



UNIVERSIDAD NACIONAL
DE LOMAS DE ZAMORA



FACULTAD DE INGENIERÍA

PRÁCTICA PROFESIONAL SUPERVISADA

Tema: Estudio de los parámetros operativos y la resistencia al desgaste de un recargue nanoestructurado base hierro.

Alumno: MARINI, Cristian Daniel

Director del trabajo: GUALCO, Agustín

Cuatrimestre: 1º

Año: 2014



Indice

1. INTRODUCCION.....	3
2. REVISION BIBLIOGRAFICA	4
2.1. Soldadura por arco eléctrico	4
2.1.1. Generalidades	4
2.1.2. Naturaleza del arco eléctrico.....	4
2.1.3. Parámetros de soldadura.....	6
2.1.3.1 Proceso de soldadura FCAW	8
2.1.3.1.1 Soldadura bajo protección gaseosa con escoria: FCAW – flux cored arc welding (consumible tubular relleno).....	10
2.1.3.1.2 La soldadura FCAW como proceso de relleno superficial (<i>soldadura de recargue</i>) para la fabricación o restauración de piezas.	10
2.2. Introducción a los aceros avanzados de recargue.	13
2.2.1. Estructura cristalográfica de los metales.	13
2.2.2. Metales de estructura no-cristalina.	14
2.2.3 Nanoestructuras.	14
2.3. Introducción al fenómeno de desgaste.	15
2.3.1. Mecanismos de desgaste	15
2.3.1.1. Desgaste por adhesión.....	16
2.3.1.1.1. Concepto de adhesión	16
2.3.1.1.2. Desprendimiento de material por adhesión.....	16
2.3.1.2. Desgaste por oxidación	17
2.3.1.2.1. Concepto de desgaste por oxidación.....	17
2.3.1.2.2. Cinética del crecimiento de capas de óxido sobre metales	17
2.3.1.2.3. Efecto de la oxidación en el deslizamiento	19
2.3.1.2.4. Falla de la película de óxido	19
2.3.1.3. Desgaste por fatiga	20
2.3.1.3.1. Fisuras superficiales iniciadas por el desgaste por fatiga.....	20
2.3.1.3.2. Fisuras subsuperficiales iniciadas por fatiga.....	22
2.3.1.4. Desgaste abrasivo	23
2.3.1.4.1. Mecanismos de desgaste abrasivo.....	24
2.3.1.4.2. Resistencia al desgaste abrasivo VS Dureza	25
2.3.1.4.3. Expresión general para el desgaste por abrasión de metales dúctiles.....	26
2.3.1.4.4 Grado de desgaste abrasivo.....	27
3. DESARROLLO EXPERIMENTAL.	29
3.1. Introducción.....	29
3.2. Soldadura de recargue empleando un consumible de metal depositado nanoestructurado base hierro.	29
3.2.1. Procedimiento experimental.	29
3.2.1.1. Realización de las soldaduras.....	29
3.2.1.2. Análisis macroestructural	32



3.2.1.3. Determinación de la composición química del metal depositado y análisis microestructural.....	32
3.2.1.4. Ensayo de Microdureza	34
3.2.1.5. Ensayo de desgaste	35
3.2.2. RESULTADOS.....	36
3.2.2.1. LÍNEA A	
Obtención de los parámetros óptimos de soldadura.....	36
3.2.2.1.1. Inspección visual de los cordones.....	36
3.2.2.1.2. Análisis dimensional de los cordones.....	37
3.2.2.1.3. Análisis de la composición química.	40
3.2.2.1.4. Análisis de la microestructura.	41
3.2.2.1.5. Ensayo de microdureza.....	44
3.2.2.2. LINEA B	
Ensayo de desgaste sobre cupones con 1 y 2 capas de soldadura.	45
3.2.2.2.1. Realización de las soldaduras.....	45
3.2.2.2.2. Inspección visual.....	46
3.2.2.2.3. Caracterización química y microestructural.	46
3.2.2.2.4. Ensayo de microdureza.....	49
3.2.2.2.5. Ensayo de desgaste.	50
3.3. CONCLUSIONES.....	53
4. AGRADECIMIENTOS.	54
5. REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	55



1. INTRODUCCION

La tecnología de los materiales ha experimentado un significativo progreso en los últimos años, especialmente en lo que respecta a recubrimientos superficiales. La utilización de materiales avanzados, con prestaciones tribológicas superiores, puede eliminar el uso de lubricantes, ofreciendo un ahorro económico considerable y una disminución del impacto ambiental. En este aspecto, el estudio de los consumibles y los procesos de soldadura aplicados a revestimientos duros, es de gran interés para la optimización del diseño de consumibles y para la evaluación y puesta a punto de procedimientos de soldadura.

Se han desarrollado de manera reciente, modernos alambres tubulares que permiten depositar capas de aleaciones de hierro amorfas o en estado vítreo llamadas nanoestructuras [2, 3, 4]. Estos materiales poseen una elevada dureza debido a su extremadamente pequeño tamaño de grano, del orden de 30 a 50 nm (los más pequeños). Además pueden formar ultra duros precipitados, como carburos de Niobio, Boro o Tungsteno que mejoran la resistencia al desgaste abrasivo. Estos materiales se aplican sobre superficies nuevas o sobre piezas desgastadas (recuperación de piezas) de máquinas proporcionando propiedades específicas como pueden ser resistencia al desgaste abrasivo y adhesivo, a la erosión, a la corrosión, al calor y sus combinaciones [1]. En base a recientes estadísticas alrededor del 50% de los elementos componentes de las máquinas industriales se desgastan debido a erosión y/o abrasión (ya sea de baja o alta presión, en seco o húmedo) [1, 2, 5].

La resistencia al desgaste abrasivo de depósitos realizados por FCAW (Flux Cored Arc Welding) depende de muchos factores, aunque principalmente son la composición química y la microestructura los que definen sus propiedades [2,4]. A su vez, el calor aportado, que es función de la velocidad de soldadura, la corriente y la tensión de arco, influye fuertemente sobre el ciclo térmico, la morfología de solidificación del material depositado y además controla la forma de la línea de fusión, la profundidad de penetración y la dilución del depósito. Trabajos previos [6-8] han encontrado que el aumento del calor aportado produjo cambios en la composición química del metal depositado, un aumento del revenido entre pasadas y finalmente variaciones en las propiedades mecánicas finales del depósito. A raíz de la escasa información disponible sobre la soldadura de los nuevos sistemas multi-componentes base Fe, es interesante desde un punto de vista tecnológico conocer como diferentes aportes térmicos modifican la geometría del cordón, la composición química y la dureza del metal depositado.

El presente trabajo, consta de dos etapas operativas. En la primera, se buscarán los parámetros de soldadura más adecuados para lograr óptimas propiedades mecánicas, metalúrgicas y de terminación superficial del metal depositado. Por otro lado, en la segunda etapa, se soldarán cupones (utilizando los parámetros previamente obtenidos) con 1 y con 2 capas de metal depositado con el fin de poder estudiar la influencia del número de capas sobre la dilución, la microestructura y su tamaño, la microdureza y la resistencia al desgaste abrasivo.

Las conclusiones obtenidas a partir de este trabajo, nos permitirán determinar los parámetros óptimos de tensión, corriente y número de capas que deben emplearse durante el proceso de soldadura, para obtener un cordón ancho, con buena penetración, baja dilución y buena resistencia al desgaste (características principales de un buen cordón de recargue).



2. REVISION BIBLIOGRAFICA

2.1. Soldadura por arco eléctrico

2.1.1. Generalidades

Los procedimientos de soldaduras más empleados industrialmente son aquellos donde la fuente de calor tiene su origen en un arco eléctrico.

La soldadura por arco eléctrico consiste en someter a dos conductores, que están en contacto uno con el otro, a una diferencia de potencial, que provoca entre ambos la circulación de una corriente eléctrica. Si posteriormente se separan ambos elementos conductores, se genera una “chispa” que ioniza el aire circundante, permitiendo el paso de la corriente antes establecida, a través del fluido ionizado.

Los motivos principales por los que se utiliza el arco eléctrico como fuente de calor, son:

- genera una concentración de calor en una zona delimitada;
- se alcanzan temperaturas muy elevadas ($> 5.000\text{ }^{\circ}\text{C}$);
- se puede establecer en atmósferas artificiales;
- permite la posibilidad de establecerse en forma visible (arco descubierto) o invisible (arco sumergido);
- permite la posibilidad de establecerse de diversas formas, diferentes métodos de soldadura según el caso (entre la pieza y un electrodo fusible, entre la pieza y un electrodo no fusible, entre dos electrodos fusibles o no fusibles, entre las propias piezas a unir, etc).

Prácticamente, para el caso de la soldadura por arco eléctrico, su aplicación acapara todo el sector industrial, debido a las opciones que presentan tanto su automatización como su gran productividad.

2.1.2. Naturaleza del arco eléctrico

Un gas está compuesto por moléculas formadas por uno o más átomos, que a su vez están constituidos por un conjunto de partículas elementales: protones, neutrones, electrones. Todos estos elementos poseen movimientos de traslación, rotación y oscilación que pueden alcanzar velocidades muy elevadas (la molécula de H_2 a temperatura ambiente tiene una velocidad del orden de los 2000 m/s). Si se aumenta la temperatura, estas moléculas que están en colisión continua, incrementan su energía cinética aumentando la violencia de dichas colisiones hasta un punto tal que se producen disociaciones de las mismas en átomos, cuando el valor de energía puesta en juego es lo suficientemente elevada como para superar las fuerzas de unión molecular. En este punto decimos que se ha producido la **disociación**. Para una determinada temperatura tendremos un equilibrio dinámico, establecido por leyes estadísticas, entre moléculas disociadas (átomos) y asociadas.

Si se aumenta aun más el nivel de excitación del medio (en este caso, elevando la temperatura del fluido), las colisiones pueden provocar la disociación de los átomos, separando uno o más de sus electrones periféricos provocando su **ionización**.

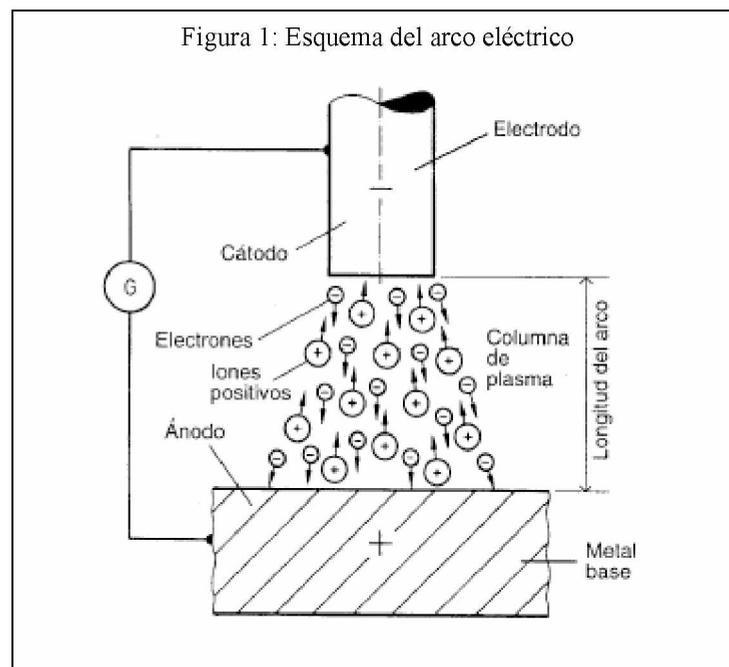
Es decir, que si la temperatura es suficiente, el gas se encontrará con parte de sus moléculas disociadas en átomos y parte de sus átomos disociados en **iones** y electrones libres (partículas de carga negativa). A su vez, los iones podrán ser **cationes** (con carga positiva, incluyen el núcleo y los electrones no separados) o **aniones** (con carga negativa, especies químicas con electrones en exceso).

Un gas en estado ionizado se denomina *plasma*, el cual es un estado de la materia.

La cantidad de energía necesaria para ionizar a los átomos dependerá del gas del que se trate y, por lo tanto, el calor puesto en juego cambiará al variar dicho gas. Las disociaciones moleculares comienzan a temperaturas del orden de los 1000 °C y las ionizaciones a alrededor de los 3500 °C.

De todo esto se deduce que el plasma es un estado capaz de conducir la corriente eléctrica (los gases en estado molecular no son conductores; para conducir la corriente se necesitan especies químicas cargadas eléctricamente), que permite el cierre de un circuito eléctrico entre dos conductores metálicos (electrodos).

La *figura 1* muestra un esquema del arco eléctrico. Las cargas de signo contrario se mueven en sentidos opuestos: los electrones van hacia el ánodo (polo positivo) y los cationes hacia el cátodo (polo negativo). El espacio comprendido entre ambos electrodos, o en soldadura eléctrica entre el electrodo y la pieza a soldar, puede ser dividido en tres zonas de generación de calor: el cátodo, el ánodo y el plasma.



El arco de soldadura se caracteriza por estar sometido a una alta intensidad de corriente y una baja tensión (0 a 1500 A y 18 a 40 V dependiendo del proceso de soldadura), pues requiere una elevada concentración de electrones para el transporte de la corriente eléctrica.

La cantidad de energía disipada con este método, es relativamente baja si se la compara con otras fuentes de calor utilizadas en soldadura. La ventaja del arco eléctrico es la gran concentración de calor y el alto rendimiento de la energía disipada, que se consume en la fusión del electrodo y los bordes de la pieza a soldar. El calor generado en el ánodo y el cátodo se produce por las colisiones electrónicas e iónicas respectivamente. La columna central del plasma es la parte más caliente, donde los átomos, iones y electrones se encuentran animados de un movimiento acelerado y en constante colisión. La zona que rodea a la columna central es la más fría y consiste en moléculas de gas recombinadas.

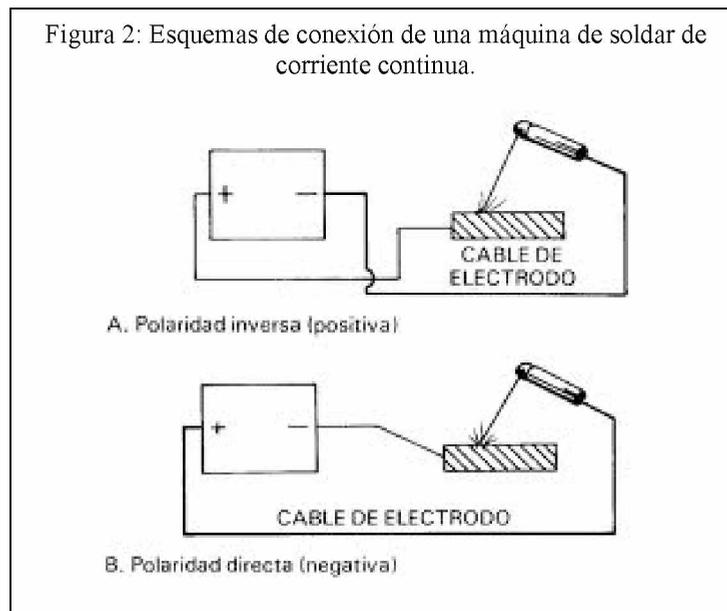
Existe una gran diferencia entre el calor generado en el ánodo y el generado en el cátodo, lo que determina muchas veces el modo de uso del electrodo. Por ejemplo, en la soldadura TIG, con argón como gas protector, el electrodo de tungsteno como cátodo (negativo) puede

usar alrededor de 10 veces más corriente, sin fundirse, que cuando se usa como ánodo (positivo). Esto indica que el ánodo genera mucho más calor que el cátodo en este caso y se debe a que el estado de ionización es más bajo y el gran bombardeo de electrones sobre el ánodo es el que provoca el aumento relativo de temperatura de éste, frente al cátodo.

En general, es mayor la cantidad de calor que se localiza en el baño de fusión o pileta líquida, cuando se utilizan electrodos consumibles, que cuando se emplean los no-consumibles, obteniéndose una mayor eficiencia térmica y una zona afectada por el calor (ZAC)¹ más estrecha en el metal base. La eficiencia térmica para los procesos de electrodos consumibles es del orden de 70 al 80%, mientras que para los no-consumibles ronda el 50 - 60%.

La soldadura por arco eléctrico puede efectuarse con corriente continua y el electrodo unido al polo positivo o al negativo (*figura 2*), o con corriente alterna.

La elección del tipo de corriente y polaridad depende del proceso, tipo de electrodo, atmósfera del arco y del metal a ser soldado.



2.1.3. Parámetros de soldadura

Además del tipo de gas que conforme el plasma gaseoso, en las características del metal de soldadura incidirá el calor aportado sobre la pieza, que es función de los parámetros de soldadura fijados en el momento de iniciar el trabajo.

Dichos parámetros son:

- Intensidad de corriente eléctrica: I (A)
- Voltaje de arco: V_a (V)
- Velocidad de avance del electrodo: Vel_{av} (mm/s)

¹ ZAC - zona aledaña al metal fundido, que no entró en fusión pero sufrió transformaciones en estado sólido que modificaron sus propiedades.



Se define el calor aportado como el cociente entre la potencia entregada ($I \times V_a$) y la velocidad de avance del electrodo:

Ecuación 1. 1: Cálculo del calor aportado (Q) y la potencia entregada (P).

$$Q = \frac{VI}{1000 \times vel} \left[\frac{Kj}{mm} \right]$$

$$P = VI [kw]$$

Donde: - V: Tensión [V]
- I: Corriente [A]
- Vel: Velocidad de la torcha [mm/seg]
- Q: Calor aportado durante la soldadura [kJ/mm]
- P: potencia desarrollada durante la soldadura [kw]

De acuerdo con la forma en que se regulen los 3 parámetros mencionados, se estará frente a uno de los siguientes procesos de soldadura:

- **Manual:** la intensidad de corriente se regula con el equipo; el soldador regula el voltaje y la velocidad de avance del electrodo. Proceso típico: SMAW.
- **Semiautomático:** intensidad y voltaje son parámetros fijados a través del equipo; ante cualquier variación de éstos por causa del soldador, la fuente de poder, automáticamente, anula dicha variación, restituyendo los parámetros originales. La velocidad de avance depende del soldador. Procesos típicos: GMAW y FCAW.
- **Automático:** los tres parámetros se fijan de antemano: el soldador no puede incidir sobre ellos mientras se suelda. Proceso típico: SAW.

Existen una gran variedad de procedimientos de soldadura, donde la base de la fuente de calor es el arco eléctrico. Los mismos, se pueden concentrar en dos grandes grupos, por arco descubierto y por arco encubierto (o arco sumergido). A continuación se enumeran los distintos procedimientos de soldadura existentes en cada grupo (normalizados según ANSI/AWS A3.0-94):

- Arco descubierto:

- **SMAW:** shielded metal arc welding = soldadura con electrodo manual revestido;
- **GMAW:** gas metal arc welding = soldadura semiautomática con alambre macizo y protección gaseosa;
- **GTAW:** gas tungsten arc welding = soldadura por arco con electrodo de tungsteno y gas de protección;
- **FCAW:** flux cored arc welding = soldadura semiautomática con alambre tubular relleno con fundente;
- **FCAW-S:** self-shielded flux cored arc welding = soldadura semiautomática con alambre tubular autoprotegido;
- **FCAW-G:** gas-shielded flux cored arc welding = soldadura semiautomática con alambre tubular bajo protección gaseosa;
- **PAW:** plasma arc welding = soldadura por plasma;

- Arco encubierto:

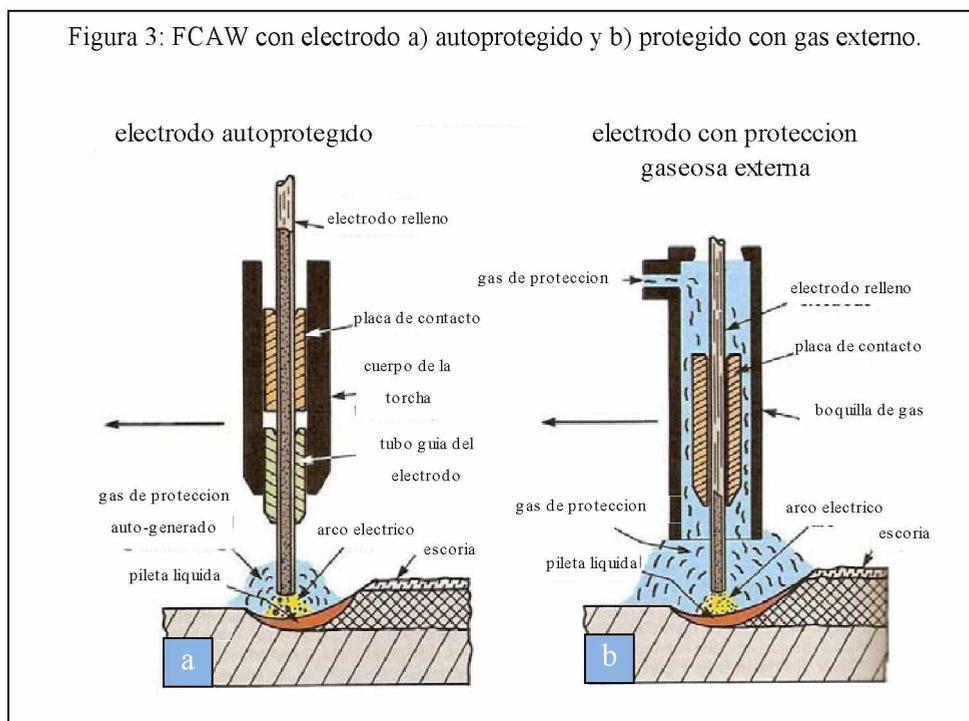
- **SAW:** submerged arc welding = soldadura automática por arco sumergido;

El presente trabajo estará enfocado en la soldadura semiautomática con alambre tubular (FCAW).

2.1.3.1. Proceso de soldadura FCAW

FCAW es un proceso de soldadura por arco eléctrico en el que el arco se establece entre el electrodo tubular continuo y la pieza a soldar. La protección se realiza a través de la descomposición de materias primas contenidas en el tubo, con protección externa de gas o sin ella y sin aplicación de presión.

Las remarcables características operativas y propiedades de las soldaduras obtenidas, que distinguen este proceso del resto, se atribuyen al alambre tubular alimentado permanentemente. El relleno del alambre se compone de materiales que se comportan en forma similar al revestimiento de los electrodos manuales y al fundente utilizado en soldadura por arco sumergido y cumplen muchas de sus funciones, generando abundante escoria protectora. Se usan dos tipos de alambres: los autoprotegidos (FCAW-S) y los que necesitan protección gaseosa externa (FCAW-G), que difieren en el método de protección del arco eléctrico y la pileta líquida. En la *figura 3* se pueden ver los esquemas del arco con cada uno de los alambres mencionados.



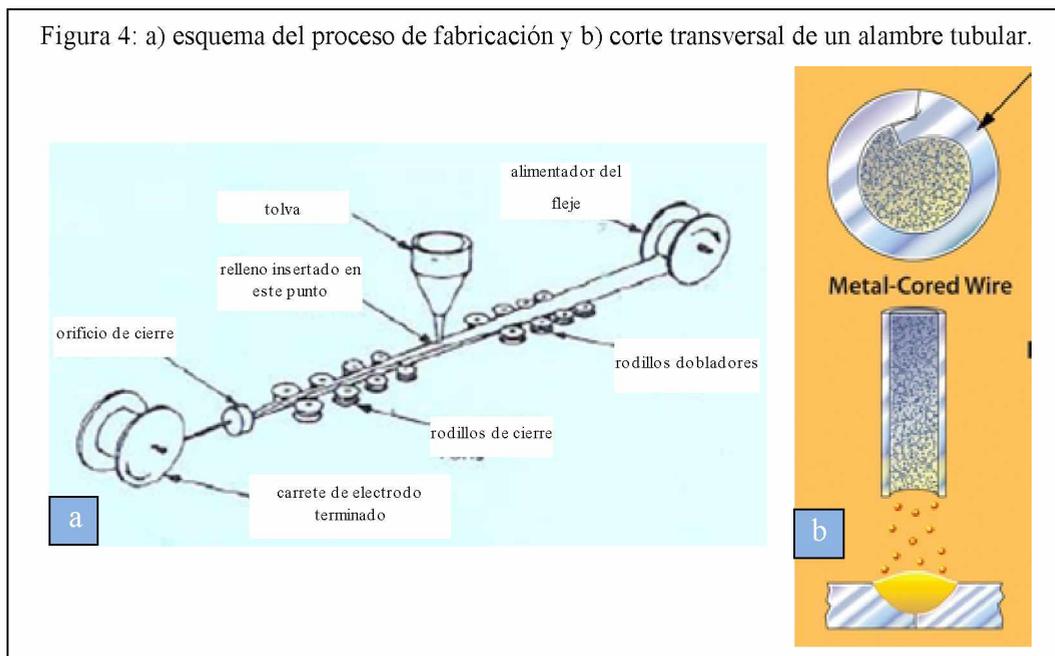
FCAW es un proceso altamente eficiente, que puede adaptarse a procesos semiautomáticos o a soldadura manual. Se obtiene un metal depositado de gran calidad, a alta velocidad, tanto para la soldadura de unión como para la de recargue. Se utiliza en las industrias de fabricación de recipientes, naval, aeronáutica, de movimiento de tierra, construcción civil y otras estructuras. Combina la productividad de un alambre continuo con los beneficios que otorgan el revestimiento de un electrodo manual y/o el fundente en SAW.

Es un proceso continuamente mejorado con el desarrollo de fuentes de poder más simples y menos pesadas, torchas más livianas y más pequeñas y alambres de diámetros cada vez más

pequeños. Los de última generación, tienen relleno casi íntegramente metálico, por lo cual generan poca escoria, son muy apropiados para el uso en robótica.

Se fabrican mayormente a partir de un fleje que se conforma de manera de adquirir forma de cuna, en la que se siembra el relleno, se cierra el tubo y se trefila o lamina al diámetro final requerido, de acuerdo con la tecnología y facilidades del fabricante, se cocina y bobina.

La *figura 4.a* muestra esquemáticamente la fabricación de los alambres tubulares y en la *figura 4.b* se observa un corte transversal del mismo.



Ventajas generales de los alambres tubulares:

- alta calidad del metal depositado
- excelente apariencia del cordón
- excelente forma de filete
- enorme variedad de consumibles para distintos materiales y de espesores a soldar
- alto factor de operación, depósitos fácilmente mecanizables, según material
- alta velocidad de deposición, alta densidad de corriente
- eficiente utilización de la parte metálica
- preparación económica de junta
- arco visible: facilidad de uso
- menor requerimiento de limpieza que en GMAW
- menor distorsión respecto de SMAW
- velocidad de deposición 4 veces mayor que con SMAW
- posibilidad de trabajo sin fundente o gas
- alta tolerancia a los contaminantes
- cuando se aplica correctamente, depósitos con bajo H



Desventajas

- el proceso produce escoria que debe ser eliminada (menor cantidad cuanto más metálico sea el relleno)
- es más caro que los alambres sólidos (respecto del precio por kg)
- el equipo es más complejo y más caro que el de SMAW
- como el equipo es más complejo, tiene mayores costos el mantenimiento
- el equipo y el alimentador de alambre deben estar cerca del lugar de soldadura (9 m máximo)
- bajo protección gaseosa, son sensibles al viento (los FCAW-S lo son mucho menos)
- más humos generados que en GMAW o SAW

2.1.3.1.1. Soldadura bajo protección gaseosa con escoria: FCAW – flux cored arc welding (consumible tubular relleno).

Además de la protección gaseosa externa, generan protección gaseosa (muy poca) y abundante escoria, por descomposición de las materias primas de su interior, mayormente minerales. Pueden ser usados en toda posición y pueden obtenerse excelentes propiedades mecánicas, tracción y tenacidad, en el depósito como así también bajo contenido de hidrógeno difusible. Tienen menores requerimientos de preparación de junta que con GMAW y son sensibles al viento y las corrientes de aire. Se pueden distinguir los siguientes:

- **Consumible rutilico:**

El componente principal del relleno es el rutilo (TiO_2 natural) y contiene además estabilizadores de arco, escorificantes, aleantes, desoxidantes, etc.

Son excelentes para soldadura en toda posición. En el metal depositado, normalmente dan bajo N y altos O e H. Los de última generación, dan bajo H en metal depositado, bajo N y también bajo O. **NO SE RESECAN pero pueden ser higroscópicos(eliminar)**. Son más nobles que los básicos frente al óxido y en general frente a la contaminación del metal base.

- **Consumible básico:**

El componente principal del relleno es la fluorita (CaF_2 natural); contiene además poca calcita, estabilizadores de arco, escorificantes, aleantes, desoxidantes, etc. Por la alta fluidez de su escoria, no sueldan bien en posición, se usan en posición plana y horizontal. Dan bajos N y O [300-500 ppm] y bajo H. Presentan excelentes propiedades mecánicas.

NO SE RESECAN pero pueden ser higroscópicos(eliminar). Requieren metal base limpio, son más sensibles que los rutilicos a la contaminación.

2.1.3.1.2. La soldadura FCAW como proceso de relleno superficial (soldadura de recargue) para la fabricación o restauración de piezas.

El recargue (Hardfacing) involucra un grupo de técnicas relacionadas con la soldadura, llamadas también revestimientos o recubrimientos superficiales, la cual tiene como propósito el de restaurar las dimensiones de las superficies desgastadas de las piezas mediante el aporte de un material nuevo, con vistas a extender su vida útil. Por otra parte esta técnica tiene un amplio uso en la fabricación de piezas nuevas, en aras de proteger un metal de bajas



propiedades con una capa de una aleación compleja que le aporta propiedades específicas tales como resistencia al desgaste en cualquiera de sus variantes (erosión, abrasión, etc). Las dos aplicaciones representan ventajas económicas considerables, en el caso de la restauración de piezas, la economía viene dada principalmente por la diferencia entre el costo de reparación y el costo de la pieza nueva. En el caso de la fabricación de piezas por recargue, además de que en muchas ocasiones constituye una solución tecnológica para determinados elementos de máquinas, el ahorro está dado por el uso de materiales de alto costo sólo en las superficies de la pieza que así lo exijan según sus requerimientos de trabajo, mientras el resto del volumen se fabrica con materiales de menores costos.

Entre los beneficios de la técnica de recargue, se encuentran los siguientes:

- Es un método de fabricación de piezas que aumenta de 3 a 10 veces la vida útil de los elementos de máquinas y permite la producción de piezas de forma más económica debido a que éstas se construyen a partir de un metal base (más barato) sobre el que se deposita la aleación (muy costosa) que le proporcionará las propiedades buscadas (se coloca solo en la zona de la pieza que lo requiere).
- Posibilita la reconstrucción de las zonas desgastadas a menores costos que el reemplazo por una nueva pieza.
- Disminuye los costos de mantenimiento cuando se reacondiciona la pieza en su lugar de trabajo (mediante la aplicación de equipos portátiles de soldadura).
- Reduce los tiempos fuera de producción y por tanto aumenta la eficiencia del trabajo.
- Reduce el stock de piezas de repuesto.

La importancia económica del recargue, se deriva de:

- la posibilidad de aplicar selectivamente un material de recargue sobre el lugar específico que lo requiera, elegido en función de las condiciones de servicio;
- la posibilidad de utilizar como metal base para el recargue (que constituye la mayor parte del volumen total de la pieza), un material económico y tenaz.

Aspectos a tener en cuenta para establecer un procedimiento de recargue;

La selección del procedimiento de recargue depende de varios factores, entre los que se encuentran:

- las condiciones de trabajo a las que está sometida la pieza, que generan un determinado tipo de desgaste.
- las características del metal base.
- si se requiere la reconstrucción de la zona a recargar debido al excesivo desgaste, cuando se trata de una reparación.
- si existen requerimientos de acabado superficial del proceso de soldadura que esté disponible.

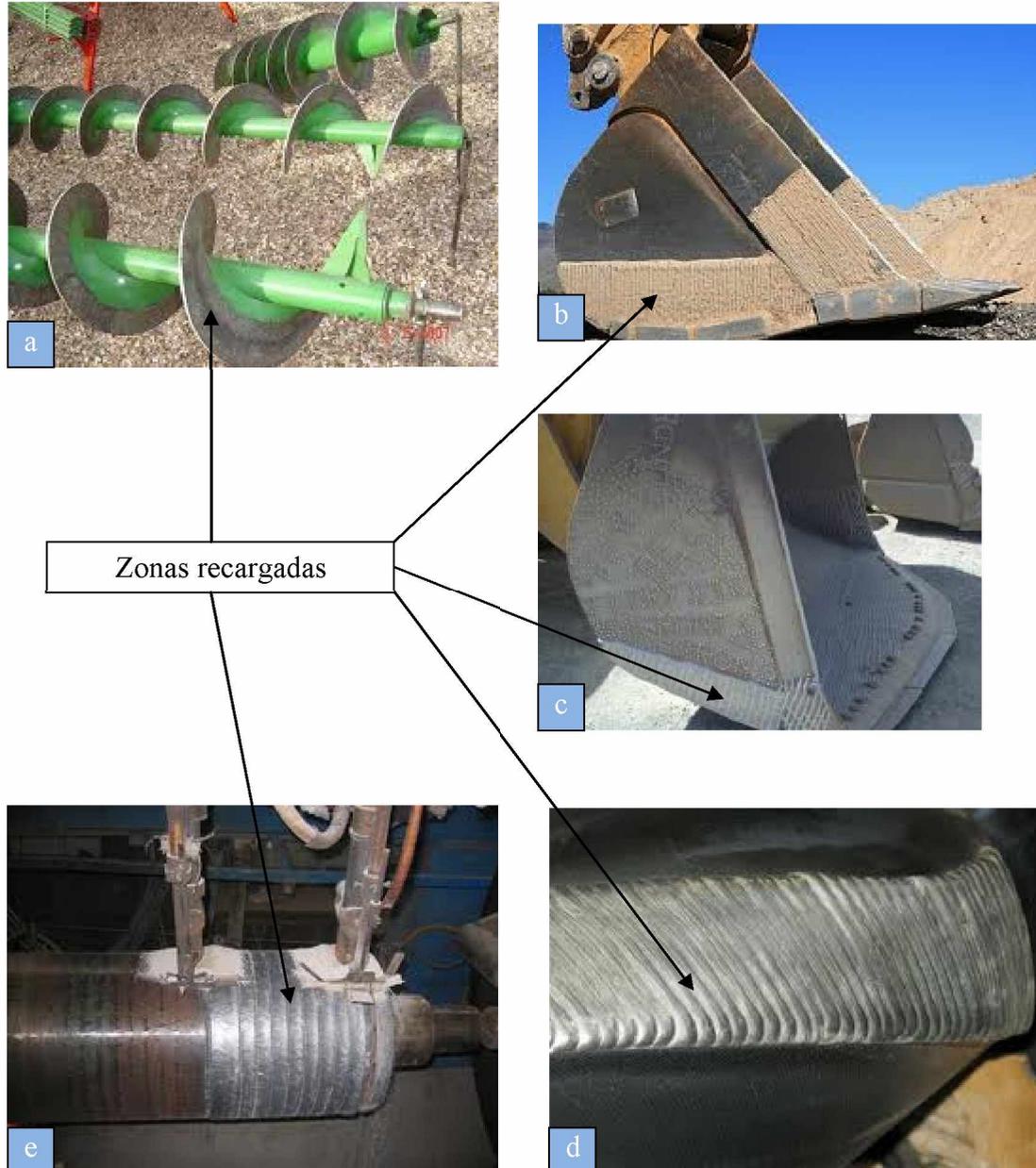
En ocasiones existirá más de una solución para un determinado caso, es entonces cuando se requiere de la experiencia para seleccionar la más económica y adecuada.

Debe prestársele especial atención al tipo de metal base, su preparación antes del recargue (precalentamiento y / o limpieza) y, si es necesario, el alivio de tensiones post soldadura (mediante tratamientos térmicos adecuados, PWHT²).

En la *figura 5* vemos algunas aplicaciones de este proceso en la industria.

² PWHT: “Post Welding Heat Treatment”

Figura 5: Aplicaciones de la recarga de superficies en máquinas sometidas a desgaste abrasivo severo (entre otros menos influyentes en este caso).



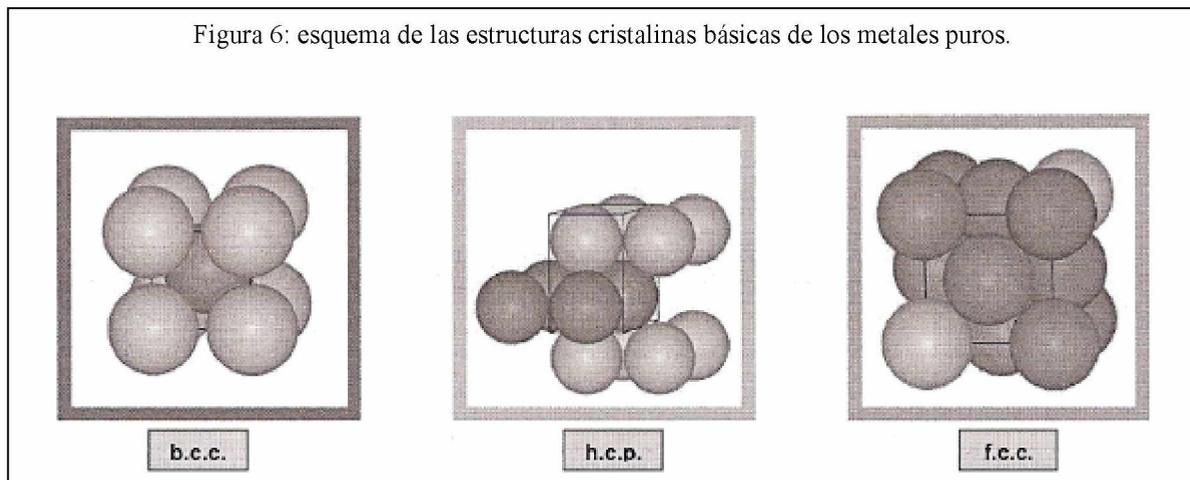
Referencias:
a. tornillo sin fin para el transporte de sustancias sólidas.
b – c – d. pala mecánica, utilizada por ej. en la industria minera.
e. rodillo de laminación.

2.2. Introducción a los aceros avanzados de recargue.

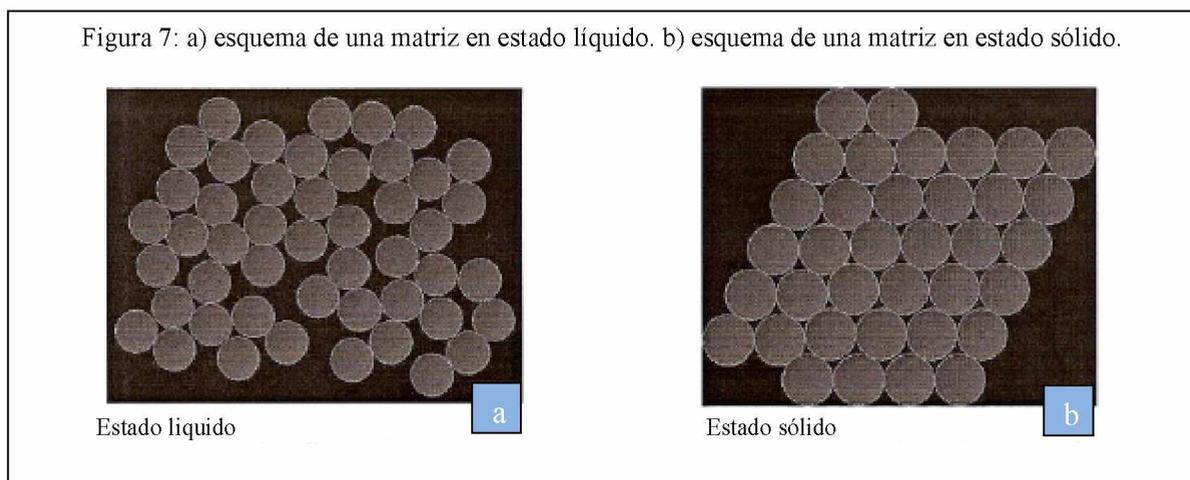
2.2.1. Estructura cristalográfica de los metales.

Un cristal consiste en átomos organizados en una matriz que se repite periódicamente en las tres dimensiones, esto ocurre tanto a escala macro como micrométrica.

La matriz atómica, o estructura cristalina (que es la forma que adoptan los átomos al formar el cristal), para los metales puros se caracteriza básicamente por tres sistemas cristalográficos; **cúbico centrado en el cuerpo** (b.c.c), **cúbico centrado en las caras** (f.c.c) y **hexagonal compacta** (h.c.p). Ver *figura 6*.



Este ordenamiento regular no se observa en los gases, debido al movimiento aleatorio y constante de sus átomos. En “estado líquido”, este movimiento atómico es más lento y algunos grupos nanométricos de átomos se organizan y luego se dispersan, en forma periódica (*figura 7.a*). Finalmente, cuando a partir del estado líquido ocurre una nucleación y posterior organización (esta vez permanente) de los átomos, se habla de “estado sólido” (*figura 7.b*).

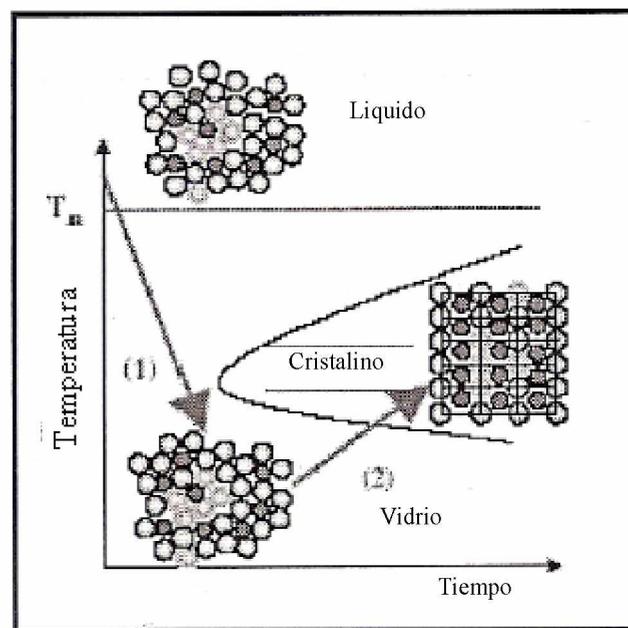


2.2.2. Metales de estructura no-cristalina.

Excepcionalmente, bajo condiciones de enfriamiento muy extremas, ciertas aleaciones pueden “congelarse” para lograr un arreglo atómico similar al de los líquidos. Con un superenfriamiento, puede obtenerse una estructura vidriosa con propiedades químicas y mecánicas muy inusuales. Esta “*Tecnología de Rápida Solidificación (TRS)*”, se utiliza para construir delgadas capas de espesores micrométricos, que combinan alta tenacidad, elasticidad y resistencia al desgaste.

La TRS, sin embargo, no puede aplicarse a la producción de estructuras amorfas (no cristalinas) a escala macrométrica, donde los espesores son en milímetros y las estructuras sólidas son típicamente policristalinas con propiedades convencionales.

Figura 8: esquema de transición temperatura – tiempo de la estructura cristalina en metales puros.



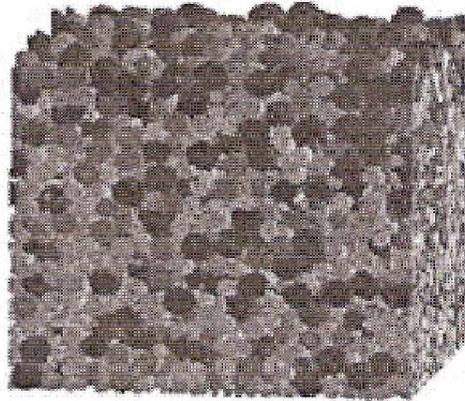
2.2.3. Nanoestructurados.

Las investigaciones en este campo muestran que si varios elementos (sistema multi-componente) con radios atómicos significativamente distintos (mayor al 12%) son fundidos juntos, la aleación resultante encuentra grandes dificultades de nucleación y crecimiento de grano durante la solidificación. En su lugar, se forman cristales de granos muy pequeños, del orden del *nanómetro*, lo que da origen a una “*estructura cristalina nanométrica*”³ [10 - 12].

A su vez, éste ordenamiento particular de los cristales, se conoce como “*nanoestructurados*”, figura 9, que no es otra cosa más que *un estado atómico de agregación intermedio entre una estructura de cristales ordenados y una de cristales de ubicación aleatoria*.

³ Estructura cristalina nanométrica: se denomina así a aquellas estructuras cuya magnitud de medida es del orden del nanómetro (1×10^{-6} mm) en al menos una de sus dimensiones.

Figura 9: representación esquemática de una Nanoaleación.



2.3. Introducción al fenómeno de desgaste.

Podría definirse a la “TRIBOLOGIA”, como la ciencia y técnica que estudia la interacción entre superficies en movimiento relativo. Desde su definición en 1966, dicho término ha sido ampliamente revisado como un nuevo concepto general, que involucra todos los aspectos de transmisión y disipación de energía y materiales en equipamientos mecánicos, incluyendo varios tópicos: fricción, desgaste, lubricación y campos relacionados de ciencia y tecnología.

2.3.1. Mecanismos de desgaste

Una definición ampliamente aceptada del fenómeno de desgaste sería que “*es la remoción de material de superficies en movimiento por procesos mecánicos y/o químicos*”.

La identificación de los mecanismos intervinientes es de primordial importancia en tribología, pues una vez logrado esto, se puede realizar la selección de los materiales y tratamientos disponibles para combatir el desgaste y la fricción.

Los efectos tribológicos tales como la fricción y los procesos de desgaste general, están gobernados por dos tipos de parámetros:

- propiedades de superficie
- propiedades de volumen de los cuerpos en contacto

Las *propiedades de superficie* consisten en la naturaleza, espesor y composición del medio lubricante, la presencia de contaminantes y películas superficiales, las energías de superficie e interfacial y la rugosidad o textura de las superficies en contacto, además de la compatibilidad de los sólidos en contacto.

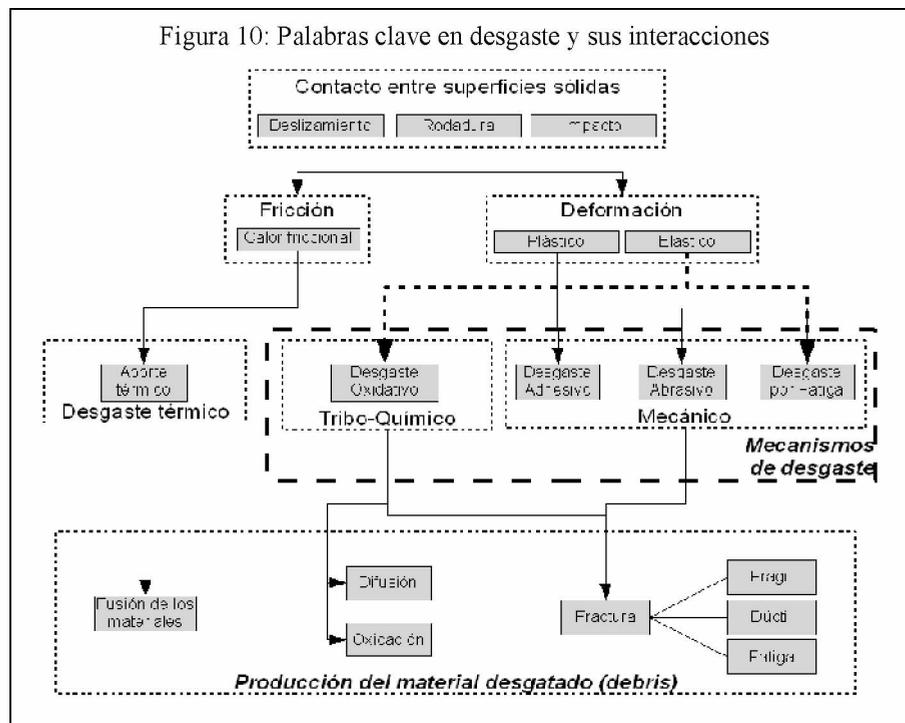
Las *propiedades de volumen* incluyen la estructura del material, la tendencia a la difusión en el sólido, la energía de falla de apilamiento y quizás la más importante de todas, las propiedades mecánicas de los sólidos en contacto.

Existen diversas maneras de modificar la tasa de desgaste en los materiales. Un método es simplemente asegurar una adecuada lubricación de las superficies en contacto durante la operación, sin embargo, existen casos en los que no se puede agregar un elemento lubricante

externo, en estas situaciones, lo que hacemos es modificar las superficies en cuestión. Las técnicas de modificación pueden producir en la superficie una película o zona modificada, delgada, dura, de baja fricción y resistente al desgaste sin afectar las propiedades del núcleo del componente.

En la *figura 10*, se observan los principales mecanismos de desgaste, que no son otra cosa más que, la transformación en energía de deformación (que provoca pérdida de material) de la energía producida por el contacto entre 2 superficies.

A continuación se explicaran brevemente los mecanismos de desgaste más conocidos, haciendo especial hincapié en el *desgaste por abrasión*.



2.3.1.1. Desgaste por adhesión

2.3.1.1.1. Concepto de adhesión

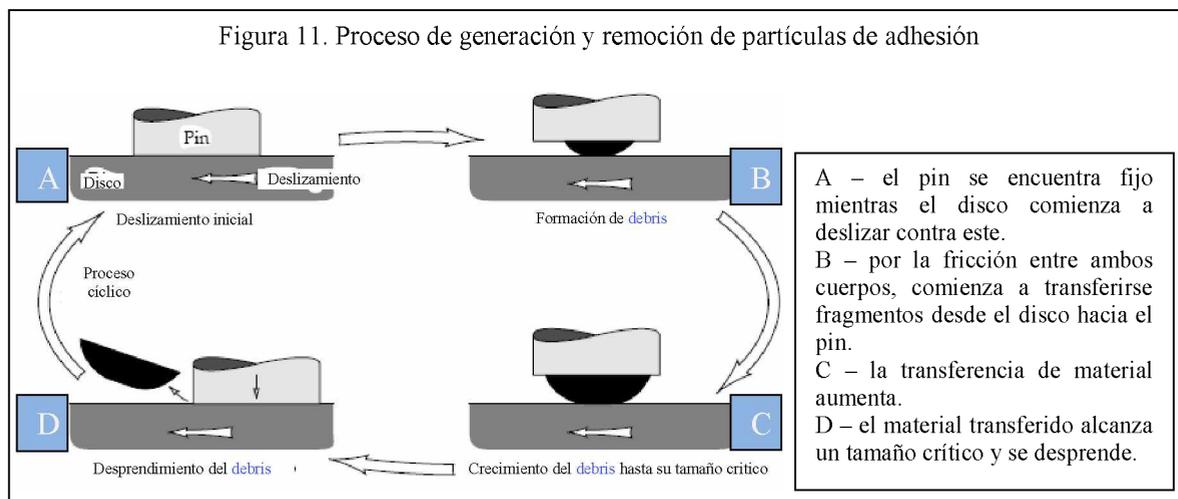
Cuando dos superficies limpias se ponen en contacto, ocurre adhesión intermetálica (soldadura en frío). La resistencia de la unión está determinada por la estructura de la superficie, la solubilidad de los dos metales en contacto, la limpieza de las superficies en cuestión (superficies muy limpias incrementan la resistencia de la unión adhesiva mientras que películas en la superficie pueden prevenir efectivamente la adhesión).

2.3.1.1.2. Desprendimiento de material por adhesión

Cuando dos superficies en contacto experimentan un movimiento relativo, ocurre la rotura en la unión o dentro del material original, dependiendo de cuál es el más débil. Una vez producida la rotura en el material más débil, un fragmento del mismo se adherirá al cuerpo más duro, produciendo una transferencia de material. Por lo tanto, ocurre una pérdida de

material desde las superficies en contacto ocurrida por la remoción de los fragmentos transferidos como *wear debris*⁴ (el desprendimiento del material ocurre una vez que el *debris* alcanza un tamaño crítico, puesto que va creciendo gradualmente). El proceso de formación del *debris* puede ocurrir como resultado de cambios químicos dentro del film transferido o del crecimiento de la energía elástica en éste (ver *figura 11*). Sin embargo, si la resistencia de la unión es relativamente baja, la ruptura toma lugar en la unión y la pérdida de material durante el proceso de desgaste es minimizada.

Las partículas transferidas son típicamente del mismo tamaño que el área real de contacto, sugiriendo que cuando ocurre transferencia solamente unos pocos puntos de contacto están comprendidos.



2.3.1.2. Desgaste por oxidación

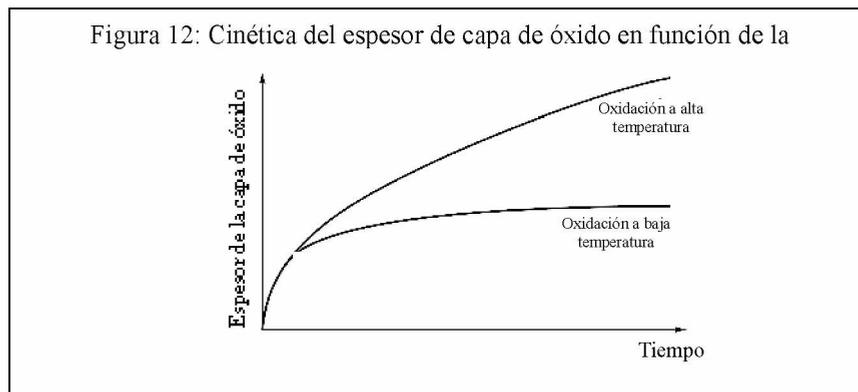
2.3.1.2.1. Concepto de desgaste por oxidación

Este mecanismo corresponde al desgaste de los metales en seco, es decir sin lubricación, en presencia de aire u oxígeno. El oxígeno atmosférico cambia radicalmente los coeficientes de fricción y tasas de desgaste de metales deslizando en seco. Se encontró que cuando la carga y la velocidad de deslizamiento llegan a niveles suficientes para aumentar la temperatura de contacto por rozamiento a varios cientos de grados centígrados, el *debris* cambia de hierro metálico a óxidos de hierro. Se planteó la hipótesis más tarde que cuando la capa de óxido que se forma en la superficie, no se desprende, el desgaste es suave -*mild wear*- [17] mientras que si ésta se rompe, el desgaste es severo (que es una forma de desgaste adhesivo) [17]. El *desgaste oxidativo* o *suave*, muestra un coeficiente de fricción de alrededor de 0,3 a 0,6 y una tasa de desgaste estable, en comparación con las fluctuaciones que se presentan en el *desgaste severo* o *adhesivo*. Los rasgos característicos del desgaste oxidativo son superficies de desgaste lisas, con partículas pequeñas y oxidadas.

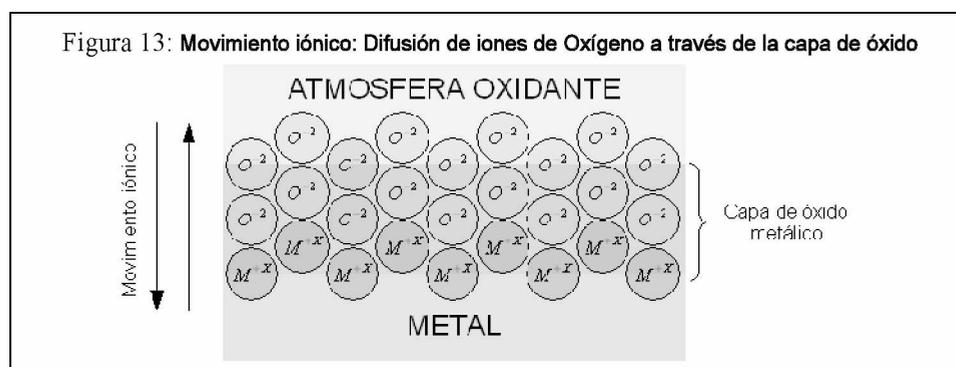
⁴ *Wear debris* o *debris*: se conoce con este nombre a la partícula desprendida del sustrato, producto del fenómeno de desgaste.

2.3.1.2.2. Cinética del crecimiento de capas de óxido sobre metales

Las capas de óxido están presentes en casi todos los metales y se forman en cualquier superficie metálica limpia que se encuentra expuesta al contacto con oxígeno, incluso a temperaturas inferiores a 0°C. La tasa de oxidación de los metales depende de la temperatura adecuada para se produzca una reacción química. La cinética de la oxidación de la superficie metálica tiene una influencia determinante en el desgaste oxidativo. A baja temperatura o a temperatura ambiente, por ejemplo, 20 °C, la oxidación del metal es inicialmente rápida y está seguida inmediatamente por la pasivación de la superficie que limita el espesor de la película de óxido [19]. El espesor de la capa de óxido puede ser muy bajo, del orden de los 2 nm (alrededor de 5 capas de átomos) para los aceros cuando la temperatura es inferior a 200 °C [20]; si la temperatura del acero es mayor, por ejemplo, 500 °C, la oxidación se produce casi ilimitadamente, lo que se traduce en una película de óxido muy gruesa, del orden de 1 a 10 μm (ver esquema de la *figura 12*).



La diferencia en los resultados de la cinética de la oxidación se encuentra en el movimiento mucho más rápido de oxígeno e iones metálicos a través de la película de óxido a altas temperaturas, cuando la difusión en estado sólido es suficiente para garantizar un transporte adecuado de los iones de metal o de óxido necesarios para establecer el crecimiento de una capa continua [19]. A bajas temperaturas, se establece el mecanismo activo de "intercambio de lugares", *figura 13*, entre los iones de oxígeno y los iones metálicos pertenecientes a la red cristalina de la capa de óxido [21], éste mecanismo es necesario para garantizar la oxidación. Como se menciono anteriormente, las capas de óxido formadas a bajas temperaturas, son muy delgadas, por lo que, una vez establecidas, concluye la oxidación, llegando su espesor a ser crítico.





2.3.1.2.3. Efecto de la oxidación en el deslizamiento

Como se expuso anteriormente, el desgaste en modo moderado está asociado con la oxidación de las superficies en contacto. Claramente, bajo condiciones apropiadas, la oxidación es parte del proceso de desgaste. La formación de un óxido en las superficies deslizantes, previene el contacto metálico entre éstas, lo que evita la formación de una fuerte adhesión. Con el objeto de minimizar el desgaste, es necesario que los óxidos y el sustrato posean las siguientes propiedades:

- la película debe ser formada para proteger el contacto metálico;
- la película debe ser adherente;
- la película debe tener un valor menor de resistencia al corte, para que la ruptura ocurra en la película y no en el sustrato;
- el sustrato debe ser lo suficientemente duro para soportar el óxido formado, ya que óxidos duros en sustratos blandos se desintegran a bajas cargas;

El desgaste por oxidación se caracteriza por la apariencia oxidada de las huellas o pistas de desgaste y la generación de partículas oxidadas (*oxide wear debris*) [7]. Esto ocurre como resultado de la formación de óxidos en las superficies en contacto y la remoción de los mismos.

2.3.1.2.4. Falla de la película de óxido

Como resultado de la alta temperatura que se desarrolla en la superficie a raíz del calentamiento por fricción, y de la baja energía de activación causada por la deformación plástica de las asperezas en contacto, la película de óxido crece, asegurando que las superficies en cuestión estén prevenidas del contacto metálico.

Una vez que el óxido alcanza un espesor crítico, se descascarilla como partículas de desgaste. Bajo condiciones normales (sin tensiones), la película de óxido puede fallar por:

- *fisuramiento*, cuando la tensión en el óxido excede un valor crítico, o;
- *ampollamiento (blistering)*, cuando la resistencia a la adhesión de la interfase óxido/sustrato es excedida.

El espesor crítico de la película depende de la resistencia del óxido, la resistencia de la adhesión y el volumen relativo del óxido respecto al sustrato.

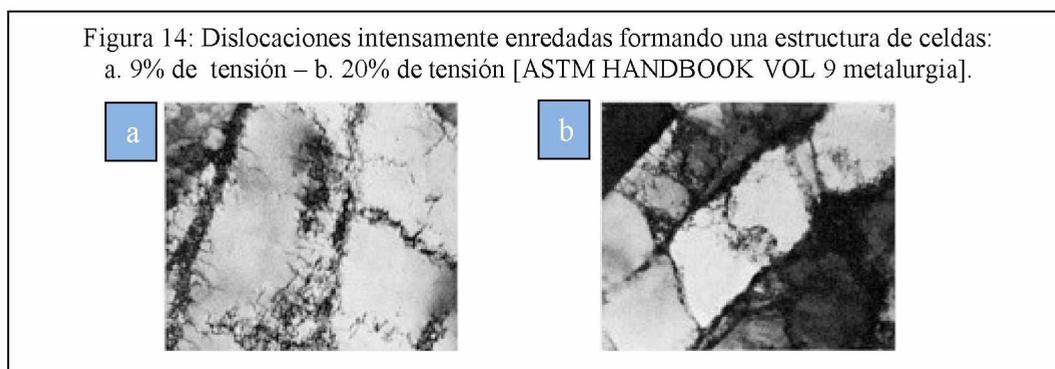
Cuando se trabaja en contacto de deslizamiento, la situación es mucho más complicada. El deslizamiento tiene los siguientes efectos en la formación de las partículas de desgaste por oxidación:

- se aplican tensiones tangenciales en el óxido por las fuerzas de fricción que son transmitidas a la interfaz;
- se producen rápidas fluctuaciones de temperatura debidas al calentamiento por fricción, el cual induce tensiones térmicas;
- se produce un movimiento gradual (creep) del sustrato que induce fisuras en la superficie.

Durante el proceso de desgaste por oxidación, la carga aplicada, la velocidad de deslizamiento, el coeficiente de fricción y la dureza del sustrato ejercen gran influencia en la tasa de desgaste.

2.3.1.3. Desgaste por fatiga

El desgaste por fatiga tiene lugar tanto en contactos elásticos como en contactos plásticos, siendo en este último mucho más evidente que en el primero. Analizando la superficie de desgaste en una sección longitudinal puede observarse la deformación del material inmediatamente por debajo de la superficie de desgaste. También, a elevados coeficientes de fricción -cerca de la unidad- la superficie de la estructura granular próxima a la superficie se extiende y orienta paralelo a la superficie de desgaste [1]. La tensión inducida por el deslizamiento finalmente rompe la estructura del grano original en la superficie para formar celdas de dislocaciones. Estas celdas pueden ser descritas como regiones, relativamente libres de perturbaciones, que son separadas por paredes de dislocaciones muy enredadas [3,4].



La estructura molecular que se encuentra directamente debajo de la superficie de desgaste de los materiales metálicos ha sido observada mediante estudios de microscopía electrónica de transmisión [3-5]. La nueva estructura formada se ha encontrado similar, aunque no idéntica, a la estructura que se obtiene en metales altamente trabajados [3], como puede observarse en la *figura 14*.

Los materiales varían mucho en su tendencia a formar celdas de dislocación que, según la teoría metalúrgica, en general, depende de la energía de defectos de apilado (stacking fault energy), es decir, a mayor energía se promueve la formación de dislocaciones. La interfaz de las celdas (paredes de dislocaciones) se encuentra generalmente alineada en la dirección del deslizamiento y es relativamente delgada. Los bordes de las celdas de alta energía son las regiones donde probablemente se formen huecos y/o se nucleen fisuras [3].

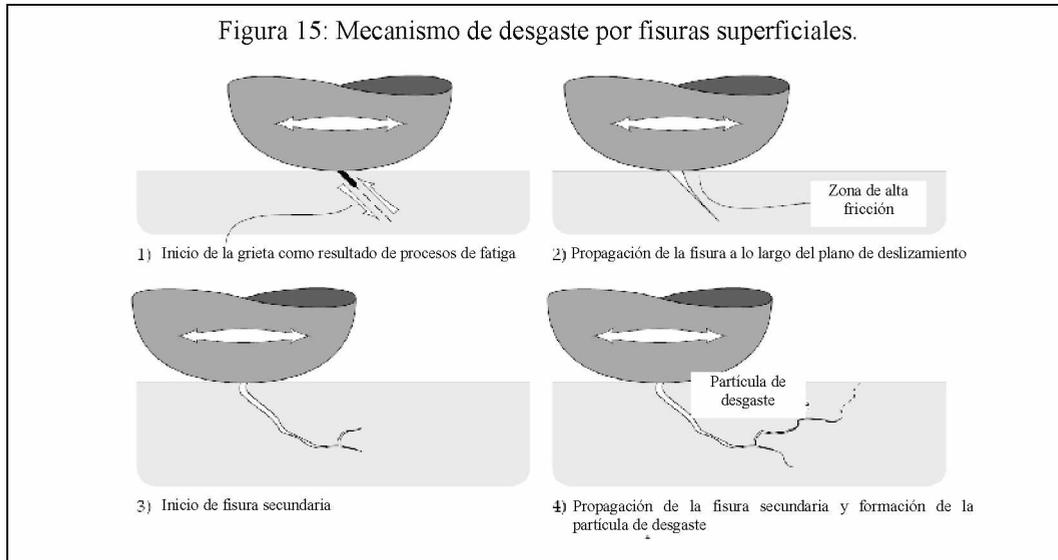
Una partícula de desgaste puede iniciarse en las paredes de las celdas que se encuentran orientadas perpendicularmente a la dirección de deslizamiento [4]; alternativamente, la fisura puede iniciarse en un punto débil, por debajo de la superficie y, posteriormente, propagarse a la superficie, liberando la partícula de desgaste.

2.3.1.3.1. Fisuras superficiales iniciadas por el desgaste por fatiga

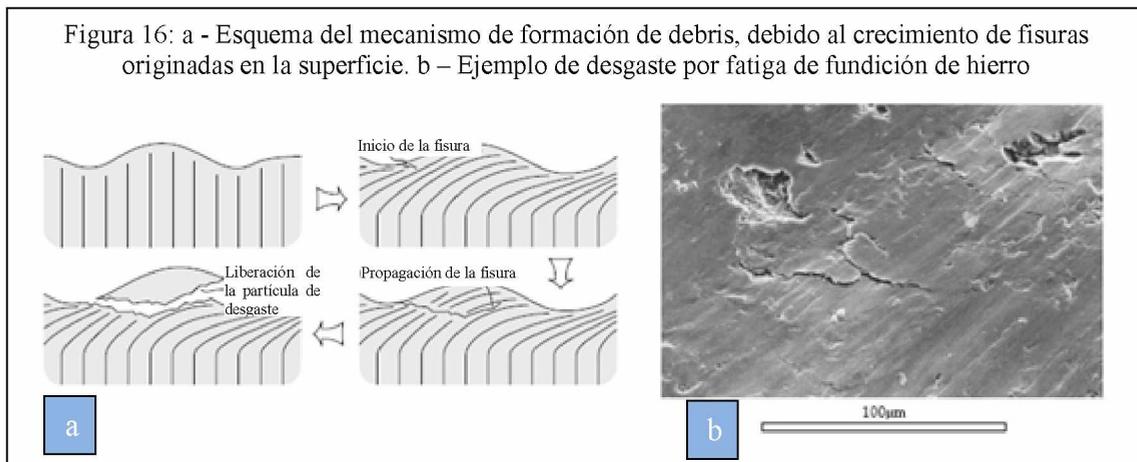
Las fisuras con frecuencia pueden observarse en micrografías de las superficies de desgaste.

El mecanismo de fisuras superficiales iniciado por desgaste por fatiga es ilustrado esquemáticamente en la *figura 15*. Una primera fisura se origina en la superficie en algún punto debilitado y se propaga a través de planos de dislocación o bordes de celdas de dislocación. Una segunda fisura puede propagarse del mecanismo primario o eventualmente

puede conectarse con alguna fisura subsuperficial existente. Cuando el desarrollo de la fisura alcanza nuevamente la superficie se libera una partícula de desgaste.

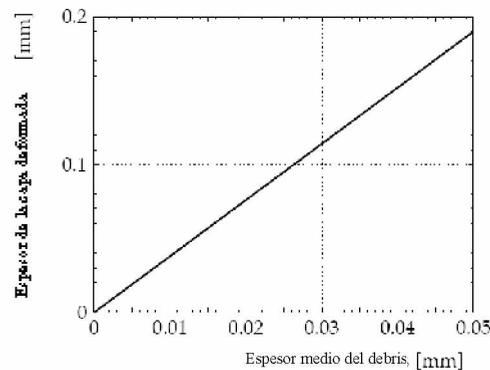


Durante el deslizamiento, los planos débiles se orientan paralelos a la superficie formándose partículas laminares, esto se debe a que las fisuras superficiales alcanzan dichos planos, como se muestra en la *figura 16*.



La evidencia acumulada indica que el desgaste por la fatiga durante el deslizamiento es consecuencia del desarrollo de grietas en la capa superficial deformada. Esto también parece estar apoyado por una proporcionalidad observada entre el grosor medio de las partículas de desgaste y el grosor de la capa de deformación como se ilustra en la *figura 17* [9].

Figura 17: Gráfica del incremento del espesor promedio del debris, a medida que se incrementa el espesor de la capa superficial deformada.



2.3.1.3.2. Fisuras subsuperficiales iniciadas por fatiga

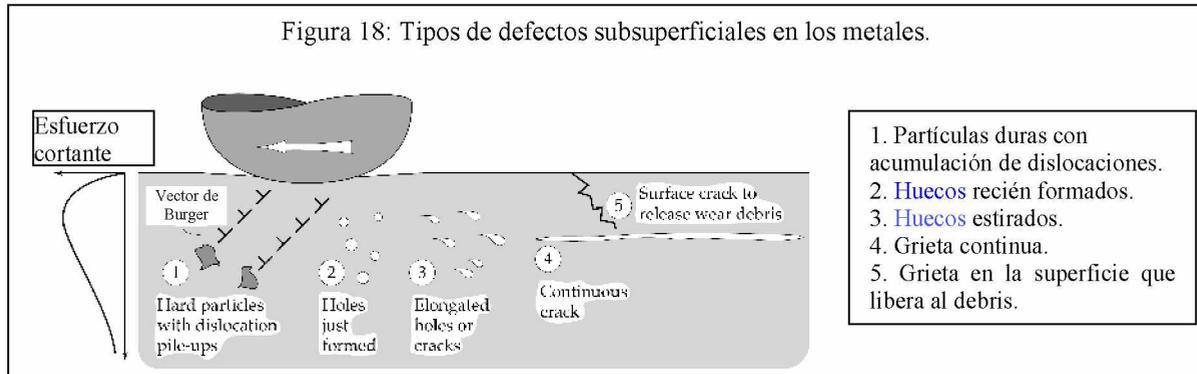
Durante el contacto deslizante entre dos cuerpos, la mayor parte de los daños causados a los materiales de cada uno de ellos se produce por debajo de las superficies deslizantes, la cual puede permanecer bastante lisa y carente de daños evidentes, mientras que unos pocos micrómetros por debajo de ella se están desarrollando procesos que pueden conducir a la formación de una partícula de desgaste [12].

Cuando dos superficies se ponen en contacto deslizante, la topografía de las asperezas en ambas superficies es rápidamente reemplazada por una superficie lisa [13], o una serie de surcos alineados en la dirección de deslizamiento [14]. Si los dos materiales de deslizamiento difieren en la dureza, el material más blando pierde sus asperezas primero, pero las asperezas de la superficie más dura también pueden eventualmente llegar a desaparecer. La deformación plástica cíclica se produce en toda el área de contacto al pasar sobre ésta las asperezas cargadas y se intensifica con las fuerzas de fricción [15]. La tensión en el material inmediatamente debajo de la superficie de desgaste puede alcanzar niveles muy altos [16], pero no contribuye directamente al crecimiento de grietas hasta que se produce un campo de compresión triaxial debajo de una aspereza en contacto [13]. Si la fisura no se puede formar en la superficie, lo hace entonces a cierta distancia por debajo de ésta, donde el campo de tensiones, es lo suficientemente intenso como para provocar un crecimiento significativo de dicha fisura.

La mayoría de los materiales de ingeniería suelen contener inclusiones y otras imperfecciones que actúan como núcleos de formación de huecos durante la deformación plástica. Estos huecos, resultado de la acumulación de dislocaciones entorno de inclusiones duras, actúan como disparadores del crecimiento de fisuras, como se muestra esquemáticamente en la *figura 18*.

El crecimiento de la fisura no se produce cercano a la superficie debido a la zona plástica alrededor de la punta, pero está confinado a un rango estrecho de profundidad, donde la tensión hidrostática o triaxial es pequeña, pero la tensión de corte es mayor [16]. Todos estos factores favorecen el crecimiento de una grieta paralela a la superficie, pero por debajo de ésta. En algún momento no especificado del crecimiento de la fisura, ésta gira hacia la superficie, liberando una partícula de muy baja relación de aspecto cuya morfología es laminar.

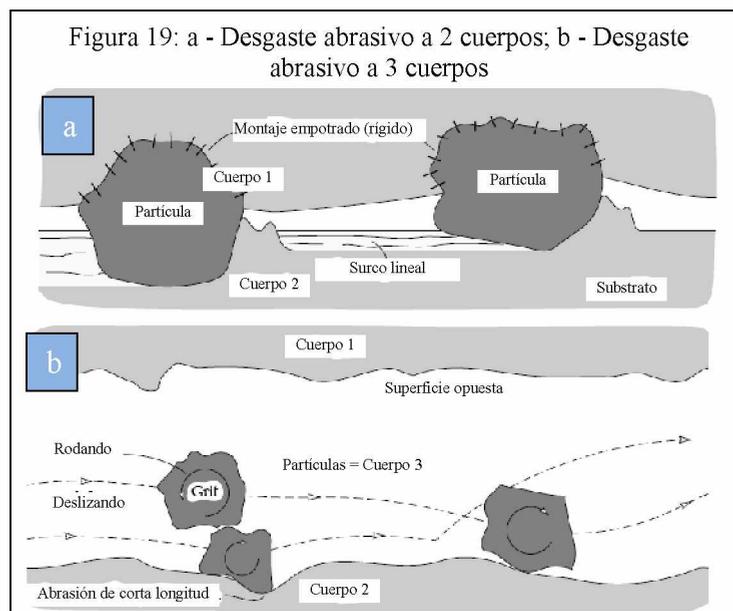
Los materiales sin inclusiones presentan menor tasa de desgaste. Por otro lado, un material rico en carburos, muestra un bajo coeficiente de fricción y da una de las más altas tasas de desgaste. La tasa de desgaste aumenta a medida que aumenta la densidad de sus inclusiones, a pesar de que el coeficiente de fricción disminuya [17].



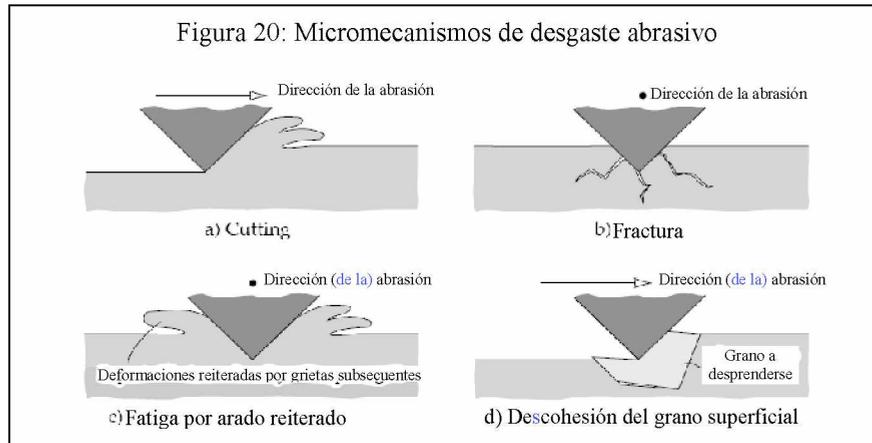
2.3.1.4. Desgaste abrasivo

El *desgaste por abrasión* es el más común en la industria y tiene lugar cuando partículas duras penetran en una superficie y arrancan material en la forma de astillas alargadas o virutas. Se produce la destrucción de la superficie por corte, rayado, y una simple o repetida deformación plástica. En el comienzo de la abrasión, una partícula abrasiva penetra en la superficie. A medida que se va produciendo el deslizamiento, la partícula cepilla o ranura la superficie produciendo un surco de longitud L , el material removido durante la generación de dicho surco es lo que se conoce como *desbrís*.

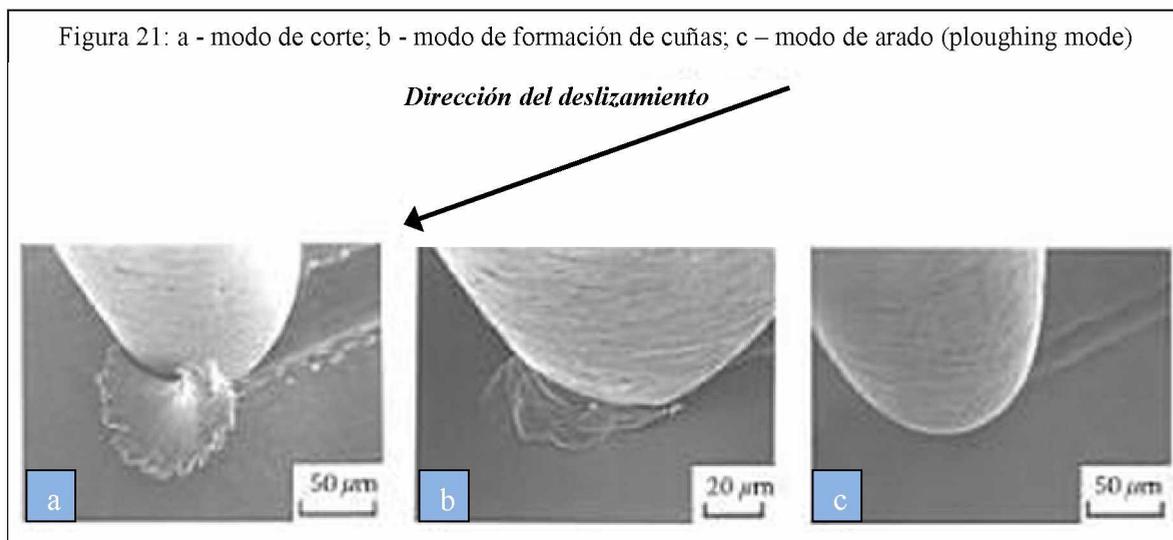
El desgaste abrasivo puede ocurrir por el rozamiento entre 2 cuerpos (*figura 19-a*, uno de los cuerpos posee rugosidades o partículas duras que actúan como partículas abrasivas) o entre 3 cuerpos (*figura 19-b*, las partículas duras son ajenas a ambas superficies y se localizan sueltas entre ellas mientras estas se encuentran en movimiento relativo, las superficies pueden ser de igual o distinta dureza).



2.3.1.4.1. Mecanismos de desgaste abrasivo (ver figura 20)

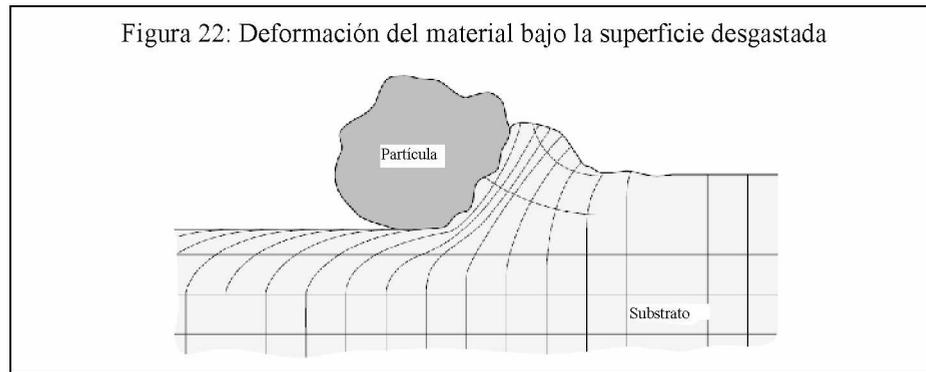


a) Corte (cutting), (figura 20-a): dentro del este mecanismo y con la utilización de microscopía electrónica de barrido (SEM), se revelaron tres submecanismos básicos generados por el paso de una aspereza: el 1° es el **mecanismo de corte** (figura 21-a), que genera un debris alargado; el 2° es el de **formación de cuña**, que crea partículas con dicha forma que se adelantan al avance de la partícula dura (figura 21-b) y el 3° es el de **arado** (ploughing) que crea un debris en forma de escamas (figura 21-c).



El mecanismo de *ploughing*, es un modo menos eficiente del mecanismo de corte.

Ya sea corte o ploughing, el material bajo la superficie que se encuentra sometido a la abrasión sufre un estado de deformación plástica considerable, como se ve en la figura 22.



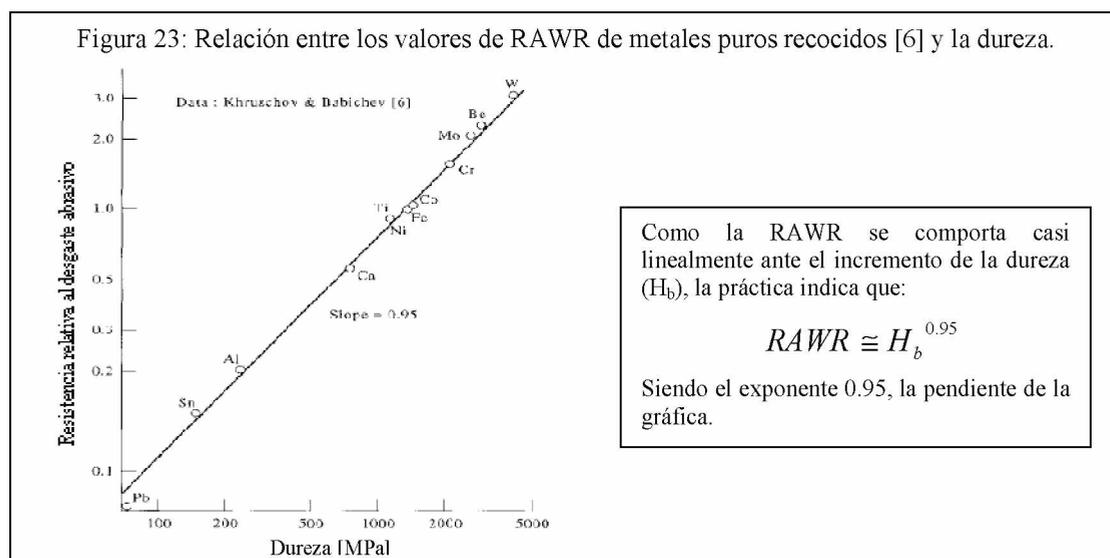
b) Fractura, (figura 20-b): La evidencia visual de desgaste abrasivo por la rotura frágil fue encontrada por el estudio de la generación de fisuras subsuperficiales causadas por un indentador penetrador con forma de punta al penetrar un sólido frágil y transparente.

c) Fatiga, (figura 20-c): Los esfuerzos repetidos causados por la deformación del área de la superficie del material por el paso de las partículas o asperezas puede causar también fatiga del material. Esto se evidencia por el desplazamiento del material hacia los costados del paso de la aspereza, observando la sección transversal al desplazamiento de los sólidos.

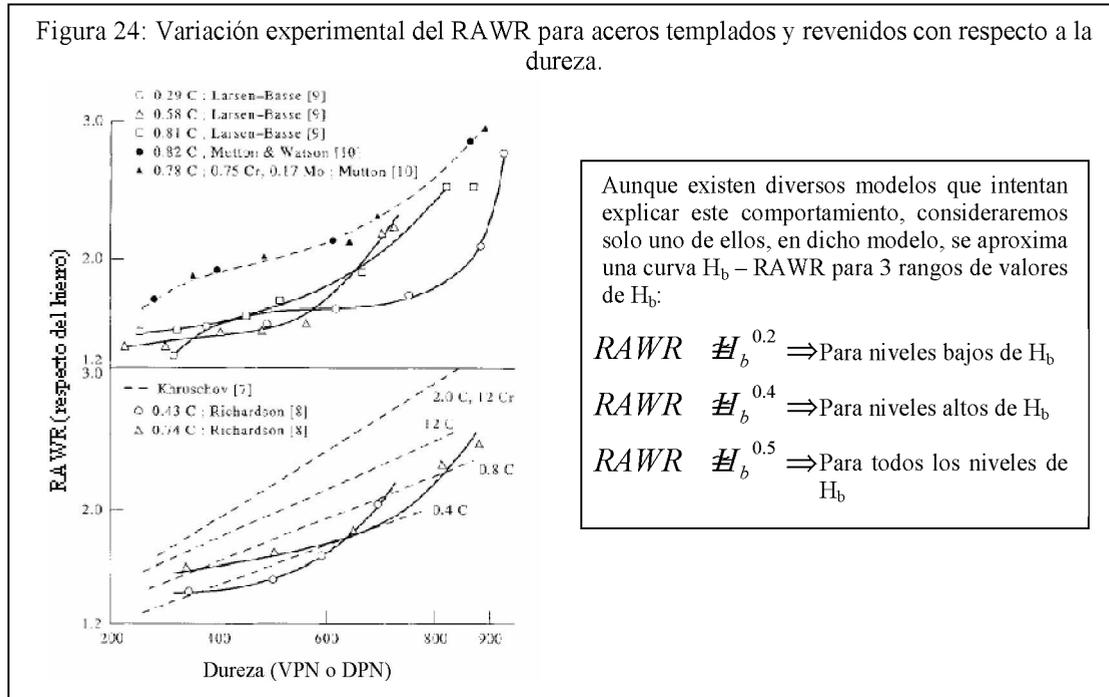
d) Descohesión de granos superficiales, (figura 20-d): Este tipo de desgaste abrasivo resulta una forma extraña de desgaste por abrasión, que puede encontrarse principalmente en cerámicas. Este mecanismo resulta ser extremadamente veloz cuando se separan los bordes de grano sostenidos por enlaces débiles y tamaños de grano elevados.

2.3.1.4.2. Resistencia al desgaste abrasivo VS Dureza

Si consideramos la RESISTENCIA RELATIVA AL DESGASTE ABRASIVO (RAWR) [6] de metales puros recocidos y la graficamos en función de su dureza (H_b) (en un gráfico con ambos ejes en escala logarítmica), ver *figura 23*, veremos que la relación entre ellas es aproximadamente lineal.



Por otro lado, el RAWR de los aceros templados y revenidos muestra una dependencia mucho menor con respecto a la dureza, como se puede observar en la *figura 24*.



2.3.1.4.3. Expresión general para el desgaste por abrasión de metales dúctiles

Lo esencial para entender el mecanismo de desgaste abrasivo es la estimación del volumen desgastado. Por ejemplo, si analizamos un modelo simplificado en el que en contacto con el abrasivo tiene una forma cónica con un ángulo θ , y el nivel de penetración de la aspereza o partícula abrasiva es d , como se muestra en la *figura 25*, el volumen desgastado a través de una distancia L puede ser estimado como:

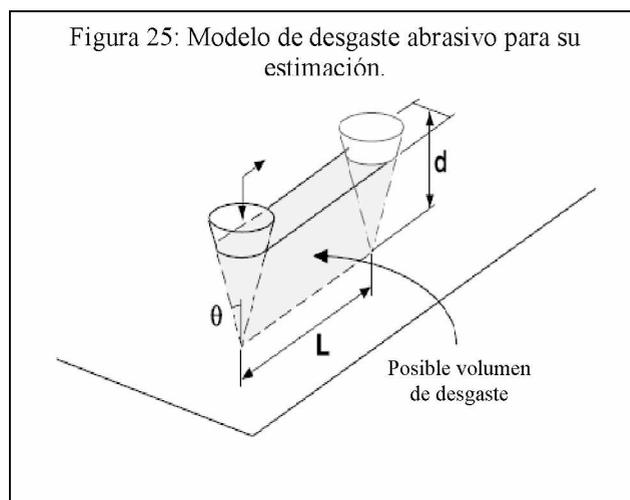
$$V_{ab} = d^2 \tan \theta L$$

Luego, como la presión normal de contacto bajo deformación plástica puede asumirse igual al valor de dureza, el *área real de contacto* (A_r) puede ser expresada además como:

$$A_r = \frac{1}{2} \pi [d \tan \theta]^2 = \frac{P}{H}$$

Siendo:

P = carga normal a la superficie de contacto [N]
H = dureza del material (con unidades de PRESIÓN NORMAL [N / cm²])



Y reemplazando en la ecuación del volumen:

$$V_{ab} = d^2 \tan \theta L = \frac{2}{\pi \tan \theta} \frac{P L}{H}$$

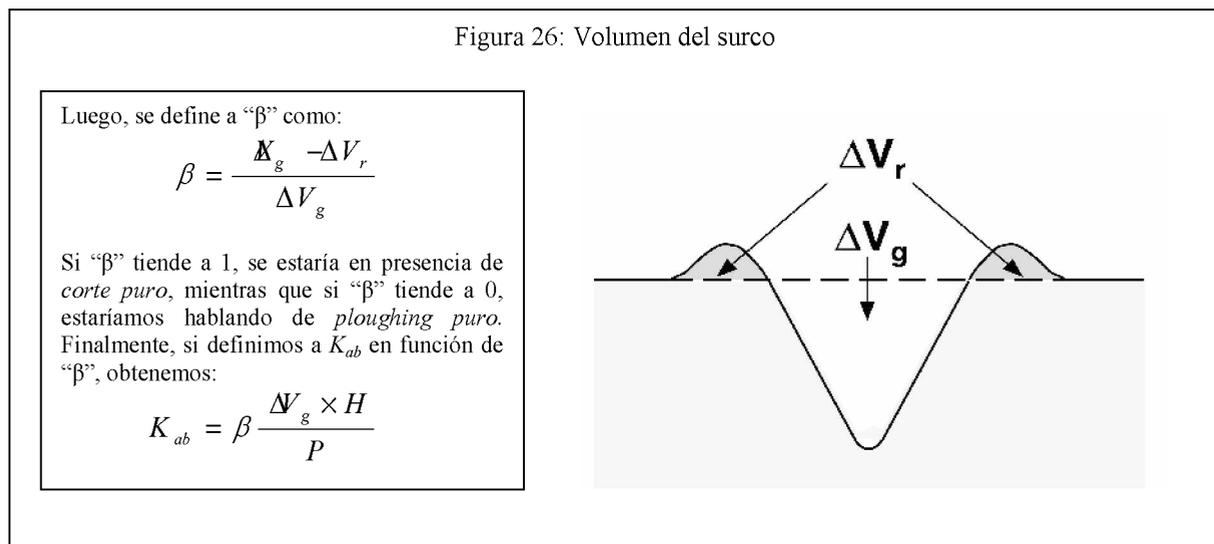
El volumen V_{ab} representa el máximo volumen posible que será extraído por una aspereza o partícula dura, considerando el mecanismo de desgaste por corte; para los otros mecanismos el volumen desgastado será menor o incluso nulo en el caso que no haya material desprendido durante el arado (*ploughing mode*). Con el fin de poder relacionar estas consideraciones, el volumen desgastado por abrasión puede expresarse como:

$$V_{ab} = K_{ab} \frac{PL}{H}$$

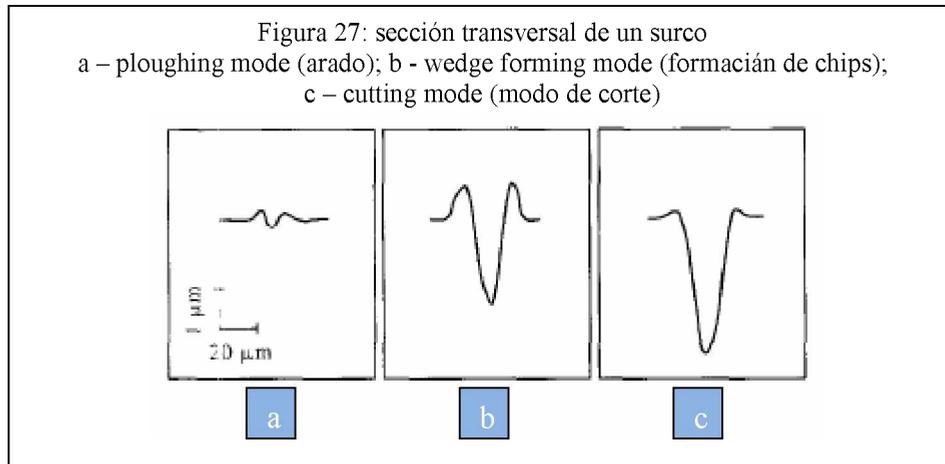
En el desgaste abrasivo de metales (Rabinowicz, 1980), el coeficiente de desgaste K_{ab} varía entre 10^4 y 10^1 , en función de las condiciones de contacto y los parámetros del material. Si comparamos el coeficiente K_{ab} con el coeficiente de desgaste adhesivo (K_{ad}), veremos que $K_{ab} \gg K_{ad}$.

2.3.1.4.4. Grado de desgaste abrasivo

En todos los modos de desgaste abrasivo, se forman surcos, partículas de desgaste y un flujo de material plástico que crea elevaciones a ambos lados del canal. Si se introduce el volumen de surco ΔV_g observado por debajo del nivel inicial y el volumen de cresta ΔV_r observado por encima del nivel inicial en ambos lados de la ranura, $(\Delta V_g - \Delta V_r)$ da como resultado el volumen desgastado en la ranura en una sola pasada de deslizamiento. Con estas descripciones, el concepto de grado de desgaste “ β ” de un surco se introduce, como se muestra en la *figura 26* y se da como sigue:



En la *figura 27*, se ilustra el perfil transversal de un surco, generado a partir de alguno los tres modos distintos de desgaste mencionados anteriormente (*cutting mode*, *ploughing mode*, *wedge forming mode*):





3. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

3.1. Introducción.

El presente trabajo se divide en dos etapas (o líneas) consecuentes:

- **LÍNEA A:** se busca analizar como varían las propiedades de distintos cordones depositados mediante soldadura semiautomática, considerando como parámetro de referencia el calor aportado a cada uno de ellos. Se evaluarán las relaciones existentes entre sus características químicas, microestructurales, geométricas y de microdureza, con el fin de hallar las condiciones de soldadura óptimas, que permitan la obtención de las propiedades mecánicas más favorables en cuanto a la resistencia al desgaste del metal depositado.
- **LÍNEA B:** a partir de nuevas soldaduras, esta vez con una y dos capas (utilizando los parámetros hallados como resultado de la **LÍNEA A**), con el propósito de estudiar la influencia del número de capas sobre la dilución, la microestructura, el tamaño de cristalita, la microdureza y la resistencia al desgaste abrasivo.

3.2. Soldadura de recargue empleando un consumible de metal depositado nanoestructurado base alpha – hierro (α – Fe).

3.2.1. Procedimiento experimental.

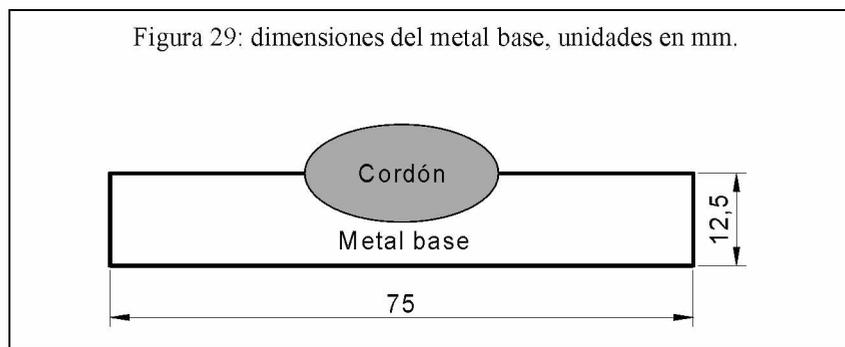
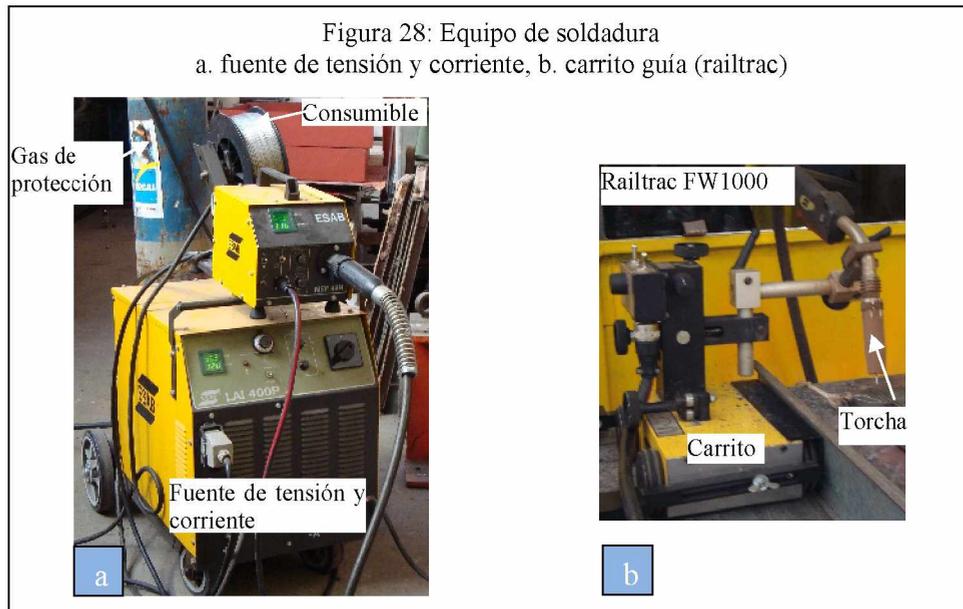
3.2.1.1. Realización de las soldaduras.

En ambos casos (tanto para la *línea A* como para la *línea B*), el proceso utilizado fue el de *soldadura por arco eléctrico semi-automática*, con *protección gaseosa* y consumible tubular del tipo *flux – cored*.

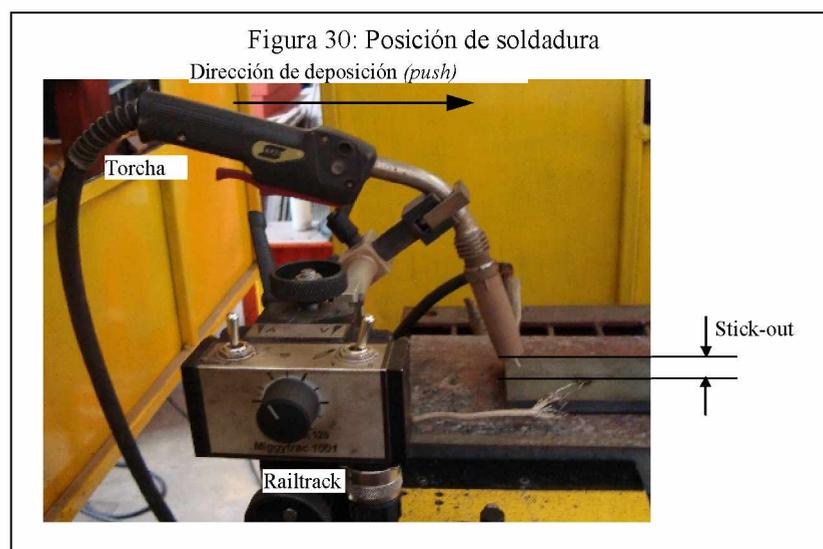
La máquina empleada se compone de una fuente de corriente continua que se encarga de la regulación automática de la tensión y corriente aplicadas al proceso, *figura 28.a*, y un dispositivo automático (carrito o railtrac) a través del cual se puede controlar la velocidad de deposición de material (velocidad de soldadura o de la torcha), *figura 28-b*.

El *metal base* utilizado fue un acero al carbono AISI 1010 de forma rectangular de 150 mm de longitud, 75 mm de ancho y 12.5 mm de espesor, y el *cordón* fue depositado en el centro de la placa (*figura 29*).

El *consumible* fue un alambre tubular de 1.6 mm de diámetro. El metal depositado estuvo compuesto por una matriz dúctil de hierro “alpha” (α) y estructuras complejas de carburos distribuidas en ella. Este material presenta una elevada dureza y se utiliza para crear superficies de gran resistencia al desgaste, sus propiedades se mantienen invariables aun hasta temperaturas cercanas a los 760 °C.



La posición de soldadura fue *bajo mano*, *empujando* la pileta líquida (*push*) y con un *stick-out* de 20 mm, figura 30.



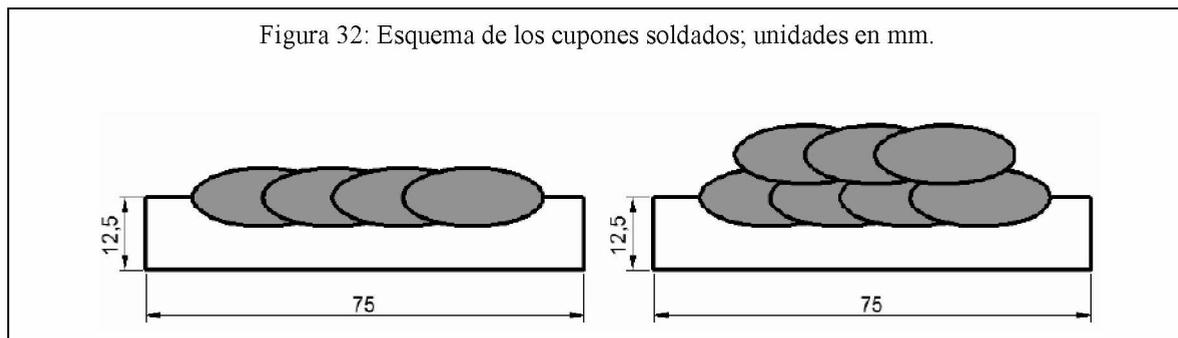
LÍNEA B:

Se soldaron 2 cupones con 1 y 2 capas, respectivamente. Los parámetros se seleccionaron en base a los resultados obtenidos en la LÍNEA A. La secuencia de soldadura fue de 4 cordones para la primera capa y de 3 cordones para la segunda, como se muestra esquemáticamente en la *figura 32* (ver parámetros en “*Tabla 2*”).

Tabla 2: Parámetros de soldadura utilizados para las probetas de desgaste.

Probeta	Nº capas	Tensión de arco [V]	Intensidad de corriente [A]	Vel. soldadura [mm/seg]	Calor aportado [kJ/kg mm]
A1	1	35	300	3	3,5
A2	2	35	300	3	3.5

Figura 32: Esquema de los cupones soldados; unidades en mm.



Se extrajeron cortes transversales de cada uno de los cupones soldados (probetas).

3.2.1.2. Análisis macroestructural.

Para el análisis metalográfico de cada una de las condiciones estudiadas se prepararon las probetas según 3 etapas y de la siguiente manera:

- **Desbaste:** se realizó con una desbastadora mecánica de disco donde se utilizaron sucesivamente papeles de lija al agua desde 220 hasta 1500 (granulometría).
- **Pulido:** se llevó a cabo mediante la utilización de una pulidora de disco, empleándose como abrasivo una suspensión acuosa de alúmina (Al_2O_3) de 0,05 micrones.
- **Ataque químico:** se efectuó una vez alcanzada la rugosidad superficial necesaria en la etapa de pulido, utilizando el reactivo *Vilella*⁵.

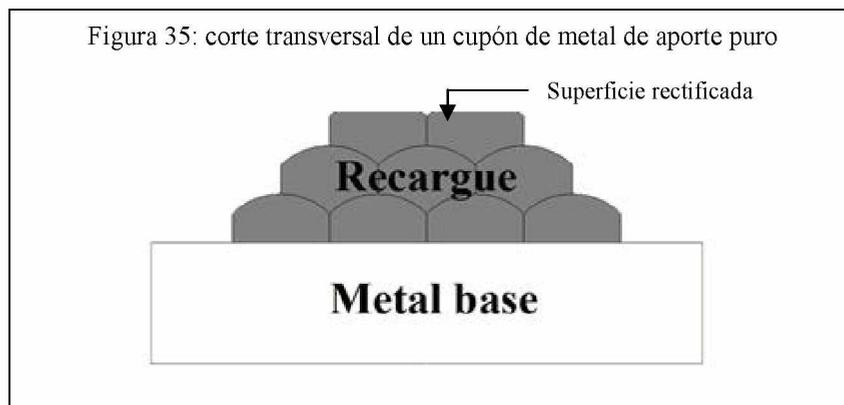
Posteriormente al ataque, se obtuvieron las imágenes micrográficas de las probetas empleando un scanner Epson de 600 dpi de resolución.

⁵ *Vilella*: Reactivo utilizado en metalografía para el revelado de microestructuras, compuesto por los siguientes elementos; 1 g ácido pícrico + 5 ml ácido clorhídrico + 100 ml alcohol etílico. [5].

A partir de dichas probetas se determinaron utilizando un software de análisis de imágenes las dimensiones del ancho, penetración y sobremonta de los cordones. Finalmente, con estos datos, se calculó el grado de dilución del metal depositado.

3.2.1.3. Determinación de la composición química del metal depositado y análisis microestructural.

Para la determinación de la composición química del depósito (sin dilución con el metal base), se elaboró un cupón de metal de aporte puro de aproximadamente 20 mm de ancho y 20 mm de profundidad (*figura 35, vista de frente*). La secuencia de soldadura del mismo fue de 3 capas con 4, 3 y 2 cordones en posición plana. Los parámetros de soldadura utilizados fueron de 300 A, 35 V y 5 mm/s de velocidad de avance.



El análisis se realizó empleando espectrometría de energías emisión [por chispa \(ES\)](#) sobre la superficie rectificada. El carbono se midió sobre la superficie de un cordón, mediante infrarrojo, según norma ASM E 1019 – 2008.

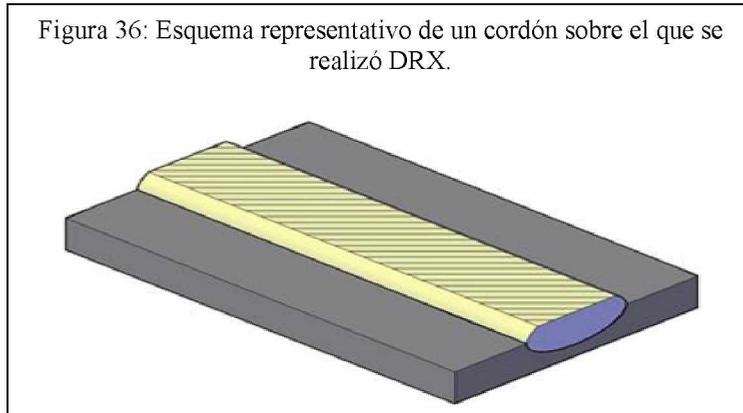
Por otro lado, tanto para la “LÍNEA A” como para la “LÍNEA B”, de cada uno de los cordones soldados, se extrajo un corte, se lo rectificó (zona rayada de la *figura 36*) y se lo empleó para:

- el cálculo de la cantidad de fases presentes en la estructura cristalina;
- la determinación del tamaño de cristalita;

Ambas determinaciones se lograron a partir de los espectros obtenidos en el ensayo de *difracción de rayos X (DRX)*. El equipo empleado fue un RIGAKU, con tubo de Cu y radiación K- α . Los barridos se realizaron desde 35° hasta 95° con una velocidad de 1° por minuto.

La caracterización microestructural se efectuó a través de microscopías óptica (LM) y electrónica de barrido (SEM). [La composición local fue medida con espectrometría de energías dispersivas de rayos X \(EDS\)](#). Para la digitalización de las imágenes se anexó sobre el ocular del equipo óptico una cámara digital Sony de 12 megapíxeles de resolución. En todos los casos se realizó el escalado de las imágenes mediante el uso de patrones digitalizados.

Figura 36: Esquema representativo de un cordón sobre el que se realizó DRX.



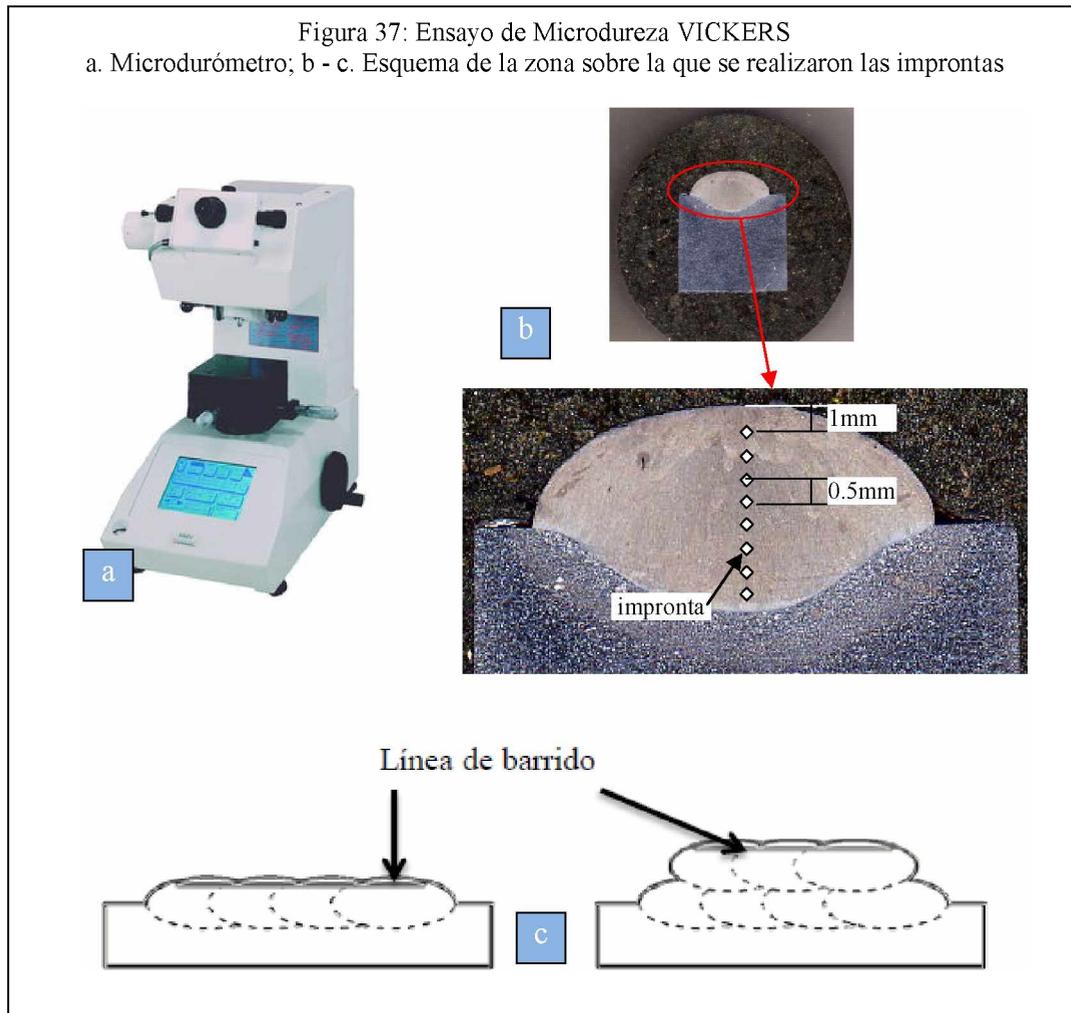
3.2.1.4. Ensayo de Microdureza

Se realizaron sobre las distintas condiciones soldadas, ensayos de *microdureza Vickers*. Se utilizó un microdurómetro digital marca Shimadzu, modelo HMV-2 (*figura 37a*). Para la calibración del mismo se empleó un bloque patrón standard. La carga aplicada durante el ensayo fue de 1 kg para la *LÍNEA A* (microdureza *HV1*) y de 2 kg para la *LÍNEA B* (microdureza *HV2*).

LÍNEA A: Se efectuó un barrido vertical a lo largo del eje transversal del cordón, separado 1 mm de la superficie exterior del mismo y aproximadamente 0.5 mm entre improntas (*figura 37b*).

LÍNEA B: Se efectuó un barrido horizontal a lo largo del eje longitudinal de la capa superior, separado 1 mm de la superficie exterior del mismo y 1 mm entre improntas (*figura 37c*).

En ambos casos, con los datos obtenidos de cada ensayo, se realizó un promedio para obtener un valor de microdureza representativo de cada probeta.



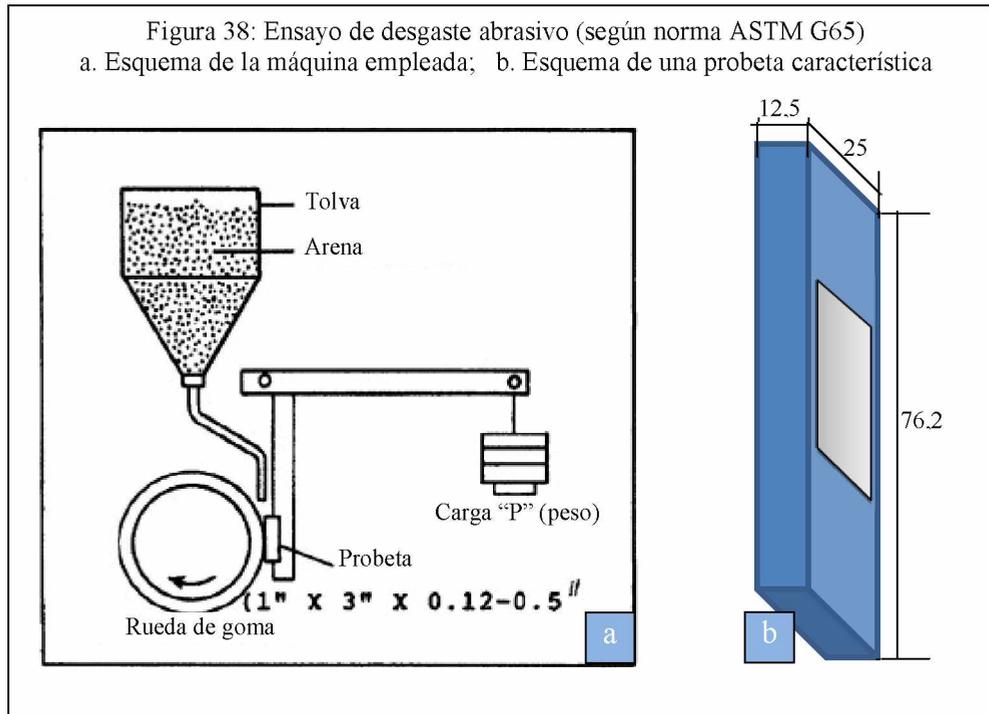
3.2.1.5. Ensayo de desgaste

Se efectuaron ensayos de desgaste abrasivo según la Norma ASTM G 65 [18] con el fin de caracterizar las condiciones soldadas (con 1 y 2 capas de metal depositado).

El dispositivo empleado para los ensayos, se describe en la *figura 38*.

El ensayo consiste básicamente en colocar la probeta contra una rueda de goma que gira a velocidad constante (en este caso, 200 rpm). Se sujeta del brazo de palanca, que es solidario a la probeta a ensayar, una carga “P” (definida por la norma), en nuestro caso utilizamos 130N.

Dicha carga genera un momento, que se transmite hacia la probeta y la presiona contra la rueda de goma. Cuando la máquina se pone en funcionamiento, se deja fluir entre la probeta y la rueda, una corriente de arena (de granulometría específica y un caudal de 320 gr/min) que actúa como elemento abrasivo y desgasta a la pieza en ensayo.



El parámetro que se utiliza como patrón de desgaste es el peso inicial de la probeta (antes de iniciar el ensayo).

En nuestro caso, luego de medir el peso inicial, se inició el ensayo y se midieron las pérdidas parciales de peso según la siguiente metodología:

- Luego de 10 minutos de ensayo, se detuvo el mismo y se midió la pérdida de peso de la probeta.
- Se reinició el ensayo durante otros 10 minutos, se detuvo y se monitoreó el peso.
- Finalmente, se reinició por última vez el ensayo, y luego de 10 minutos, se detuvo y se monitoreó el peso final.

Se documentaron los pesos de cada probeta en cada interrupción del ensayo y al finalizar el mismo (previa limpieza de la probeta con ultrasonido).

3.2.2. RESULTADOS

En la **LÍNEA A**, se analizaron distintas condiciones de soldadura para encontrar los parámetros de proceso con los que se obtienen las mejores propiedades del metal depositado.

En la **LÍNEA B**, se analizaron los efectos sobre las propiedades mecánicas (obtenidas a partir de los parámetros encontrados en la LÍNEA A) que se producen al depositar alternativamente, una o dos capas de soldadura.

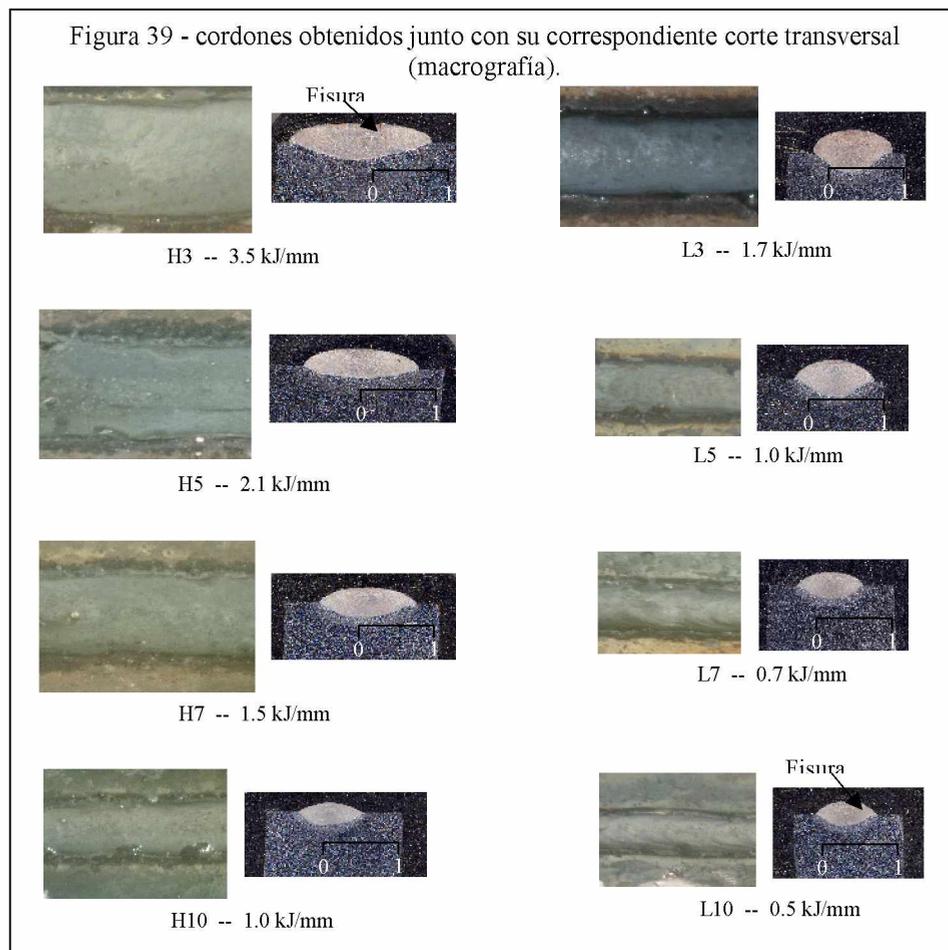
3.2.2.1. LÍNEA A: Obtención de los parámetros óptimos de soldadura.

3.2.2.1.1. Inspección visual de los cordones.

En la *figura 39* puede observarse el aspecto superficial de cada uno de los cordones soldados en función de los parámetros mencionados en la *tabla 1*. Junto con cada cordón, se muestra su correspondiente macrografía (la escala sobre ésta se encuentra en “cm”).

En todos los cordones soldados se observaron bajos niveles de salpicaduras y escoria. Además, estos presentaron una buena terminación superficial a pesar de algunas fisuras transversales. Se obtuvieron 2 juegos de probetas, H7-L3 y H10-L5 con igual calor aportado a diferentes parámetros operativos.

En las probetas no se observaron defectos macroscópicos (poros, inclusiones, etc).



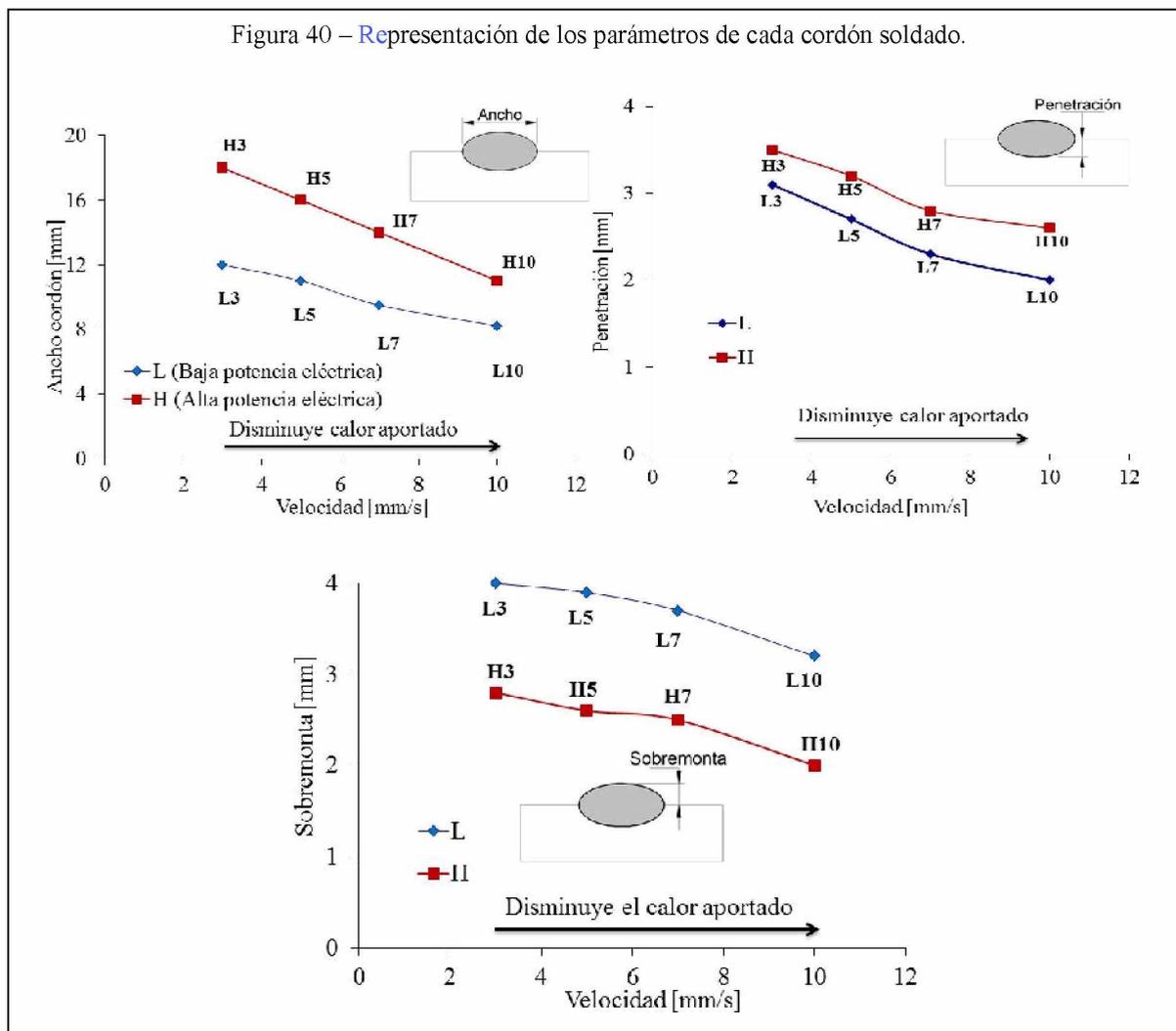
3.2.2.1.2. Análisis dimensional de los cordones

En la *tabla 3*, se muestran las medidas de los parámetros geométricos principales (ancho, penetración y sobremonta) de cada uno de los cordones soldados.

Tabla 3: Dimensiones geométricas de cada cordon.

Probetas	L3	L5	L7	L10	H3	H5	H7	H10
Velocidad de avance	3,0	5,0	7,0	10,0	3,0	5,0	7,0	10,0
Calor Aportado	1,7	1,0	0,7	0,5	3,5	2,1	1,5	1,0
Ancho de cordón	12,0	11,0	9,5	8,2	18,0	16,0	14,0	11,0
Penetración	3,1	2,7	2,3	2,0	3,5	3,2	2,8	2,6
Sobremonta	4,0	3,9	3,7	3,2	2,8	2,6	2,5	2,0

En la *figura 40* se representaron las dimensiones mencionadas en la *tabla 2* con el fin de poder observar mejor la evolución del ancho del cordón, la penetración y la sobremonta en función de la velocidad de soldadura, separadas de acuerdo a las dos series L y H.





Como puede verse, la geometría del cordón resultó fuertemente afectada por los parámetros de proceso empleados.

Se observa que el ancho de cordón se redujo para ambas series, L y H. Esto se debe en parte al incremento de la velocidad de soldadura y en parte a la disminución de la potencia eléctrica aportada durante el proceso.

Respecto de la sobremonta, se puede ver que ésta fue mayor para las probetas soldadas con menor potencia eléctrica. Esto estaría asociado a que un aumento de la tensión produjo un aplanamiento del cordón (cordón más ancho y profundo) y por ende una disminución en la sobremonta. La velocidad modificó levemente la altura del cordón y esto estaría relacionado con el menor material de aporte.

Para las condiciones con igual aporte térmico (L3 = H7 = 1,5kJ/mm y L5 = H10 = 1,0 kJ/mm) la geometría del cordón presenta variaciones. En el caso de $Q = 1,5 \text{ kJ/mm}$, la probeta L3 muestra un ancho significativamente menor, con una penetración levemente mayor y una sobremonta muy superior a la de la probeta soldada con alto calor aportado (H7). En cuanto al caso de 1kJ/mm, en la probeta L5, la sobremonta fue del doble que la de la muestra H10, con ancho y penetración similares.

Estas consideraciones ponen de manifiesto que la geometría del cordón depositado no queda definida por el aporte térmico, sino que las variables que definen dicho aporte deben ser consideradas independientemente. Este aspecto es especialmente relevante en el caso de soldadura de recargue dado que los aspectos geométricos del depósito pueden afectar a la dilución y la superficie cubierta, que son cuestiones que definen la cantidad de capas requeridas y en definitiva aspectos de la calidad y los costos de un recubrimiento determinado.

En base a las geometrías de los cordones se calculó la dilución volumétrica de cada muestra mediante un software de análisis de imágenes. En la *tabla 4* se presentan los resultados.

Tabla 4: Dilución volumétrica para las distintas condiciones soldadas.

	L3	L5	L7	L10	H3	H5	H7	H10
% Dilución	35	34	32	30	38	36	36	35

Como se observa, el porcentaje de dilución varió entre 38 y 30 % para las distintas condiciones de soldadura. Si se considera que el aporte térmico fue variado en un factor $B=7$ (según *ecuación 1*), el efecto de dicha variación sobre la dilución puede considerarse bajo. Si bien las variaciones son pequeñas, las muestras soldadas con mayor potencia eléctrica mostraron los mayores valores de dilución. Esto estaría relacionado con la mayor corriente aplicada que produjo mayor penetración. Además, se observó que el incremento de la velocidad de soldadura produjo una disminución de la dilución, lo que de forma similar, estaría asociado a la disminución de la penetración con la velocidad de soldadura. Asimismo, puede verse que para las condiciones con mismo aporte térmico (L3-H7 y L5-H10) no se observó variación considerable de la dilución.

Ecuación 1: Calculo del factor "B" (relación entre calores aportados).

$$B = \frac{\text{maximo calor aportado} \left[\frac{\text{kJ}}{\text{mm}} \right]}{\text{minimo calor aportado} \left[\frac{\text{kJ}}{\text{mm}} \right]}$$

3.2.2.1.3. Análisis de la composición química.

En la *tabla 5* se muestran los resultados del análisis de composición química.

Tabla 5: composición química del metal depositado (% en peso).

<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Nb</i>	<i>B</i>
0,99%	0,22%	1,02%	16,80%	4,60%	4,60%

Se puede ver que el material presenta una gran cantidad de elementos de aleación que forman el sistema aleado Fe-(Nb, Cr)-(C, B).

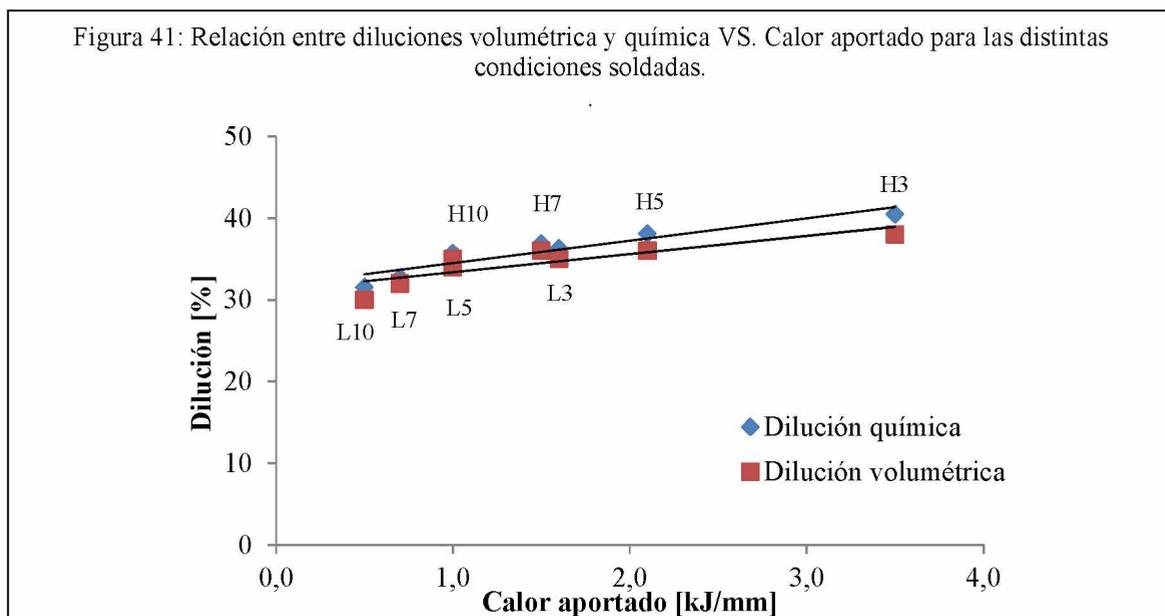
Se realizaron mediciones de composición química con EDS a 1mm desde la superficie y a 1mm desde la línea de fusión. No se encontraron diferencias significativas entre ambos valores (<5%) por lo que se puede considerar que la composición química dentro del cordón es homogénea.

Sobre cada uno de los cordones soldados se realizaron mediciones de Cr y Nb (resultados en *tabla 6*). Se observa que el aumento de la velocidad de soldadura produjo un aumento del porcentaje de estos elementos. Esto estaría relacionado con el nivel de dilución del cordón con el metal base [2].

Tabla 6: Contenido de “Cr” y “Nb” (% en peso).

<i>Probeta</i>	<i>L3</i>	<i>L5</i>	<i>L7</i>	<i>L10</i>	<i>H3</i>	<i>H5</i>	<i>H7</i>	<i>H10</i>
Calor aportado [kJ/mm]	1,6	1,0	0,7	0,5	3,5	2,1	1,5	1,0
Cr	10,7	10,8	11,3	11,5	10,0	10,4	10,6	10,9
Nb	3,4	3,5	3,6	3,9	3,3	3,5	3,5	3,6

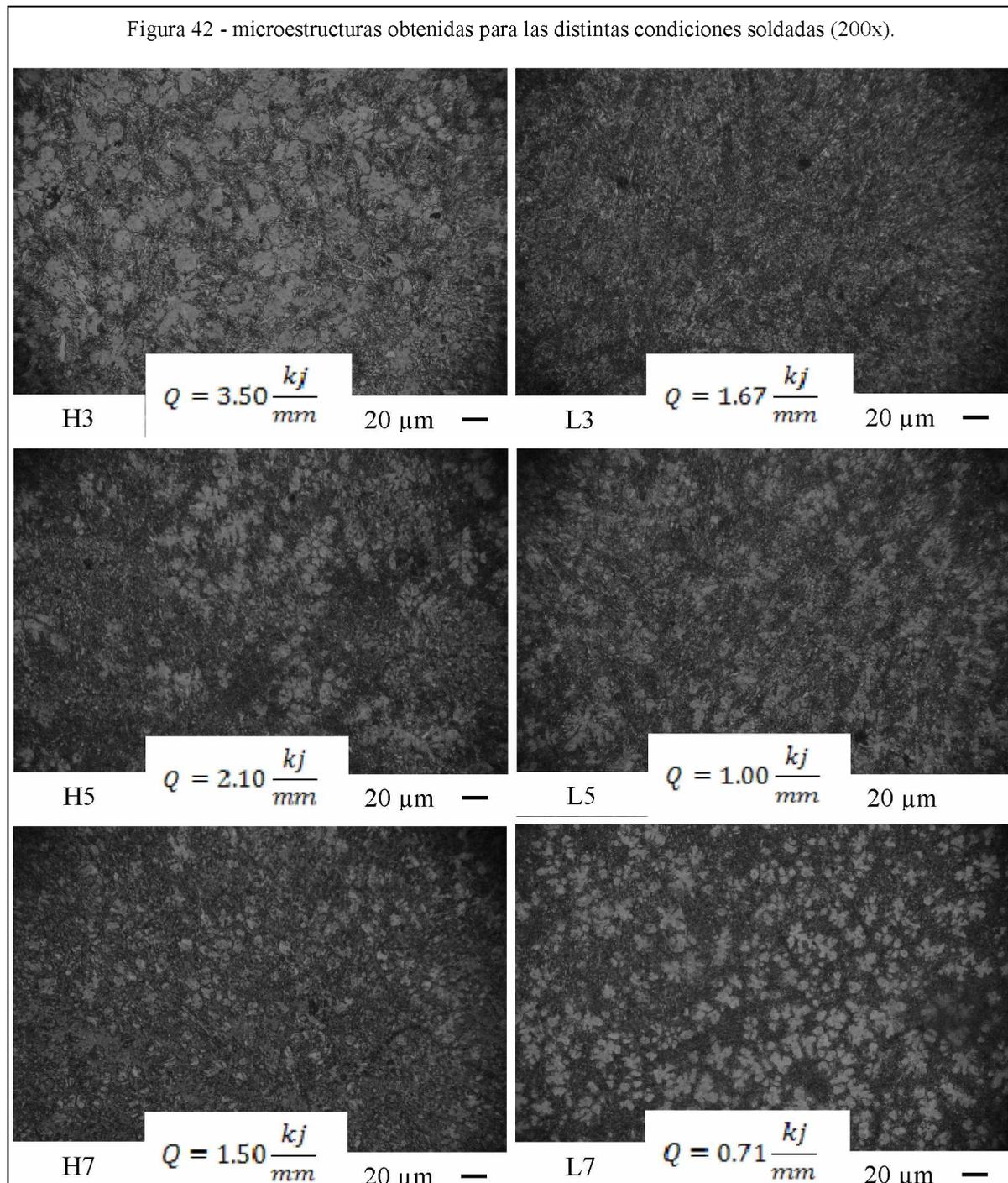
A partir de los datos obtenidos de la composición del metal de aporte puro y de los cordones soldados, se calcularon los valores promedios de dilución química de cada probeta.

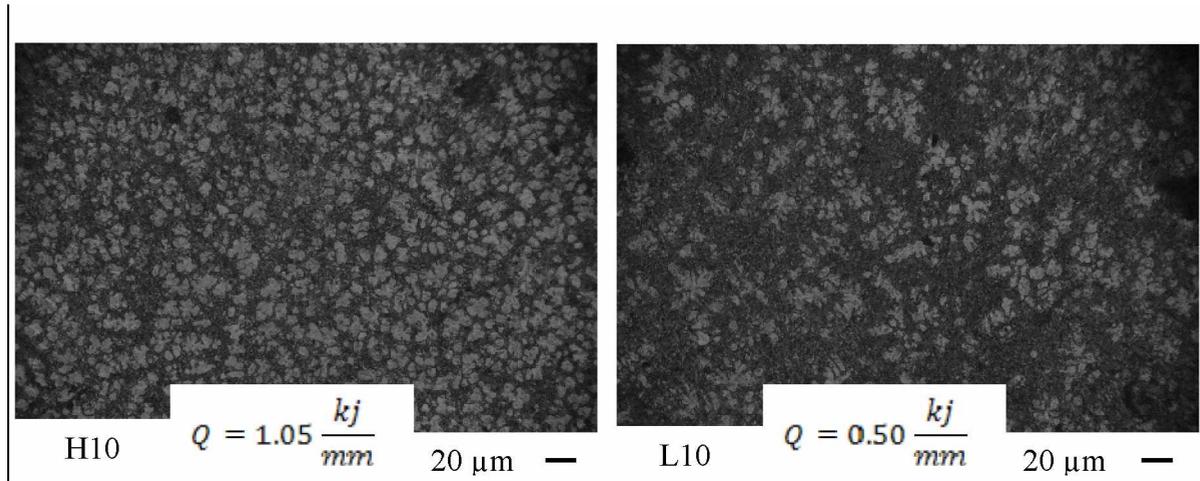


En la *figura 41*, se evidencia que existe una leve diferencia entre la dilución química y la volumétrica para un mismo valor de calor aportado. Esto podría deberse al error del método y al potencial de oxidación en el arco eléctrico que reduciría el nivel de elementos de aleación [13]. Se puede observar además que al aumentar el calor aportado, se incrementa la dilución. Esto es consistente con lo observado en los gráficos de penetración y análisis geométrico.

3.2.2.1.4. Análisis de la microestructura.

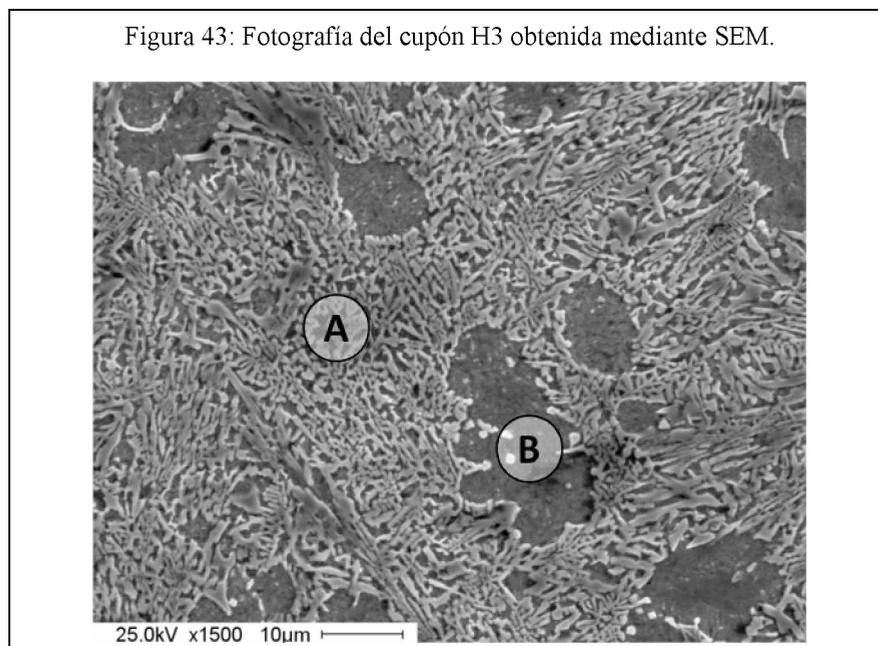
Luego del pulido a espejo y atacado químico de las probetas, se observaron las microestructuras reveladas utilizando un microscopio óptico (*figura 42*).





La microestructura estuvo formada en su mayoría por una matriz de α -Fe, se observó un patrón de segregación del tipo dendrítico, que se afina a medida que disminuye el aporte térmico (*figura 43*). Se distinguen además dos zonas: una rica en elementos de aleación de forma laminar, que también se afina al disminuir el aporte térmico, con 13% Cr y 2% Nb, (zona interdendrítica A) y otra de menores contenidos de aleación (zona B, 7% Cr y 1% Nb). Estas observaciones son consistentes con lo reportado para este tipo de materiales [10,12].

Figura 43: Fotografía del cupón H3 obtenida mediante SEM.

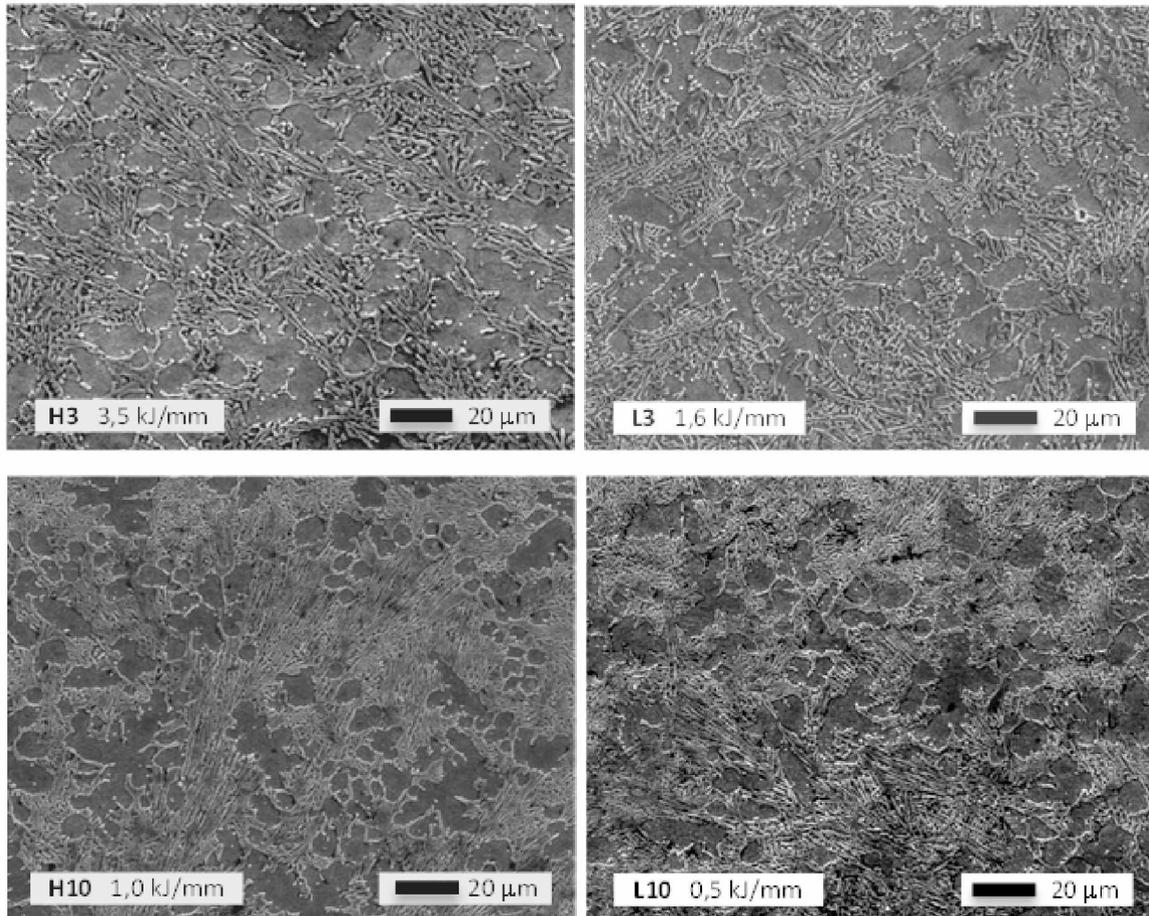


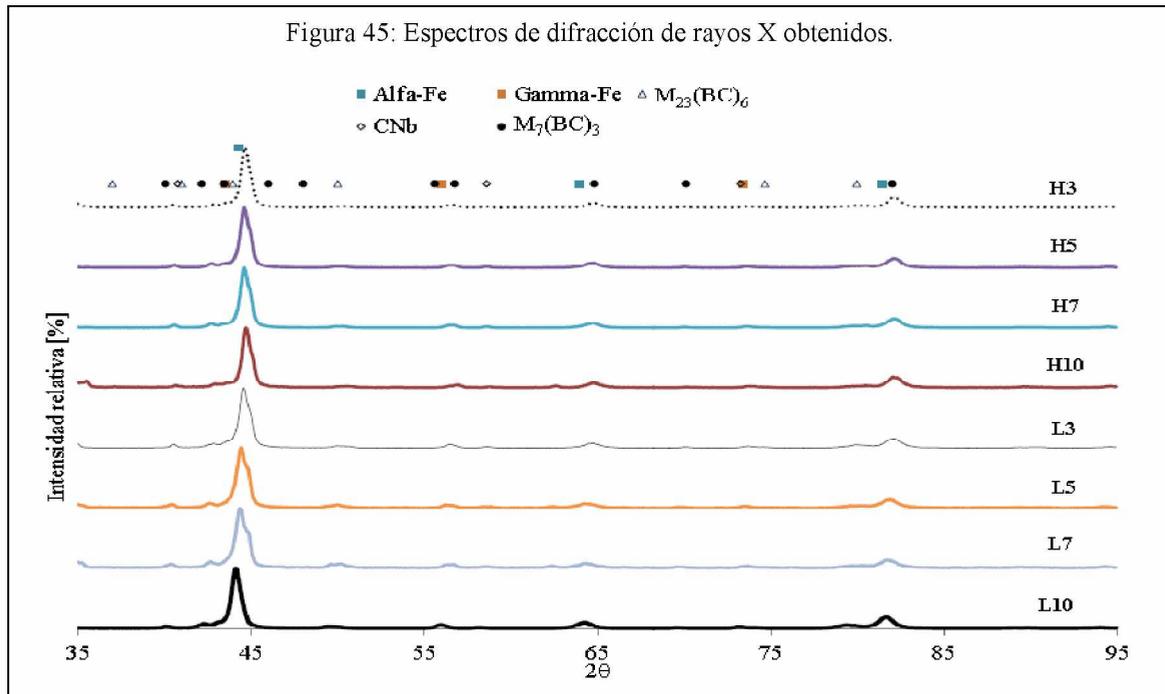
En la *figura 44* se muestran imágenes captadas mediante SEM de algunas de las probetas soldadas. Se observó que el aumento del calor aportado produjo un patrón de segregación más fino y una disminución del tamaño de las láminas.

A partir de los resultados obtenidos en el ensayo de difracción de rayos X, se encontró que la estructura estuvo formada principalmente por α -Fe (56% [H3] a 49% [L10]) y carboboruros ($M_7(BC)_3$, $M_{23}(BC)_6$) (38% [H3] a 44% [L10]), detectándose también la presencia de una baja fracción de γ -Fe y carburo de niobio (NbC) (menor al 1%) [11].

El tamaño de grano calculado a partir de los espectros de DRX (*figura 45*) fue de 105 nm para L10 (0,5 kJ/mm) y 130 nm para H10 (3,5 kJ/mm). Estas variaciones estarían relacionadas con el porcentaje total de elementos de aleación [12], que disminuye con el aumento del calor aportado y la menor velocidad de enfriamiento asociada a un mayor aporte térmico, lo que podría afectar el crecimiento de la *crystalita*.

Figura 44: Fotografías SEM de las probetas con mayor y menor aporte térmico.





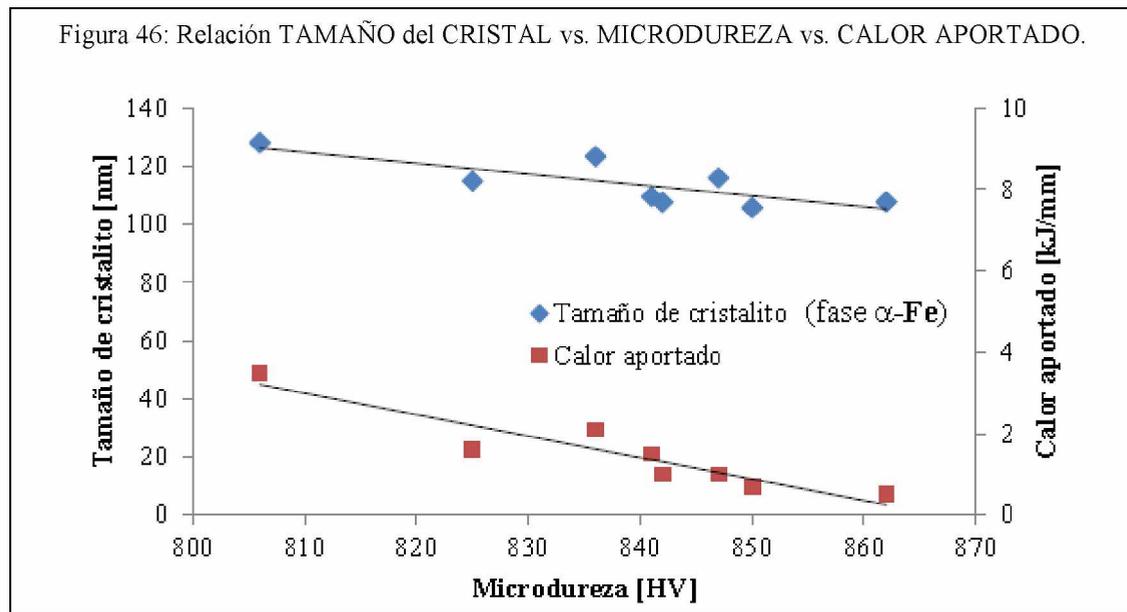
3.2.2.1.5. Ensayo de microdureza.

Tabla 7: Resultados del ensayo de microdureza (HV1).

Probeta	L3	L5	L7	L10	H3	H5	H7	H10
Calor aportado [kJ/mm]	1,7	1	0,7	0,5	3,5	2,1	1,5	1
Dilución [%]	35	34	32	30	38	36	36	35
Dureza [HV1]	838	842	850	862	806	836	841	847

En la *figura 46* se ha establecido una relación entre el tamaño de grano de la estructura, el calor aportado y la microdureza (*tabla 7*) de cada una de las condiciones soldadas.

Para las probetas con calor aportado similar (L5 – H10 y L3 – H7), los valores de microdureza se mantuvieron equivalentes. Se observó un incremento de la microdureza al disminuir el calor aportado, lo que podría estar asociado al menor tamaño de **crystalita** y al mayor contenido de elementos aleantes en solución, producto de la menor dilución. Por otro lado, como se mencionó anteriormente, con la disminución del aporte térmico, se observó además una disminución del tamaño de grano de la matriz α – Fe y la disminución de la dilución, con el correspondiente aumento de la concentración de elementos aleantes, lo que podría explicar el incremento de la dureza observado.



De acuerdo a lo expuesto hasta el momento, se puede concluir que los parámetros más adecuados para emplear en el proceso de recargue, son aquellos que proporcionaron el mayor calor aportado durante la soldadura (3,5 kJ/mm). Esto se logró mediante la aplicación de una alta potencia eléctrica (35V; 300A) y una baja velocidad de avance de la torcha (3 mm/seg).

Es interesante observar, que la condición de mayor calor aportado es la que produjo el mayor recargue con una leve pérdida de microdureza, por lo cual se seleccionará dicha condición para el posterior estudio de dilución en función del número de capas.

3.2.2.2. LÍNEA B: Ensayo de desgaste sobre cupones con 1 y 2 capas de soldadura.

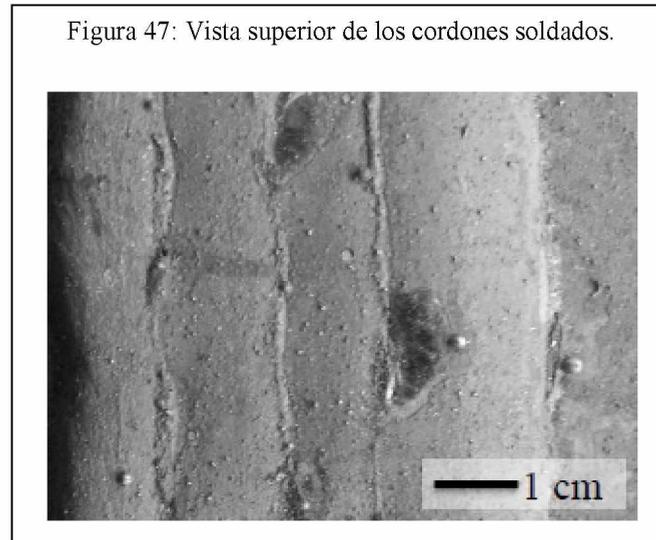
3.2.2.2.1. Realización de las soldaduras.

Los parámetros de soldadura empleados en ésta etapa se obtuvieron a partir de las conclusiones extraídas de la LINEA A y pueden observarse en la *tabla 2* de la *página 32*.

Como se observa en la *figura 49*, la única diferencia entre ambos cupones, es la cantidad de capas aplicadas sobre el metal base. De éste modo, nos aseguramos de que la variación entre las propiedades mecánicas obtenidas entre uno y otro caso (si es que existen), sólo podrían haber sido generadas por la diferente cantidad de capas soldadas.

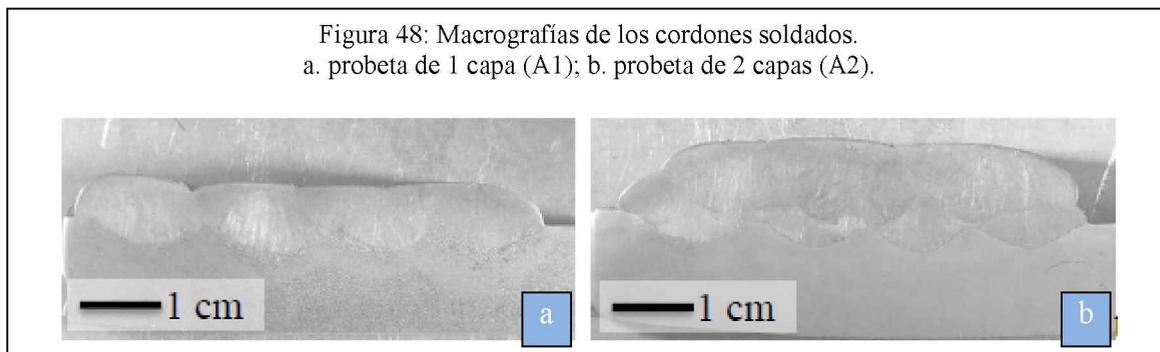
3.2.2.2.2. Inspección visual.

En la *figura 47* se puede observar el aspecto superficial de los cordones depositados para la primera capa.



Se observó que en ambas probetas soldadas los niveles de salpicaduras y de generación de escoria fueron bajos. Además, los cordones presentaron una buena terminación superficial.

En la *figura 48* se muestran las fotomicrografías de los diferentes cortes transversales de los cupones. Se puede ver tanto el metal base como el depósito, observándose la ausencia de defectos macroscópicos, como poros e inclusiones.

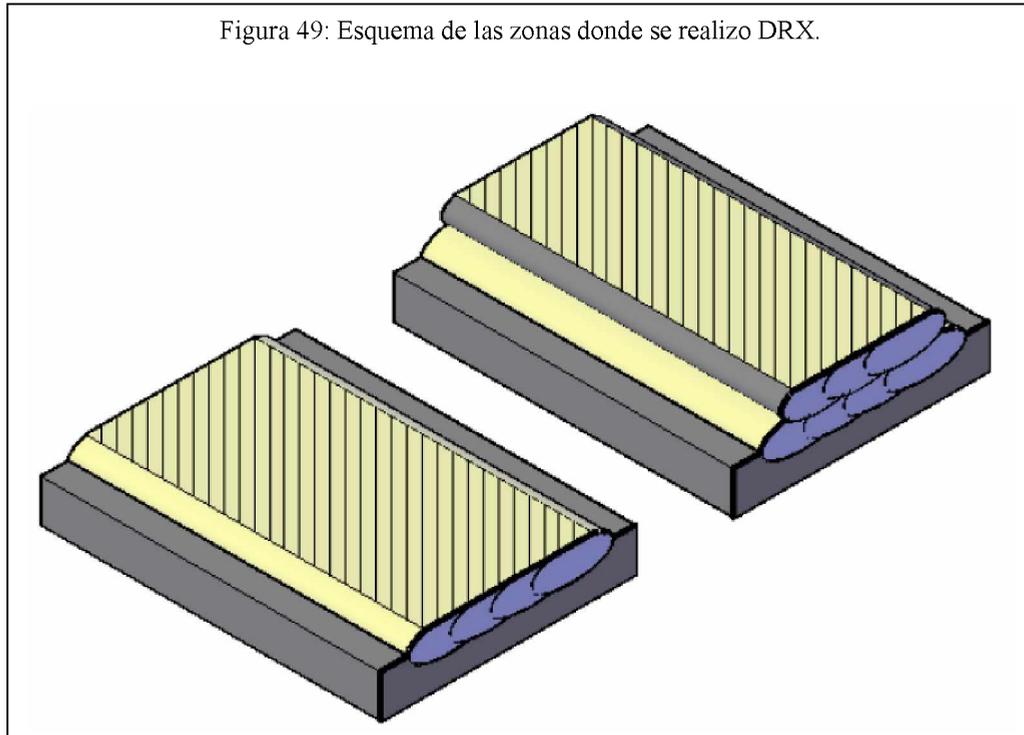


En base a las geometrías de los cordones se calculó la dilución volumétrica de cada muestra mediante software de análisis de imágenes. La primera capa presentó una dilución del 31% y la segunda del 16%.

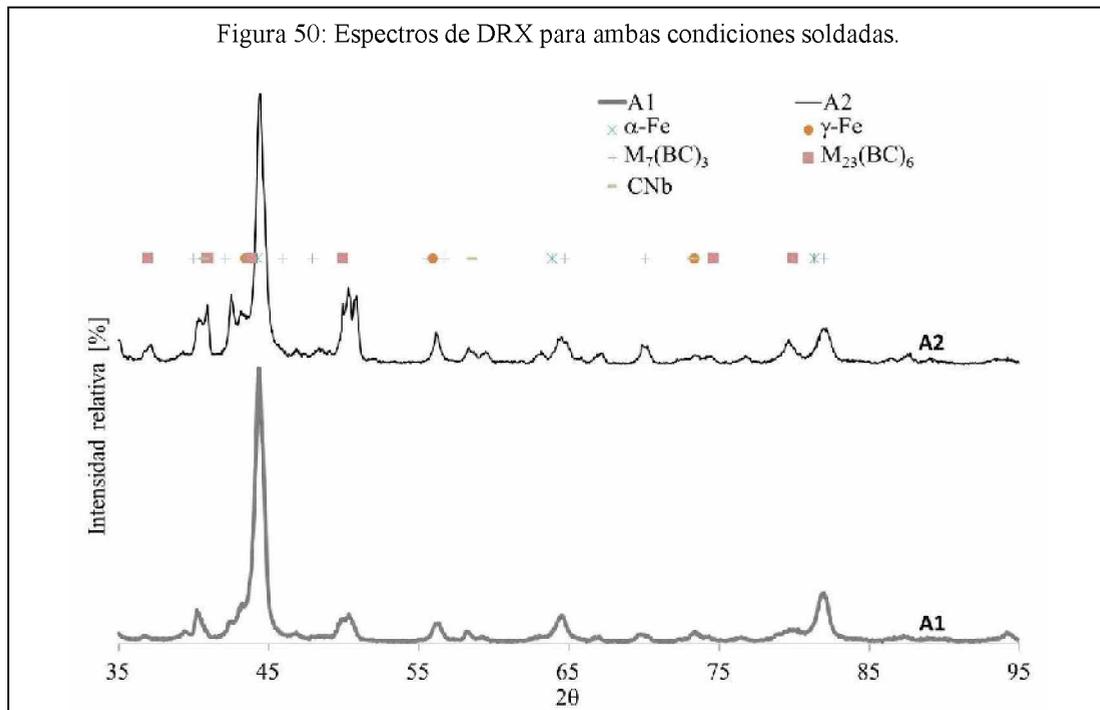
3.2.2.2.3. Caracterización química y microestructural.

La composición química del metal depositado puede observarse en la *Tabla 4* (pág. 39).

En la *figura 49*, se esquematizan las probetas ya mecanizadas utilizadas para el análisis por difracción de rayos X (DRX).



En la *figura 50* se muestran los espectros de DRX obtenidos para ambas condiciones.



Puede verse que la microestructura estuvo formada principalmente por α -Fe, detectándose también la presencia de una baja fracción de γ -Fe y carboboruros metálicos ($M_7(BC)_3$, $M_{23}(BC)_6$) y carburos de niobio (NbC). El tamaño de cristalita medido en base a los espectros [El tamaño de cristalita](#) fue de 110 nm para A1 y de 134 nm para A2. Estas variaciones podrían estar relacionadas con el porcentaje total de precipitados, lo que podría afectar la distribución de los elementos de aleación [19] y por ende el tamaño de cristalita.

En la *tabla 8* se muestra el porcentaje de las fases presentes en cada probeta. Los valores fueron calculados utilizando los espectros de DRX y un software de análisis de fases [20].

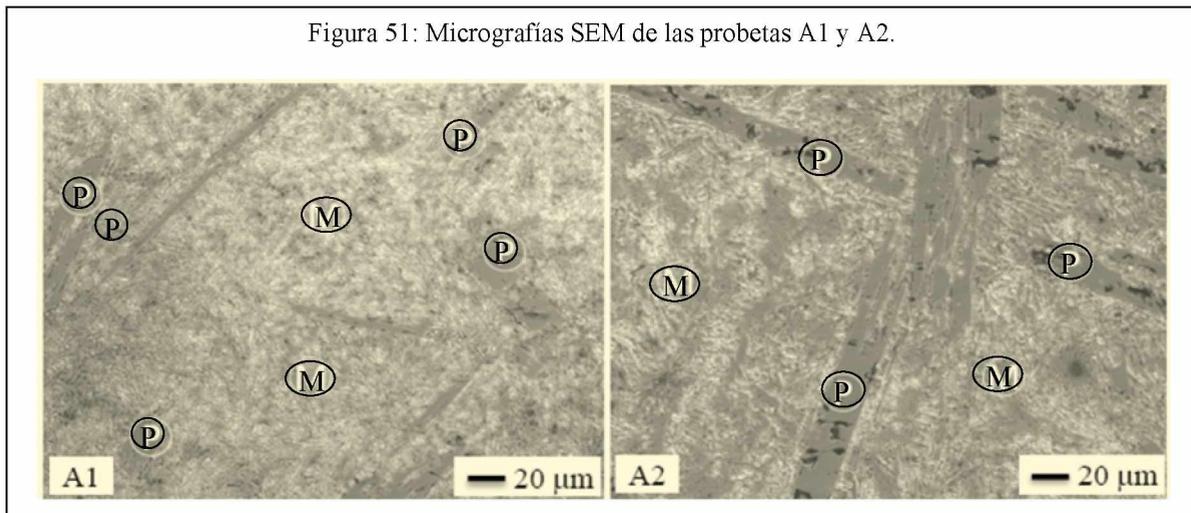
Tabla 8: Cuantificación de fases en cada probeta.

Probeta	α -Fe [%]	γ -Fe [%]	$M_{23}(BC)_6$ [%]	$M_7(BC)_3$ [%]	NbC [%]
A1	61	5	15	18	1
A2	46	6	20	26	2

De la tabla anterior, se puede observar que la probeta soldada con dos capas presentó un aumento en la cantidad de precipitados. Este hecho estaría relacionado con el menor efecto de dilución, produciendo un material más rico en elementos aleantes, lo que favorecería la formación de los carburos [19, 21].

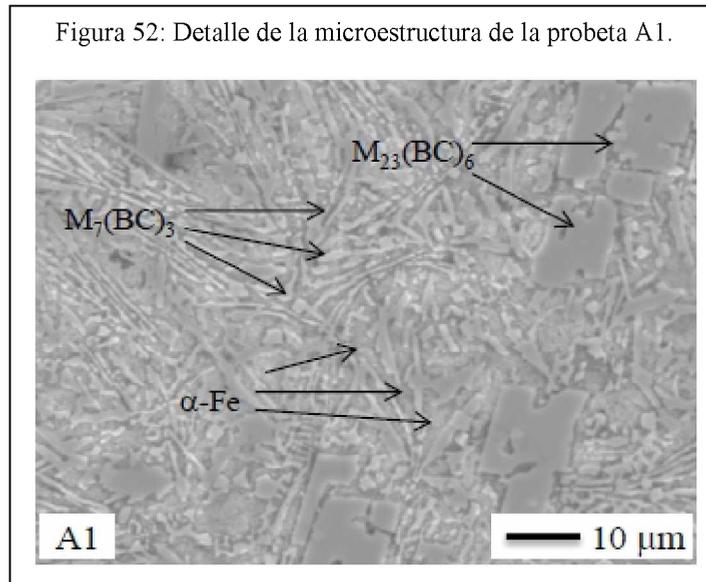
En cuanto a la observación microscópica, en la *figura 51* se pueden ver imágenes SEM de las microestructuras obtenidas para distintas condiciones de soldadura.

Figura 51: Micrografías SEM de las probetas A1 y A2.



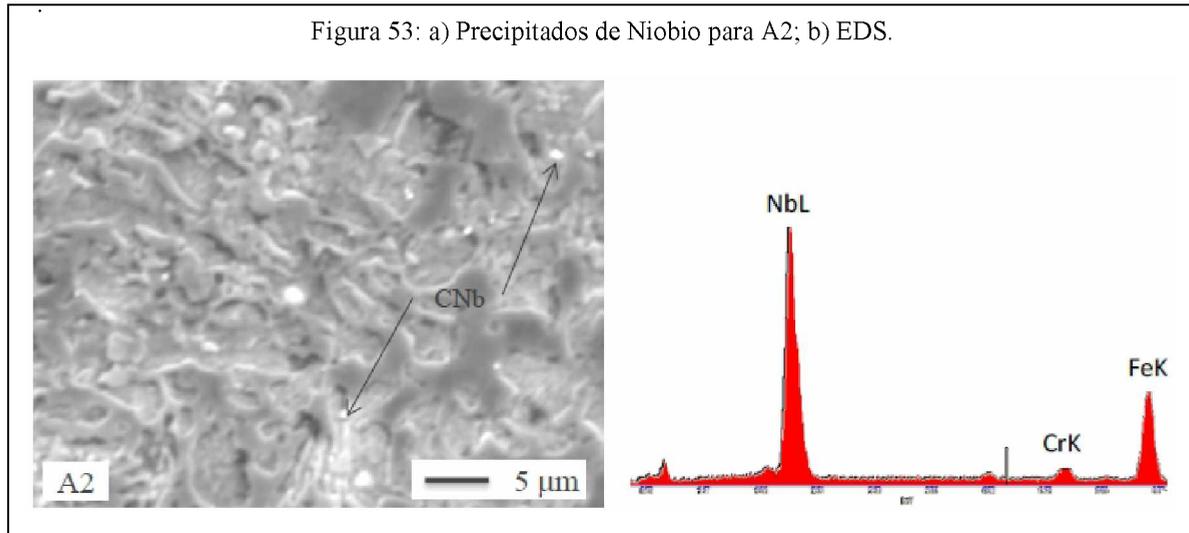
En ambos casos, se observa una matriz formada por α -Fe (M) y precipitados (P) de forma alargada $M_{23}(BC)_6$. Se puede ver sin embargo, que el tamaño y la cantidad de los mismos son mayores para la probeta A2. Asimismo en la zona de la matriz se ve una estructura laminar/globular, la cual está formada por α -Fe y $M_7(BC)_3$. En la *figura 52* se muestra un detalle de dicha zona.

Figura 52: Detalle de la microestructura de la probeta A1.



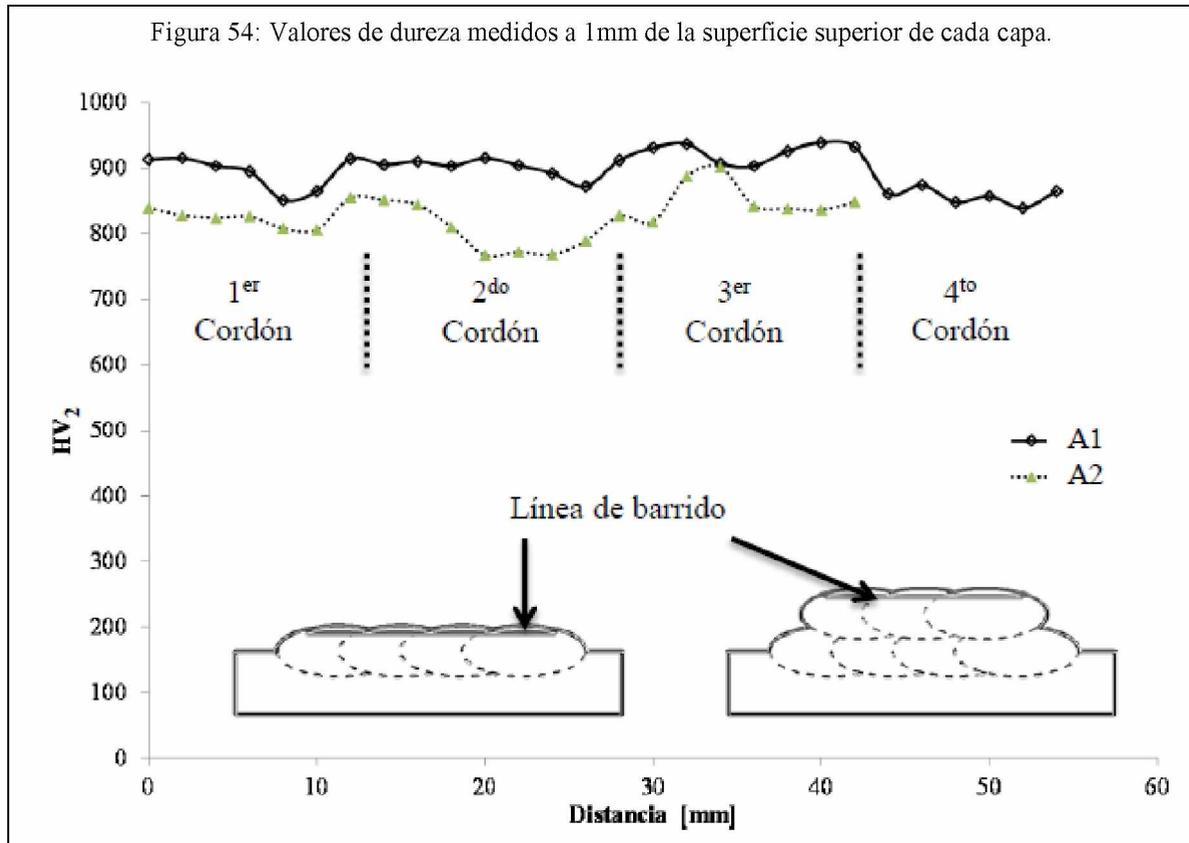
Para ambas probetas la medición de elementos de aleación en la matriz presentó una mayor concentración para A1 (12% Cr), que para A2 (9 %Cr). Esta mayor concentración de aleantes en la matriz es consistente con la menor cantidad de precipitados que presentó la muestra A1. No se encontró Nb en la matriz en ninguna de las muestras. Esto estaría asociado con la formación de precipitados NbC, como se muestra en la *figura 53*.

Figura 53: a) Precipitados de Niobio para A2; b) EDS.



3.2.2.2.4. Ensayo de microdureza.

En la *figura 54* se observan los resultados de la microdureza medida a 1 mm de la superficie superior de los cordones.



Puede verse que los valores variaron entre 800 y 920 HV, siendo consistentes con lo esperado para este material [19]. Las variaciones presentadas para cada probeta estarían relacionadas con los efectos de revenido y dilución entre pasadas [21]. Además, en la probeta soldada con una capa se observó un aumento de la microdureza. Dicho incremento, estaría asociado al menor tamaño y a la mayor saturación del cristal, como se observó anteriormente [14-17].

3.2.2.2.5. Ensayo de desgaste.

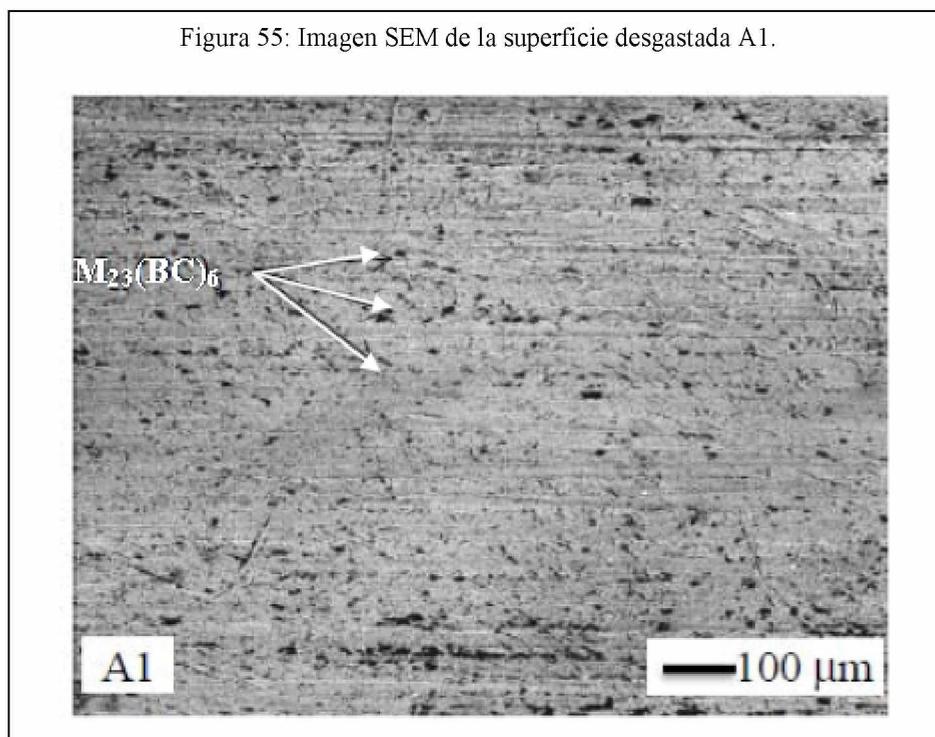
En la *tabla 9* se observan los resultados de pérdida de peso de tres mediciones por condición.

Tabla 9: Valores de pérdida de peso para las probetas A1 y A2.

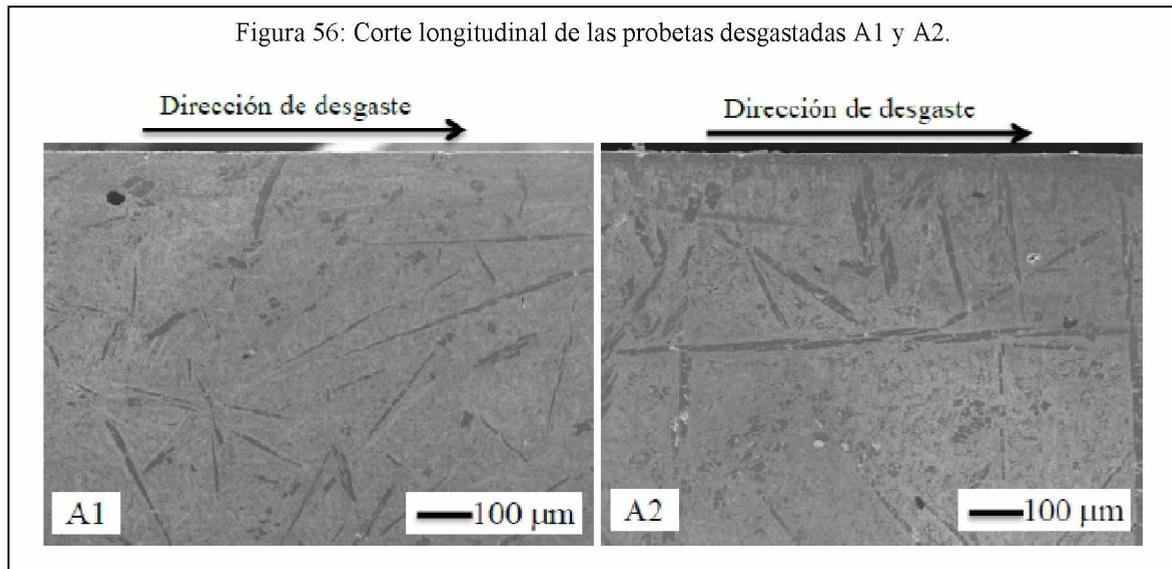
Probeta	Muestra	Peso inicial [g]	Peso final [g]	Pérdida de peso [g]	Pérdida de peso promedio [g]
A1	1	101,1998	101,0618	0,1380	0,1457
	2	98,9877	98,8409	0,1468	
	3	102,7756	102,6234	0,1522	
A2	1	107,2602	107,1499	0,1103	0,1053
	2	105,4873	105,3890	0,0983	
	3	106,8541	106,7469	0,1072	

Puede verse que para cada condición, los valores variaron alrededor de un 10%, siendo consistente con lo esperado para este tipo de ensayo. Las probetas soldadas con dos capas presentaron mayor resistencia al desgaste que las de una, del orden del 38 % más. Esto estaría asociado a la presencia de mayor cantidad de precipitados ultra duros que favorecen la resistencia al desgaste abrasivo [17-22].

En la *figura 55* se muestra una imagen SEM de la superficie desgastada. La zona analizada pertenece al centro de la superficie de desgaste. En ella se detectó la presencia de líneas de abrasión, en sentido a la dirección de desgaste, producidas por el rayado de la arena. Además se observó la presencia de precipitados, los cuales fueron confirmados mediante EDS. El espesor promedio de los surcos fue de entre 1 y 20 μm .



En la *figura 56* se muestran dos fotografías (tomadas con SEM) de los cortes longitudinales correspondientes a las probetas ensayadas. A partir de ellas, se puede ver una mayor presencia de precipitados ultra duros en la probeta A2. Esto es consistente con lo encontrado en los espectros de difracción. Estos precipitados de forma alargada de unos cientos de micrones son los que favorecerían la resistencia al desgaste de este depósito.





3.3. CONCLUSIONES.

- Las probetas soldadas presentaron una buena terminación superficial, bajos niveles de salpicaduras y de escorias. La mayoría de ellas fisuraron durante el enfriamiento.
- La microestructura estuvo formada por una matriz de α -Fe y carboboruros ($M_7(BC)_3$, $M_{23}(BC)_6$), con fracciones menores de γ -Fe y CNb. El tamaño de cristalita aumentó con la segunda capa desde 110 a 134 nm. Este aumento del tamaño de cristalita se puede deber a la disminución del contenido de elementos de aleación.
- La dureza disminuyó con la segunda capa desde 920 hasta 800 HV, para los valores extremos. Esta disminución de la microdureza estaría asociada al mayor tamaño de cristalita.
- La resistencia al desgaste fue mayor para la probeta soldada con dos capas. Esto estaría asociado a la mayor presencia de carburos ultra duros.

A partir de esto, se puede inferir que mediante la aplicación de una segunda capa de soldadura, puede lograrse un aumento de la resistencia al desgaste abrasivo.

El procedimiento de recargue con más de una capa, podría aplicarse a nivel industrial para reforzar (e incrementar la vida útil del recargue simple o de 1 capa). Se podría emplear por ejemplo en componentes de máquinas en las que se busca tener la menor cantidad posible de paradas de producción por mantenimiento (preventivo o correctivo).

Por otro lado, los costos de la aplicación de una segunda capa de recargue serían bastante elevados, es por esta razón que dicho proceso debería realizarse solo en casos en los que la inversión sea retribuida por algún beneficio adicional, además de la mejora de la resistencia (por ej, disminución en las pérdidas por parada de planta). En caso contrario, con la aplicación de una sola capa bastaría, pues se logran también muy buenos resultados con esta condición).



4. AGRADECIMIENTOS.

Se agradece por la colaboración en este trabajo a EUTECTIC-CONARCO Argentina por la provisión del consumible utilizado, a AIR LIQUIDE Argentina por la donación de los gases de soldadura, a EUTECTIC-USA por la realización de los análisis químicos, al LABORATORIO DE MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE INTI - MECÁNICA por la realización de la microscopía electrónica de barrido y a APUENFI (Asociación de Profesores Empresarios Área Mecánica de la Facultad de Ingeniería-Universidad Nacional de Lomas de Zamora) por el apoyo económico al proyecto.



5. REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- [1] LINNERT, G.E., Welding metallurgy carbon and alloy steels. Edition 4, AWS, Miami, Florida, 1994.
- [2] MERRICK, S.; KOTECKI, D.; WU, J., Materials and applications - Part 2. Welding Handbook, American Welding Society, p. 422, 1998.
- [3] HEATH, G., Nanotechnology and Welding – Actual and possible future applications, Proceedings of the CASTOLIN-EUTECTIC SEMINAR, Brussels, Belgium , pp. 25-25, 2006.
- [4] KLIMPEL, A. Robotized GMA surfacing of cermet al deposits, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering 18, pp. 395-398, 2006.
- [5] KLIMPEL, A; JANICKI, D., A study of worn wear plates of fan blades of steel mill fumes suction system, Proceedings of the 13th Scientific International Conference, Achievements in Mechanical and Materials Engineering” AMME’2005, Gliwice – Wis, pp. 307-310, 2005.
- [6] EVANS, G.M., The effect of heat input on the microstructure and properties of C--Mn all-weld-metal deposits. Welding Journal 61(4), pp. 125s-132s, 1982.
- [7] GUALCO, A.; SVOBODA, G.H.; SURIAN, E.S.; De VEDIA, L. Effect of welding procedure on wear behavior of a modified martensitic tool steel hardfacing deposits. Materials & Design, 31(9), pp. 4165-4173, 2010.
- [8] FRANCIS, J.A.; Principles for open-arc weld deposition of high-chromium white iron surface layers. Adelaide Editor. 1999.
- [9] CULLITY, B.D.; STOCK, S.R., Elements of x-ray diffraction. Prentice Hall, pp. 347-361, 2001.
- [10] Datasheet: TeroMatec 395NOA, Eutectic Castolin-ESAB, USA, 2008.
- [11] GLEITER, H., Nanostructured materials: basic concepts and microstructure: Acta Materialia 48 (1), pp. 1- 29, 2000.
- [12] INNOE, A.; Amorphous and nanocrystalline materials: Preparation, properties, and applications. Springer, p. 206, 2010.
- [13] VAIDYA, V.; Shielding gas mixtures for semiautomatic welds. Welding Journal, 81(9), 43-48, 2002.
- [14] FOUGERE G.E., WEERTMAN J.R.; SIEGEL R.W. On the hardening and softening of nanocrystalline materials. Proceedings of the First International Conference on Nanostructured Materials (Nanostructured Materials Journal) September 21-25, Cancun, Mexico, 1992.
- [15] WEISSMILLER J. Some basic notions on nanostructured solids. Materials Science and Engineering, A 179-180, pp. 102-107, 1994.
- [16] MORRIS D.G. The origins of strengthening in nanostructured metals and alloys. Revista de metalurgia, 46 (2), pp. 173-186, 2010.
- [17] INNOE, A. Bulk glassy and nonequilibrium crystalline alloys by stabilization of supercooled liquid: fabrication, functional properties and applications (Part1). Proc. Japan Acad., 81, Ser. B, 2005.
- [18] ASTM INTERNATIONAL, Designation G65 - Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Apparatus.
- [19] D.J. Branagan, M.C. Marshall and B.E. Meacham, “High toughness high hardness iron based PTAW weld materials”; Materials Science and Engineering A 428 (2006), p. 116–123.
- [20] Software de análisis de espectros de difracción Xpowder, versión 2004. [21] A. Gualco, H.G. Svoboda, E.S. Surian, M. Ramini and L. De Vedia, “Estudio de dilución en depósitos de soldadura para recargues duros”; SAM/CONAMET (2005), Mar del Plata.



[21] A. Gualco, H.G. Svoboda, E.S. Surian, M. Ramini and L. De Vedia, “Estudio de dilución en depósitos de soldadura para recargues duros”; SAM/CONAMET (2005), Mar del Plata.

[22] K.H. Zum Gah, “Wear by hard particles”; Tribology International, Vol 31 (1998), 10, p. 587-596.