciones cambiantes y aleatorias, indicando que en esta región el abrasivo está suelto y con posibilidad de rotar. Esto sí es evidencia de abrasión de tres cuerpos, pero esta característica es observable en una zona de la huella de desgaste muy reducida.

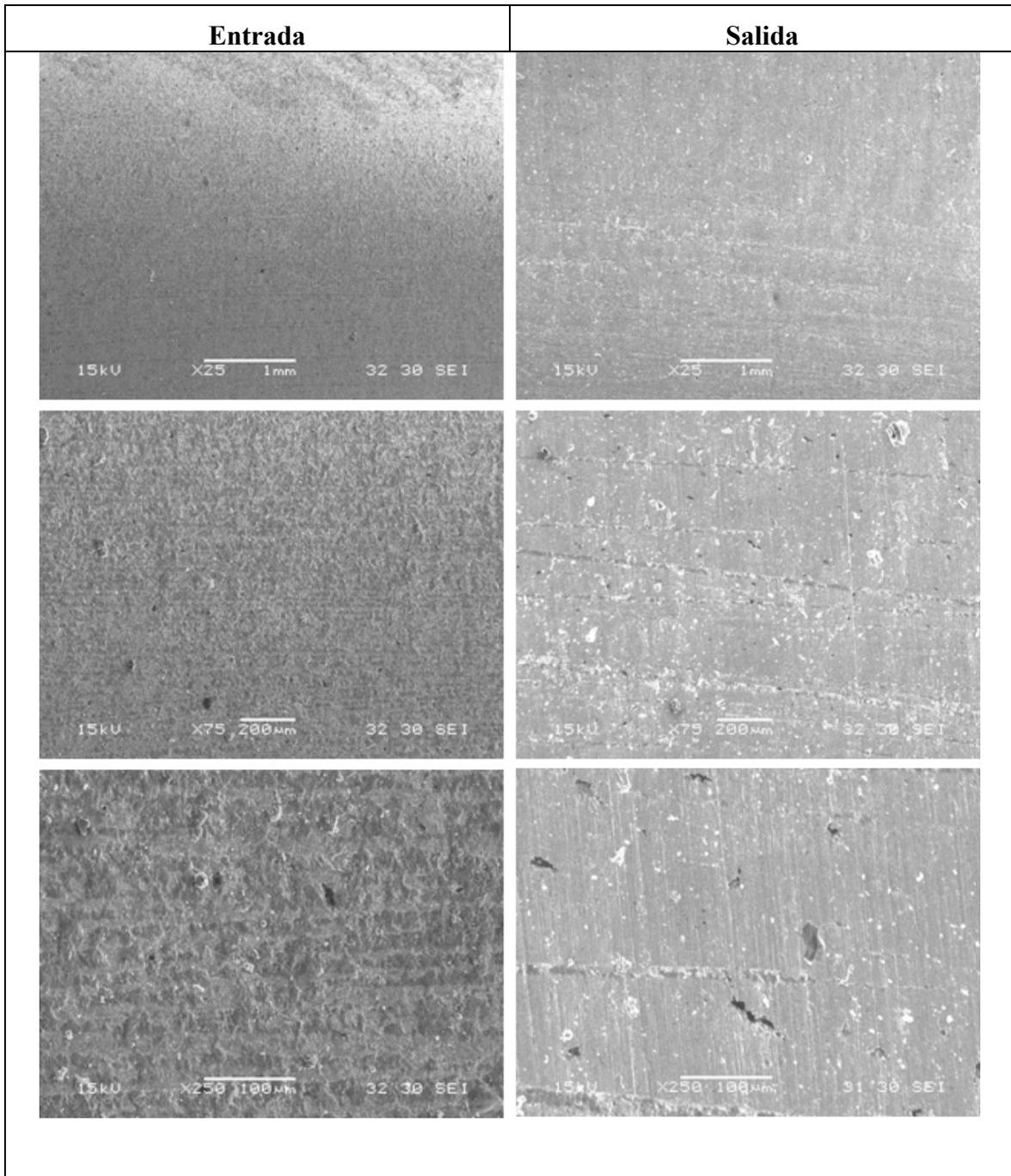


Figura 3.22. Fotografías a diferentes aumentos, de las zonas de entrada y salida del abrasivo en el ensayo de rueda de goma y arena seca, para ADI 280.

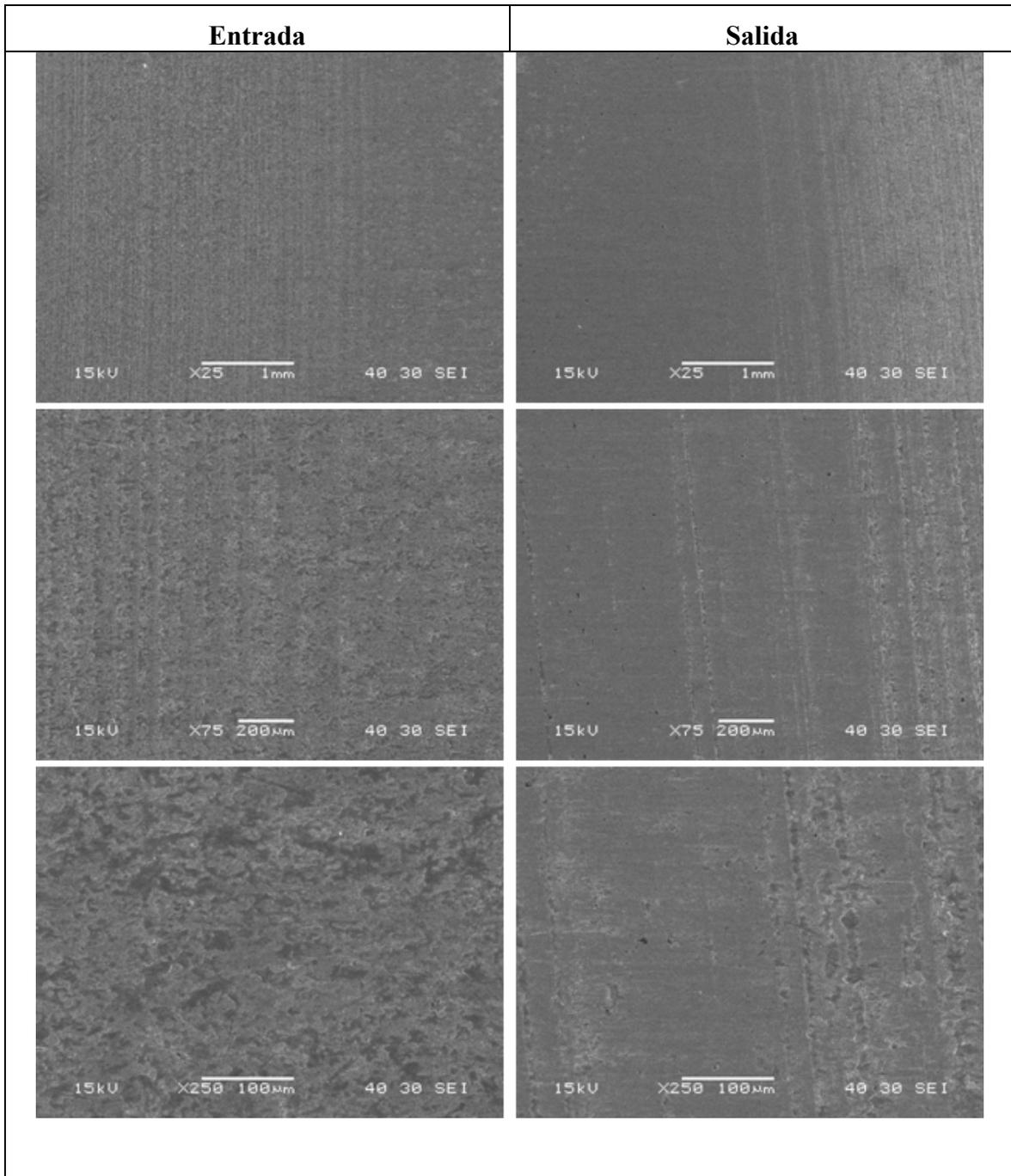


Figura 3.23. *Fotografías a diferentes aumentos, de las zonas de entrada y salida del abrasivo en el ensayo de rueda de goma y arena seca, para 2SADI 360.*

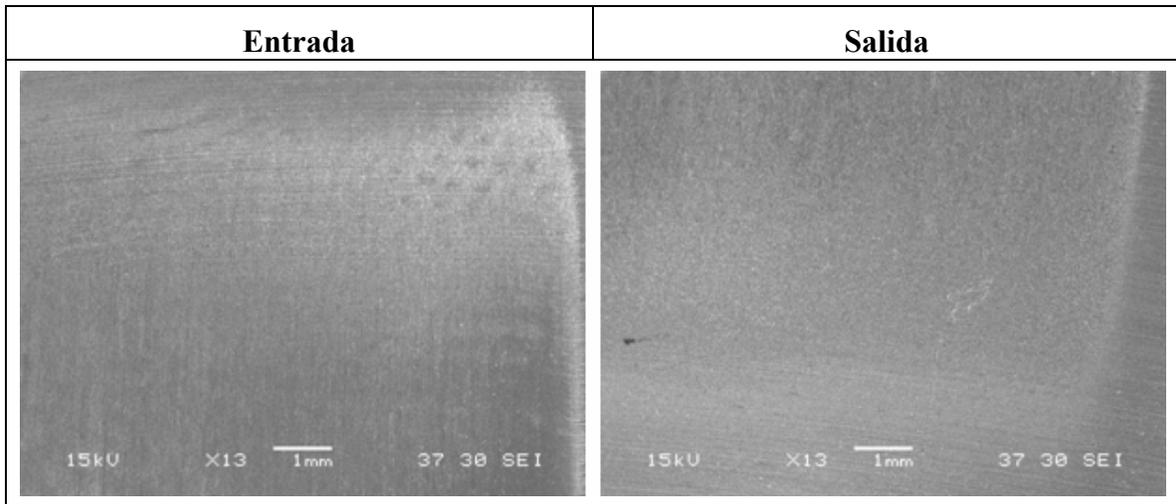


Figura 3.24. *Fotografías de las zonas de entrada y salida del abrasivo en el ensayo de rueda de goma y arena seca, para el acero 1010.*

Discusión General

La caracterización microestructural del 2SADI permitió observar que éste material presenta una microestructura más fina con respecto al ADI convencional. Asimismo, se ha podido inferir un mayor avance de la transformación ausferrítica en las zonas LTF de las muestras 2SADI, en comparación con muestras idénticas de ADI. También se determinó mayor cantidad de austenita retenida en el 2SADI, mediante los ensayos de difracción de R-X, aunque no fue posible diferenciar la austenita reactivada de la no reactivada, y no se ha podido elaborar una hipótesis convincente que justifique este comportamiento.

Por su parte, la disminución de la cantidad de austenita no reactivada en el 2SADI respecto del ADI, se atribuye a que el mayor subenfriamiento, generado por la primera etapa a $T_{a1}=260^{\circ}\text{C}$, promueve la nucleación de ferrita aún en zonas donde resultaría imposible hacerlo a mayores temperaturas de austemperado (menor subenfriamiento). Esta mayor cantidad de centros de nucleación de ferrita permitiría lograr entonces la transformación en sitios ubicados dentro de las zonas LTF.

Las características señaladas se vuelven importantes particularmente al considerar la fabricación de piezas grandes. En efecto, por un lado podemos asumir que una baja velocidad de enfriamiento durante la solidificación favorece la microsegregación hacia las zonas LTF de los elementos de aleación de coeficiente de partición $K < 1$, y por ende la formación de mayores cantidades de austenita no reactivada en dichas regiones, que tendrán además mayor tamaño. Por otro lado, la necesidad de lograr suficiente austemperabilidad en piezas grandes obliga a incorporar mayores tenores de elementos de aleación que, como ya se señalara, segregan hacia las zonas LTF. Por su parte, a medida que el tamaño de las zonas LTF aumenta, estas tienden a formar regiones interconectadas. La microsegregación aumenta la estabilidad de la austenita en las zonas LTF haciendo que dicha fase se torne estable en estas regiones de la microestructura durante el austemperado (quedando como austenita retenida no reactivada) en lugar de transformarse en la clásica ausferrita, motivando el decaimiento de las propiedades mecánicas. Por lo tanto, el 2SADI podría ser de gran utilidad para evitar el deterioro de las propiedades mecánicas en piezas de tamaño mediano o grande.

En el presente trabajo se utilizaron únicamente probetas obtenidas de bloques “Y” de 1 pulgada, cuyo tamaño y composición química originaron, durante la solidificación, zonas microsegregadas de tamaño comparativamente uniforme en todas las muestras. Se plantea entonces la necesidad de realizar nuevos estudios, empleando piezas de diferentes tamaños y diferente composición química, a fin de establecer la influencia del austemperado en dos etapas sobre las transformaciones de fase en zonas LTF al variar el tamaño y composición química de las piezas.

Si bien las diferencias a favor del 2SADI respecto al ADI, tanto en la caracterización microestructural (microscopía y difracción), como en la caracterización de las propiedades mecánicas (tracción, dureza, impacto y desgaste) no fueron demasiado significativas (ver figuras con incrementos porcentuales) y en algunos casos están dentro de los valores de error de los métodos utilizados, las tendencias observadas siempre se mostraron favorables al 2SADI.

Los resultados también mostraron que el austemperado en dos etapas influyó en mayor medida sobre el contenido de austenita y las propiedades mecánicas, cuando la segunda etapa se realizó a una temperatura no demasiado lejana a la de la primera etapa. En efecto, los mayores incrementos porcentuales se obtuvieron para el 2SADI 280, y disminuyeron hacia el 2SADI 360, material que resultó comparativamente menos modificado con respecto al ADI convencional de la misma temperatura. El 2SADI presentó mayor cantidad de austenita retenida, mayor dureza, σ_{rot} y $\sigma_{0,2}$, y menor elongación a la rotura.

El comportamiento generalmente observado en los materiales, por el cual un aumento en la dureza o resistencia, implica una disminución de la capacidad de deformación y tenacidad al impacto, no fue observado en el presente trabajo, ya que sorprendentemente, la resistencia al impacto del 2SADI resultó superior a la del ADI. Este aumento en la tenacidad del material, se atribuye a la menor cantidad de austenita no transformada (austenita no reactivada) y, por lo tanto, disminuyendo la posibilidad de interconexión de austenita no reactivada en zonas LTF, así como también al mayor contenido de carbono en la austenita del 2SADI.

La mejora obtenida en las propiedades de tenacidad al impacto y resistencia al desgaste en los ensayos de laboratorio, resultó más importante que en otras propiedades evaluadas, lo que se ve reflejado en los valores de incremento porcentual. De todas formas, en algunos casos la dispersión de los resultados también resultó elevada, lo que provocó el solapamiento en algunos resultados. De la misma manera, los mayores incrementos porcentuales sobre estas propiedades se obtuvieron para el 2SADI 280 y disminuyeron hacia el 2SADI 360.

Con respecto a los ensayos de campo, no fue posible utilizarlos para comparar la performance del 2SADI frente al ADI. Esto se debió a que el material de referencia fue en todos los casos ADI 280, por lo que sólo es válida la comparación con el 2SADI 280. Analizando este aspecto, se observó que bajo abrasión severa el ADI 280 resultó más efectivo que el 2SADI 280, aunque en la máquina utilizada (que trabajó dentro del campamento del EMViSUR), el 2SADI 280 se comportó mejor. Probablemente, estos resultados se deban a que en los casos de abrasión severa, los materiales con mayor capacidad de deformación se comportan mejor que los materiales de mayor dureza, y por lo tanto menos dúctiles. En realidad, la resistencia a la abrasión se obtiene del balance de dichas propiedades, reflejado por el factor f_{ab} , mencionado en el capítulo 1. Para lograr comparar la performance en servicio del 2SADI respecto del ADI, será necesario realizar ensayos de campo, utilizando simultáneamente en la misma máquina, uñas de ambos materiales austemperados a una misma temperatura.

Es importante destacar la mejora introducida por el 2SADI en la resistencia a la abrasión en ensayos de laboratorio para la variante 2SADI 280, mostrando una mejora significativa, mayor al 25%, respecto del ADI 280, valor muy superior al reportado en la bibliografía. Además, el ensayo de laboratorio muestra el tipo de tribosistema sobre el cual puede utilizarse con el mayor rendimiento el 2SADI, la que puede analizarse mediante la comparación de las huellas de desgaste.

CAPÍTULO IV

Conclusiones

Se estudió una nueva alternativa de ciclo de tratamiento térmico de austemperado de la fundición nodular, con el fin de obtener variaciones microestructurales durante las transformaciones de fase al desdoblarse el austemperado en dos etapas (2SADI) y, a través de ello, mejorar las propiedades mecánicas y la resistencia del material al desgaste por abrasión.

Si bien los resultados obtenidos en la caracterización de la microestructura no mostraron cambios importantes o contundentes, tanto la microscopía óptica como la difracción por rayos X presentaron tendencias similares. El análisis cualitativo de la microestructura al microscopio óptico mostró una tendencia del 2SADI a presentar una microestructura más fina y con menor cantidad de austenita no transformada que el ADI. De la misma manera, los resultados de los ensayos de difracción de rayos X mostraron incrementos porcentuales de la fase austenita menores al 6%. Si bien los valores reportados pueden solaparse al considerar la dispersión de resultados, las tendencias fueron consistentes para las distintas temperaturas de austemperado evaluadas.

El 2SADI presenta una microestructura mixta, con características de austemperado a baja y alta temperatura. Los cambios estructurales generados por el 2SADI respecto al ADI son:

1. Refinamiento de la microestructura
2. Reducción de la cantidad de austenita no reactada en zonas LTF,
3. Mayor contenido de austenita de alto carbono en la microestructura
4. Mayor contenido de carbono en la austenita (Este hecho es indicado por la bibliografía, pero no fue corroborado experimentalmente en el presente trabajo).

Las propiedades mecánicas medidas a través del ensayo de tracción, mostraron aumentos leves en σ_{rot} y $\sigma_{0,2}$, y como consecuencia de esto una disminución de δ . Este comportamiento también se ve reflejado en la mayor dureza de las variantes 2SADI lo que se atribuye tanto al refinamiento de la microestructura como a un mayor contenido de carbono en la austenita, producido por la incorporación de la primera etapa de austemperado.

El comportamiento generalmente observado en los materiales, por el cual un aumento en la dureza o resistencia, implica una disminución de la capacidad de deformación y tenacidad al impacto, no fue observado en el presente trabajo, ya que sorprendentemente, la resistencia al impacto del 2SADI resultó superior a la del ADI. Este aumento en la tenacidad del material, se atribuye a la menor cantidad de austenita no transformada (austenita no reactada), y por lo tanto, a una mayor cantidad de austenita reactada, así como también al mayor contenido de carbono en la austenita del 2SADI.

Mediante la construcción de la curva tenacidad vs. dureza (figura 3.13), se observó que el 2SADI de igual dureza que el ADI presenta una mayor tenacidad y que, visto de otra manera, el 2SADI de igual tenacidad que el ADI tiene una mayor dureza que este último.

Se realizaron ensayos de desgaste en laboratorio y en campo, permitiendo determinar cual es el tribosistema frente al cual se observa la mejor respuesta del material estudiado.

Como en otras propiedades evaluadas, se obtuvo el mayor incremento en la resistencia a la abrasión en ensayos de laboratorio para la variante 2SADI 280, mostrando una mejora significativa, mayor al 25%, respecto del ADI 280. Este valor es muy superior al reportado en la bibliografía para otros tribosistemas. La respuesta del material en este caso, se atribuye al concepto de que un aumento de dureza promueve un aumento en la resistencia a la abrasión y, a la vez, indica el tipo de tribosistema bajo el cual el 2SADI presenta la mayor resistencia a la abrasión.

Los ensayos de campo mostraron que los materiales austemperados a mayor temperatura y, por lo tanto, de menor dureza, poseen mayor resistencia al desgaste abrasivo, ya que en este caso la abrasión es del tipo de alta presión. En esta condición de servicio la capacidad de deformación del material se vuelve un factor importante, por lo que el 2SADI 280 mostró menor resistencia a la abrasión que el ADI 280 usado como referencia, mientras que el 2SADI 360 (de menor dureza) tuvo una performance superior al ADI 280.

A priori, podría esperarse que la incorporación de la primera etapa de austemperado debería afectar más a las variantes austemperadas a mayor temperatura, que aquellas austemperadas a baja temperatura, ya que en este último caso, se minimiza la diferencia entre el ciclo térmico del ADI y del 2SADI. Sin embargo, al analizar tanto las características microestructurales (matriz y γ_{ret}) como las mecánicas (σ_{rot} , HBW, E, etc.), se observó que la presencia de una primera etapa es más significativa en el austemperado de baja temperatura ($T_a < 300^\circ\text{C}$) que en el de alta temperatura ($T_a > 300^\circ\text{C}$). Si bien aún no se encontró una justificación para este comportamiento, debe destacarse que el mismo también fue observado en trabajos de otros investigadores.

Adicionalmente, se observó que, de acuerdo con el análisis de las huellas de desgaste, el sistema para ensayos de abrasión que corresponde a la norma ASTM G 65, promueve la abrasión según el modo de dos cuerpos, y no de tres cuerpos como propone la mencionada norma.

AGRADECIMIENTOS

En primer lugar, debo agradecer a mi familia, Mamá, Papá, Dani y Coco, por su apoyo incondicional durante todos estos años de trabajo y esfuerzo.

También quiero agradecer a mis abuelas, tíos y primos, en especial a Nati y a Juan por proponerme ingeniería como la carrera a seguir, y darme ánimo y despejar mis dudas sobre la vida en la facultad. A la Nona, cuyo obsequio de recibido por adelantado me fue de enorme ayuda para el desarrollo de este trabajo.

A Riki, mi director, por haber confiado en mí, por estar siempre que lo necesité, por enseñarme tantas cosas durante el desarrollo de este trabajo y, lo más importante, por brindarme siempre su apoyo y amistad.

A Jorje, mi co-director, por hacerme sentir parte del grupo de investigación y por estar siempre dispuesto a resolver mis consultas y solucionar los problemas que se fueron presentando a lo largo del desarrollo de este trabajo.

A toda la gente de la División Metalurgia: Pablo, Babe, Mati, Grace, Roberto, Juan, Hugo, y Andrés, por ayudarme cada vez que los necesité y por hacerme sentir “como en casa”, cada día de trabajo allí.

Debo hacer una mención especial para los becarios doctorales de la División Metalurgia: Pelado, Grosso, Berli y al ahora Dr. Martín, los cuales me aceptaron como uno más, me ayudaron en todo lo que necesité, me llenaron de consejos... Gracias más que nada por su amistad, que espero sea para siempre

A mis amigos, muchos de los cuales fueron cosechados durante mi etapa universitaria, por hacerme sentir querido y saber que puedo contar con ellos incondicionalmente.

A Fede y a Pitu, por ser mis mejores amigos, “hermanos del alma”, desde que tengo memoria.

Por último, quiero agradecer a todas las personas que me ayudaron en la realización de este trabajo.

REFERENCIAS

- ⁱ “Impact and fracture toughness of ADI, comparison with SAE 4140 steels,” R. Martínez, R. Boeri, J. Sikora, AFS Transactions, 106 (1998), pp.27-30
- ⁱⁱ “Solid state transformations in ductile iron: influence of prior austenite matrix microstructure”, J. Sikora, R. Boeri, Int. J. Cast Metals, 11 (1999), pp.419-424.
- ⁱⁱⁱ “Influence of the austenite matrix microstructure on the phase transformations during austempering of ductile iron”, R. Boeri, J. Sikora, 1st. Intl. Conf. On Retained Austenite, ASM Intl. Pp.586-592, 2001.
- ^{iv} “The Use of Ductile Iron for Wheel Loader Bucket Tips” Dommarco, R.; Galarreta, I.; Ortiz, H.; David, P.; Maglieri, G.; WEAR, 249 (2001), pp. 100-107.
- ^v “Wear resistance of high nodule count ductile iron,” N.Rebasa, R. Dommarco, J. Sikora, Wear, 253 (2002), pp.855-863.
- ^{vi} “Abrasion Resistance of High Nodule Count Ductile Iron with Different Matrix Microstructures,” Dommarco, R., Sousa, M., Sikora, J., Wear, 257 (2004), pp.1185-1192.
- ^{vii} Jornadas Metalúrgicas S.A.M., 1992. del 11 al 15 de mayo/92, Rosario. Presentación del trabajo "Resistencia a la Erosión-Abrasión de Fundición Esferoidal Austemperizada a Baja Temperatura". R.C.Dommarco, H.A.Dall'O, H.R.Ortiz.
- ^{viii} "Desgaste por fatiga de contacto, en fundiciones de hierro con alto conteo nodular" Nicolás Rebasa, Ricardo Dommarco, Jorge Sikora, Congreso CONAMET / SAM - Simposio Materia 2002, Nov. 2002, Santiago, Chile.
- ^{ix} “Rolling Contact Fatigue (RCF) resistance of Austempered Ductile Iron (ADI)”, Dommarco, R.; Bastias,P.; Dall’O,H.; Hahn,G.; Rubin,C.; Wear, 221 (1998) 69-74.
- ^x “Rolling Contact Fatigue Resistance of Ductile Iron with Different Nodule Counts” R. C. Dommarco, A. J. Jaureguiberry and J. A. Sikora, enviado a Wear Ref.IH-3284.
- ^{xi} Ceccarelli, B.; Dommarco, R.; Martínez, R.; Martínez Gamba, M.; “Abrasion and impact properties of partially chilled ductile iron,” aceptado para su publicación por Wear, Wear, 256 (2004) pp.49-55.
- ^{xii} “Contact fatigue resistance of austempered and partially chilled ductile irons,” R. Dommarco, J. Salvande, Wear, 254 (2003) pp.230-236.
- ^{xiii} Zum Gahr, K. H.; “Wear by hard particles”, Tribology International, 1998, vol. 31, Number 10, pp. 587-595.
- ^{xiv} Resistencia a la Abrasión de Uñas para Pala Mecánica Fabricadas en ADI”, Sebastián Laino, Hugo R. Ortiz y Ricardo C. Dommarco, Congreso Conamet/SAM 2004, Univ. La Serena, Chile, pp.929-934.
- ^{xv} Jianghuai Yang, S. K. Putatunda, “Improvement in strength and toughness of austempered ductile cast iron by a novel two-step austempering process,” Materials & Design, 25 (2004) 3, 219-230
- ^{xvi} Jianghuai Yang, S. K. Putatunda, “Influence of a novel two-step austempering process on the strain-hardening behavior of austempered ductile cast iron (ADI),” Mat. Science & Eng. A, 382, (2004)1-2, 265-279.

- ^{xvii} Jianghuai Yang, S. K. Putatunda, "Near threshold fatigue crack growth behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process," *Materials Science and Engineering A*, 393 (2005), 1-2, pp. 254-268.
- ^{xviii} ASM Handbook, Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys.
- ^{xix} Giacchi, Jessica V. "Desarrollo de fundiciones atruchadas resistentes a la abrasión", proyecto final carrera de grado Ing. En Materiales.
- ^{xx} S. K. Putatunda, "Development of austempered ductile cast iron (ADI) with simultaneous high strength and fracture toughness by a novel two-step austempering process," *Materials Science and Engineering A*, 315 (2001) 70-80.
- ^{xxi} ASM Handbook, Volume 4, Heat Treating.
- ^{xxii} M. Nili Ahmadabadi, T. Ohide, E. Niyama, "Effects of successive-stage austempering on the structure and impact strength of high-Mn ductile iron," *Cast Metals*, 5, 2 (1992) 62-72.
- ^{xxiii} M. Nili Ahmadabadi, E. Niyama, T. Ohide, "Structural control of 1% Mn ADI aided by modeling of microsegregation," *AFS Transactions*, 102 (1994) 269-278.
- ^{xxiv} M. Nili Ahmadabadi, H. M. Ghasemi, M. Osia, "Effects of successive austempering on the tribological behavior of ductile cast iron," *Wear*, 231 (1999) 293-300.
- ^{xxv} H. Bayati, R. Elliot, G. W. Lorimer, "Stepped heat treatment for austempering of high manganese alloyed ductile iron," *Materials Science and Technology*, 11 (1995) 1007-1013.
- ^{xxvi} Cheng-Hsun Hsu, Tao-Liang Chuang, "Influence of stepped austempering process on the fracture toughness of austempered ductile iron," *Met. and Mat. Transactions A*, 32 (2001) 2509-2513.
- ^{xxvii} M. Hafiz, "Mechanical properties of SG-iron subjected to variable and isothermal austempering temperatures heat treatment," *Materials Science and Engineering A*, 340 (2003) 1-7.
- ^{xxviii} M. Hafiz, "Influence of heat treatment parameters in a variable austempering temperature process on mechanical properties and fracture of SG-iron," *AFS Transactions*, 111 (2003) 03-035.
- ^{xxix} J. Yang, S. K. Putatunda, "Improvement in strength and toughness of austempered ductile cast iron by a novel two-step austempering process," *Materials and Design*, 25 (2004) 219-230.
- ^{xxx} J. Yang, S. K. Putatunda, "Influence of a novel two-step austempering process on the strain-hardening behavior of austempered ductile cast iron (ADI)," *Materials Science and Engineering A*, 382 (2004) 265-279.
- ^{xxxi} J. Yang, S. K. Putatunda, "Near threshold fatigue crack growth behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process," *Materials Science and Engineering A*, 393 (2005) 254-268.
- ^{xxxii} J. Yang, S. K. Putatunda, "Effect of microstructure on abrasion behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process," *Materials Science and Engineering A* 406 (2005) 217-228.
- ^{xxxiii} Ductile Iron Data for Design Engineers, QIT-Fer et Titane Inc. (1990) Chap.IV, pp. 1-33.
- ^{xxxvi} W.S. Zhou, D.Q. Zhou, S.K. Meng, Abrasion resistance of austempered ductile iron, *Cast Metals* 6 (1993) No.2, pp. 69-75.

- ^{xxxv} R. Dommarco, I. Galarreta, H. Ortíz, P. David, G. Maglieri, “The use of ductile iron for wheel loader bucket tips,” *Wear*, 249 (2001) 100-107.
- ^{xxxvi} S. Shepperson, C. Allen, “The abrasive wear behaviour of austempered spheroidal cast irons,” *Wear*, 121 (1988) 271-287.
- ^{xxxvii} Archard, J. F.; ”Contact and rubbing of flat surfaces”, *J Appl Phys*, 24 (1953), 981-988.
- ^{xxxviii} Khrushchov, M.; Babichev, M.; “Resistance to abrasive wear of structurally inhomogeneous materials,” *Friction and Wear in Machinery*, ASME Russian Translation, vol.12, 1958, p.5-23.
- ^{xxxix} Kato, K., “Micro-mechanisms of wear – wear modes,” *Wear*, 153 (1992), 277-295.
- ^{xl} Mulhearn, T. O.; Samuels, L. E.; “The abrasion of metals: a model of the process”, *Wear* 5 (1962), 478-498.
- ^{xli} Kayaba, T., Kato, K., Nagasawa, Y., “Abrasive wear in stick-slip motion,” *ASME, Proc. Int. Conf. on Wear of Materials*, 1983, p.439.
- ^{xlii} Zum Gahr, K. H.; “Microstructure and Wear of Materials”, *Tribology Series 10*, Elsevier, Amsterdam, 1987.
- ^{xliii} Zum Gahr, K. H.; “Modelling of two-body abrasive wear”, *Wear* 124 (1988), 87-103.
- ^{xliv} Rice, R. W.; “Micromechanics of microstructural aspects of ceramic wear”, *Ceramic engineering and science. Proceedings of the 9th Annual Conference on Composites and Advanced Ceramic Materials*, American Ceramics Society, Westerville, OH, 1985, p. 940-945.
- ^{xlv} Davidge, R. W.; Riley, F. L.; “Grain size dependence of the wear of alumina”, *Wear* 186 (1995), 45-49.
- ^{xlvi} Elliot, Roy; “Cast Iron Technology”, (1988), P 145-146.
- ^{xlvii} Jabowak, J. F., “Development of a Ductile Iron for Commercial Austempering”, *AFS Transactions*, P 378-379.