

TESIS DOCTORAL

**EFFECTO DE LOS PARÁMETROS DE SOLDADURA SOBRE LA
MICROESTRUCTURA Y LA RESISTENCIA AL DESGASTE DE
DEPÓSITOS DE SOLDADURA BASE HIERRO
NANOESTRUCTURADOS.**

AUTOR

ING. JONATHAN GRAMAJO - UNLZ-FI/CIC

DIRECTOR DE TESIS

DR. ING. AGUSTIN GUALCO – UNLZ-FI/CONICET

JURADO DE TESIS

ING. RICARDO MARIO AME – FI-UNLZ

ING. EDUARDO ASTA – UTN-HAEDO

DR. ING ZAPPA SEBASTIAN – FI-UNLZ

LUGAR DE TRABAJO

FACULTAD DE INGENIERÍA – UNIVERSIDAD NACIONAL DE LOMAS DE ZAMORA.

BUENOS AIRES, MAYO DE 2019

Contenido

Capítulo 1	1
1. Introducción.....	2
Capítulo 2	4
2. Reseña Bibliográfica	5
2.1-Solidificación.....	5
2.1.1-Nucleación Homogénea y Heterogénea.....	6
2.1.2-Mecanismos de crecimiento.....	7
2.1.3-Crecimiento Planar	7
2.1.4-Crecimiento Dendrítico.....	8
2.2-Aleaciones Amorfas.....	9
2.2.1 Factores que inciden en la alta habilidad de formar estructuras amorfas	10
2.2.3 Modelo termodinámico.....	11
2.2.4 Modelo cinético.....	12
2.2.5 Modelo de estructura	12
2.3- Aleaciones Nanoestructuradas	15
2.3.1 Procesos para la obtención de aleaciones nanoestructuradas	17
2.4- Soldadura FCAW	19
2.4.1- Soldadura de recubrimientos superficiales	19
2.4.2 -Proceso de soldadura FCAW.....	20
2.4.3- Variables de procesos.....	21
2.4.4_ Variación de corriente	21
2.4.5- Variación de tensión.....	21
2.4.6 - Longitud libre del electrodo.....	22
2.4.7-Velocidad de soldadura.....	22
2.4.8-Fabricación de electrodos.....	22
2.4.9- Modos de transferencia bajo atmosfera de Ar-CO ₂ y en autoprotegido.....	23
2.4.9-Ventajas y desventajas de los alambres tubulares.....	27
2.5- Mecanismos de desgaste	28
2.5.1 Introducción Tribología.....	28
2.5.2. Mecanismos de desgaste	28
2.5.3. Desgaste por adhesión.....	29

2.5.4 Desprendimiento de material por adhesión	29
2.5.8. Desgaste abrasivo.....	30
2.5.9. Mecanismos de desgaste abrasivo	31
2.5.10. Resistencia al desgaste abrasivo vs dureza	33
2.5.11 Expresión general para el desgaste por abrasión de metales dúctiles.....	36
2.5.12. Grado de desgaste abrasivo	37
2.5.13. Interacciones micromecánicas	38
2.5.15. La influencia de la tenacidad a la fractura en el comportamiento del material	43
2.5.17. Desprendimiento de material e interacciones: debris y capas superficiales	45
2.5.18. Fisuras superficiales y subsuperficiales.....	46
2.5.19. Efectos de los carburos ultraduros de Nb y Cr en la resistencia al desgaste abrasivo .	48
Bibliografía	50
Capítulo 3	55
3. Desarrollo Experimental.....	56
3.1 Introducción	57
3.2. Soldadura	58
3.2.1. Consumibles y equipos de soldadura	58
3.2.2. Determinación del calor aportado	59
3.2.3 Composición química.....	60
3.2.4 Cupones “bead on plate”	61
3.2.5 Cupones de 1 y 2 capas.....	63
3.3 Tratamientos térmicos.	63
3.4 Preparación macro y microestructural	64
3.4.1. Preparación Metalográfica.....	64
3.4.2 Inspección visual y análisis dimensional	64
3.4.3 Microscopia electrónica.....	66
3.4.4. Microscopia electrónica de transmisión (TEM).....	67
3.4.5. Preparación de muestras para microscopia de transmisión (TEM).....	68
3.4.6 Extracción de muestras corte por haz de iones (FEI/SEM)	69
3.4.7. Identificación y cuantificación de fases	71
3.5.1 Dureza	74
3.5.2 Microdureza de Fases	76

3.5.3 Desgaste Abrasivo.....	77
3.6.1. Microscopia confocal	80
3.6.2. Medición de rugosidad	81
Bibliografía	82
Capítulo 4	84
Resultados	84
4 - Resultados	85
Introducción	85
Línea Principal.....	86
4.1. Cordón simple Fe-(Cr,Nb)-(B,C).....	86
4.1.1- Soldaduras bead on plate en Fe-(Cr,Nb)-(B,C)	86
4.1.2 Inspección visual.....	86
4.1.3 Macrografía y análisis dimensional de los cordones	87
4.1.4 Análisis dimensional y dilución.....	89
4.1.5 Composición Química	90
4.1.6 Difracción de rayos X	91
4.1.7 Microscopia electrónica de barrido SEM	92
4.1.8. Cuantificación y distribución de fases eutécticas.....	93
4.1.9. Microdureza Vickers de los cordones “bead on plate”	94
4.2. Cordón simple Fe-(Cr,Nb, W, Mo)-(B,C)	97
4.2.1. Soldadura tipo bead on plate Fe-(Cr,Mo,W,Nb)-(B,C)	97
4.2.2. Inspección visual y análisis dimensional	97
4.2.3 Micrografía y análisis dimensional de los cordones	98
4.2.4. Medición de dilución de las muestras soldadas.....	101
4.2.5. Composición química del metal de aporte puro	101
4.2.6. Difracción de rayos X	101
4.2.7 Microscopia electrónicas de barrido SEM- Muestras soldadas por proceso FCAW.....	103
4.2.8 Microscopia electrónica de barrido - Muestras soldadas por proceso FCAW-S	106
4.2.9 Cuantificación de carboboruros $(FeCr)_{23}(BC)_6$	107
4.2.10 Microdureza Vickers de los cordones bead on plate.....	110
4.3. Recargues con una y dos capas Fe-(Cr, Nb)-(C, B).....	112
4.3.1. Soldadura de con una y dos capas Aleación Fe-(Cr, Nb)-(C, B)	112

4.3.2. Inspección visual.....	112
4.3.3. Macrografía y análisis dimensional de cupones.....	113
4.3.4. Composición Química	113
4.3.5. Caracterización microestructural	114
4.3.6. Microdureza Vickers	116
4.3.7. Desgaste Abrasivo.	117
4.4. Recargues con una y dos capas Fe-(Cr, Nb, W, Mo)-(C, B)	120
4.4.1. Soldadura con una y dos capas aleación Fe-(Cr, Nb, W, Mo) – (C, B).....	120
4.4.2. Inspección visual.....	120
4.4.3. Macrografía y análisis dimensional de cupones.....	121
4.4.4. Composición Química	121
4.4.5. Caracterización microestructural y microscopia electrónica SEM	122
4.4.6. Microdureza Vickers de los depósitos de recargue.....	126
4.4.7. Desgaste Abrasivo.	127
Líneas Auxiliares.....	129
4.5 Resistencia al desgaste abrasivo en recargues sometidos a tratamiento térmico post-soldadura.....	129
4.5.1. Patrones de difracción de rayos x de las muestra tratadas térmicamente.	129
4.5.2. Microdurezas de fases de los depósitos tratados	131
4.5.3. Desgaste Abrasivos de muestras tratadas.	132
4.5.4. Microscopia de Transmisión (TEM)	134
4.6. Desgaste de Alta presión	138
4.6.2. Micro dureza Vickers de fases eutécticas y depósitos sodados.....	139
4.6.3. Tasa de desgaste de alta presión (ASTM G-132-01).....	140
4.6.4. Perfil de rugosidad de superficie desgastada.....	140
4.6.5. Micrografías SEM de superficies desgastadas.....	141
Bibliografía	144
Capítulo 5	148
5.Discusión	149
Línea Principal.....	150
5.1. Sistema Fe-(Cr, Nb)- (C,B) y Fe-(Cr, Nb, W, Mo) – (C, B).....	150
5.1.1 Cordón Simple Fe-(Cr, Nb)- (C,B).....	150

5.1.2 Cordón simple Fe-(Cr, Nb, W, Mo) – (C, B)	163
5.2. Cordón múltiple Fe-(Cr, Nb)- (C,B) y Fe-(Cr, Nb, W, Mo) – (C, B)	168
5.3. Resistencia al desgaste abrasivo en recargues sometidos a tratamiento térmico post-soldadura.....	176
5.4. Desgaste de Alta presión.	180
Bibliografía	183
Capítulo 6	188
Conclusiones.....	188
6. Conclusiones.....	189
6.1 Cordón Simple Fe-(Cr, Nb)- (C,B).....	189
6.2 Cordon simple Fe-(Cr, Nb, W, Mo) – (C, B)	191
6.3. Cordón múltiple Fe-(Cr, Nb)- (C,B) y Fe-(Cr, Nb, W, Mo) – (C, B)	192
6.4. Resistencia al desgaste abrasivo en recargues sometidos a tratamiento térmico post-soldadura.....	194
6.5. Desgaste de Alta presión.	195

Capítulo 1

Introducción

Capítulo 1 – Introducción

1. Introducción.

Un amplio sector de la industria se ve afectado por los fenómenos del desgaste abrasivo, erosivo y oxidativo los cuales provocan un rápido deterioro en la vida útil de numerosos elementos de máquinas y sistemas metalmecánicos. Muchos ejemplos de desgaste se ven a diario en equipamiento de minería; en estaciones de trabajo o líneas de producción de diversas áreas como la industria petrolera, metalmecánica y agrícola provocando una pérdida económica estimada en millones de dólares. Sin embargo, una alternativa a la reposición total de los componentes usados es la recuperación de las piezas mediante recargue por soldadura. Dicha técnica tiene por objeto restituir la geometría original de la pieza y recubrir la zona desgastada con un material cuyas propiedades son superiores a material de origen mejorando sus propiedades y aumentando su vida útil.

El desgaste abrasivo se produce debido al deslizamiento de partículas o protuberancias duras sobre una o dos superficies provocando el desprendimiento de material. Los factores que determina la intensidad de abrasión son el tipo de abrasivo, caracterizado por su dureza; la forma y el tamaño de la partícula abrasiva; las condiciones de operación que involucra el tipo de movimiento, fuerza de contacto y la atmosfera de trabajo del tribosistema. Sin embargo, lo que controla en mayor medida la cantidad de material desprendido es la microestructura del material que es sometido a la abrasión.

En soldadura la morfología y distribución de las fases presentes en la microestructura depende de la composición química del consumible empleado, la dilución con el sustrato y el aporte térmico, que incide directamente sobre la tasa de enfriamiento y solidificación de material depositado. La recuperación de piezas sometidas a la abrasión mediante la implementación de soldadura por arco eléctrico sigue siendo la opción más conveniente frente al reemplazo total o parcial de las piezas a recuperar. Se ha avanzado mucho en el desarrollo de consumibles de soldadura como así también el ajuste o modificación de las variables de procesos para la implementación de la técnica de recargue. La misma consiste en el relleno por medio de soldadura de una superficie que ha sido removida por otro elemento más duro con el objeto de prolongar su vida útil ó incluso aumentarla.

Modernos procesos de metalización como “Termal Spray” se han desarrollado con el objeto de obtener recubrimientos con excelentes propiedades mecánicas, pero con la desventaja de tener un bajo volumen de material depositado, en el orden de las decimas de mm, y de corta vida útil. La opción más conveniente sigue siendo la soldadura por alambre tubular (FCAW), en cuanto se refiere a volumen de material depositado, si se lo compara con la soldadura de alambre macizo (GMAW) y soldadura con electrodo manual (SMAW) para trabajos a gran escala. Por otro lado, la manufactura del alambre tubular permite introducir una gama amplia de elementos de aleación y conformar un amplio rango de aleaciones abarcando diferentes prestaciones como resistencia a la abrasión, erosión, corrosión o impacto, etc. Por otro lado, la combinación de fundentes y desoxidantes en algunos consumibles tubulares genera, al entrar en contacto con el arco eléctrico, su propia

Capítulo 1 – Introducción

atmosfera protectora evitando la utilización de gases y facilitando el trabajo de campo, reduciendo los costos operativos.

En los últimos años se ha avanzado en el desarrollo de la metalurgia de la soldadura en lo referente a nuevas aleaciones metálicas que se caracterizan por poseer una microestructura vítrea o amorfa producto de la alta tasa de enfriamiento y un número elevado de elementos de aleación, que durante la solidificación dificulta la nucleación y crecimiento de fases con arreglo cristalino. Esto es posible debido a la implementación de procesos con bajo aporte térmico como el Termal Spray ó deposición por vapor o láser. Si bien la soldadura con alambre tubular (FCAW) no alcanza esas tasas de enfriamiento tan elevadas, son lo suficientes para refinar la microestructura y lograr la solidificación de fases con tamaño nanométricos con propiedades inusuales como lo son una elevada resistencia a la abrasión y bajo coeficiente de fricción.

La línea principal de esta tesis se centra en el estudio de los parámetros de soldadura y evaluación de la resistencia al desgaste abrasivo de dos aleaciones multicomponentes base Fe nanoestructurados mediante recargues obtenidos por procesos de soldadura semiautomática FCAW: una del sistema Fe-(B, C)-(Nb, Cr) y la otra más aleada Fe-(B,C)-(Nb, Cr, Mo, W). Para la selección de los parámetros se realizaron líneas complementarias de soldadura de cordones de una pasada con diferentes velocidades de avance y potencia eléctrica. Una vez fijados los parámetros se soldaron los cupones en forma secuenciada obteniéndose recargues con una y dos capas, con cuatro cordones para la primera y tres cordones para la segunda. Se evaluó el proceso de soldadura utilizando gas de protección y en modalidad auto protegido. Se realizó la caracterización microestructural de ambas aleaciones mediante difracción de rayos X y microscopía óptica y electrónica de barrido para análisis de microestructura y cuantificación de fases presentes. Los ensayos de abrasión se realizaron bajo norma ASTM G-65. También se estudiaron los distintos mecanismos de abrasión de dos cuerpos sometidos a alta presión, basándose en la norma ASTM G-132.

Hipótesis Principal:

- Las propiedades mecánicas de los depósitos soldados son controlados por los parámetros de soldadura y la composición química del consumible empleado. Se supuso la existencia de un parámetro que cumpla con las expectativas adecuadas para la resistencia al desgaste del depósito de recargue, a través formación de carburos con morfología y disposición que favorezca la resistencia al desprendimiento de material soldado.

Hipótesis Secundaría (líneas auxiliares)

- Se propuso evaluar el efecto de la temperatura sobre los recargues para encontrar ó no alguna mejora en las prestaciones.
- Se propuso evaluar otro mecanismo de desgaste, Interacción de dos cuerpos, y evaluar su comportamiento.

Capítulo 2
Reseña
Bibliográfica

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

2. Reseña Bibliográfica

El objetivo de la tesis es establecer las relaciones existentes entre el material nanoestructurado obtenido por soldadura y las propiedades de desgaste. En este sentido la búsqueda bibliográfica se centra en tres estructuras:

- La obtención y generación de materiales nanoestructurados.
- El proceso de soldadura y el efecto de los parámetros.
- Los mecanismos de desgaste a evaluar.

Para llevar a cabo el primer ítem se analizarán los modos de solidificación convencionales en moldes y posteriormente la formación de estructuras amorfas. Si bien el sistema en estudio supera las velocidades críticas de amortización este tipo de aleaciones permite generar materiales nanoestructurales o de fases ultrafinas. A continuación, se definirán las características principales del método de obtención por soldadura y la influencia de los parámetros sobre los cordones. Por último, se estudiarán los mecanismos de desgaste intervinientes en el tribosistema de abrasión de 2 y 3 cuerpos.

2.1-Solidificación

En la solidificación de aleaciones metálicas define el termino nucleación a la formación de los primeros núcleos o cristales que aparecen a partir del estado líquido. Este fenómeno no solo está asociado a la solidificación del material, sino que también involucra al estado sólido relacionado con las transformaciones de fase [1].

Cuando la energía asociada a la estructura cristalina del solido es menor que la energía del líquido se espera que el material solidifique, provocando que la temperatura del líquido se encuentre justo por debajo de la temperatura de fusión del material. La diferencia de energía entre ambos estados es lo que se conoce como energía libre por unidad de volumen ΔG_v y es la fuerza impulsora del sistema. La misma tendrá incidencia en la interfase solido-liquido del material y estará asociada al cambio de energía de superficie libre y al cambio de energía libre de volumen [1].

Si se toma un cristal que se ha formado en seno del líquido con una geometría esférica de radio r , como el mostrado en la figura 2.1a, el cambio de energía libre está definido por:

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma_{sl}$$

Siendo $\frac{4}{3}\pi r^3$ el volumen del solido esférico, $4\pi r^2$ es el área de la superficie del mismo, σ_{sl} es la energía de superficie y ΔG_v es el cambio de energía libre por unida de volumen.

En la figura 2.1b, se representa la variación de energía libre total en función del radio crítico r^* de la partícula [2]. La misma está compuesta por la sumatoria de la energía total de superficie y la energía asociada al cambio de energía libre de volumen.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

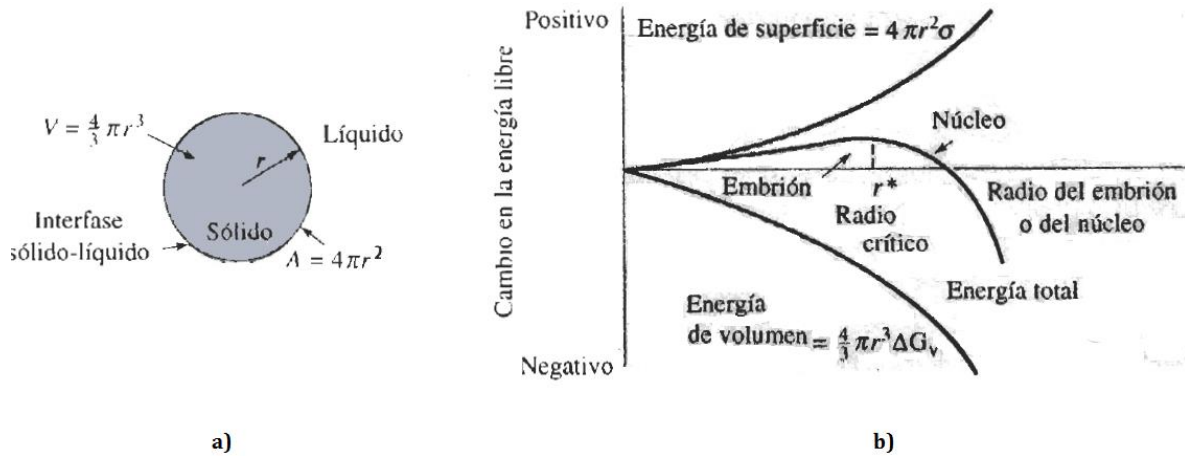


Figura 2.1 a) Esquema de partícula de solidificación b) grafica del cambio de energía.

La formación de cristales a partir de partículas de sólido es un proceso estadístico en la matriz del líquido producto de la aglomeración de átomos entre sí. El proceso puede ser inestable pudiendo crecer o volviendo a disolverse. Esto dependerá del radio crítico siendo este, el tamaño mínimo para que la partícula comience a crecer de forma estable. Si la partícula supera el radio crítico y comienza a crecer provoca una disminución en el cambio total de energía libre [1].

Cuando la interfase se encuentra a la temperatura termodinámica de solidificación, donde la energía libre tanto del líquido como del sólido están en equilibrio termodinámico, la probabilidad de formación de núcleos es poco estable y sostenible, por lo tanto, la solidificación no comenzará a menos que se disminuya la temperatura real del líquido y la interfaz sólido-líquido sea inestable termodinámica. Esto establece que la temperatura real de la fase líquida sea menor con respecto a su temperatura de equilibrio termodinámico, subenfriado el mismo y aumentando así la fuerza impulsora para la formación de una fase sólida [1].

Para cada temperatura por debajo de la temperatura de fusión una partícula sólida puede estar en equilibrio con el líquido cuando el radio de curvatura tienen un valor particular: *El radio crítico*. Cuando la fluctuación térmica hace que un embrión o partícula sea mayor que el radio crítico, ocurre el crecimiento del cristal provocando una disminución de la energía total de ΔG .

2.1.1-Nucleación Homogénea y Heterogénea

La nucleación homogénea se establece cuando la temperatura real del líquido está por debajo de la temperatura termodinámica de equilibrio (temperatura de solidificación) y se vuelve lo suficientemente grande para formar un núcleo estable, reduciendo el tamaño del radio crítico r del núcleo. [3]

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

A diferencia del caso anterior la solidificación heterogénea no parte del seno del líquido, sino que el proceso involucra una superficie preexistente como, por ejemplo: las paredes de un contenedor ó una impureza dentro del mismo líquido. La nucleación se desarrolla con mayor velocidad, determinada por la concentración de agentes de nucleación. Además, se precisa mucho menos subenfriamiento para alcanzar el tamaño crítico; lográndose un radio de curvatura mayor al radio crítico con muy poca superficie total entre el sólido y el líquido. La figura 2.2 muestra un esquema de este caso. [1]

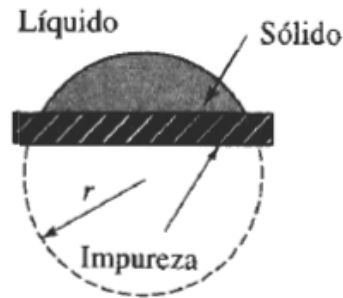


Figura 2.2 Solidificación a partir de una superficie preexistente.

2.1.2-Mecanismos de crecimiento.

Para poder fundir un sólido se sabe que se necesita suministrar calor, por ende, cuando se forman partículas sólidas a partir del líquido se genera calor. Este es el calor latente de fusión (ΔH_f). El calor latente de fusión debe eliminarse en el interfaz solido-líquido antes de que se complete la solidificación. La forma en la que se elimina el calor latente de fusión determina el mecanismo de crecimiento del material y la estructura final de la pieza.

2.1.3-Crecimiento Planar

El crecimiento planar se manifiesta cuando la extracción calor latente se lleva a cabo en interfaz solido – líquido por conducción. La temperatura en dicha interfaz se encuentra a la temperatura de solidificación (termodinámica de equilibrio) o apenas por debajo y la temperatura más allá del frente de solidificación está por encima de la misma como se muestra en la figura 2.3. Para que este mecanismo sea posible se debe contar con un líquido bien inoculado con agentes para formación de núcleos posibilitando una nucleación heterogénea sin necesidad de subenfriamiento. Cuando una protuberancia comienza a crecer en la interfaz se va rodeando líquido a una mayor temperatura provocando la detención del crecimiento en la interfaz permitiendo al resto del líquido alcance la misma desarrollando un frente planar.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

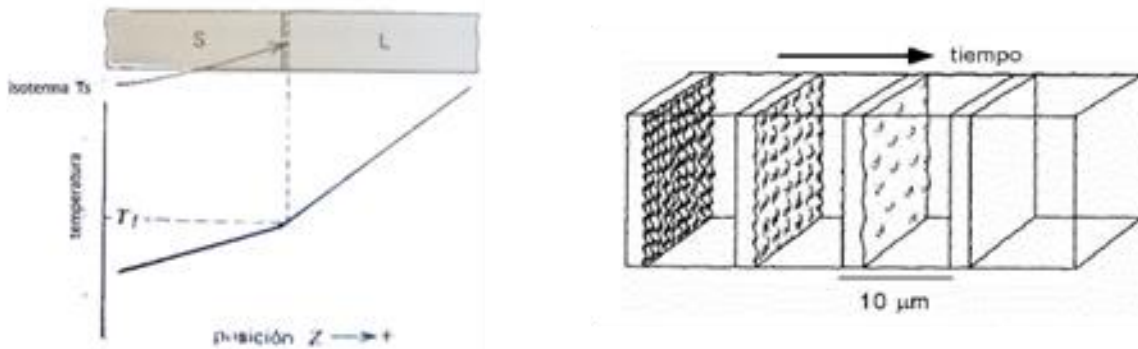


Figura 2.3 Esquema de crecimiento planar

2.1.4-Crecimiento Dendrítico.

El crecimiento dendrítico se establece cuando la extracción de calor latente se produce más allá de la interfase solido-liquido en la fase líquida. La misma se encuentra muy por debajo se dé la temperatura de solidificación induciendo a la formación de una protuberancia conocida como dendrita cuya morfología se asemeja a un árbol, ver figura 2.4. Esta, a medida que crece, conduce el calor latente sobre el líquido subenfriado elevando la temperatura del líquido a la temperatura de solidificación. A medida que se llega a la temperatura de equilibrio termodinámico el líquido remanente puede evolucionar a ramificaciones secundarias y terciarias del tronco principal de la dendrita y finalmente desarrollar una morfología planar cuando se llega a la temperatura de solidificación [1].

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

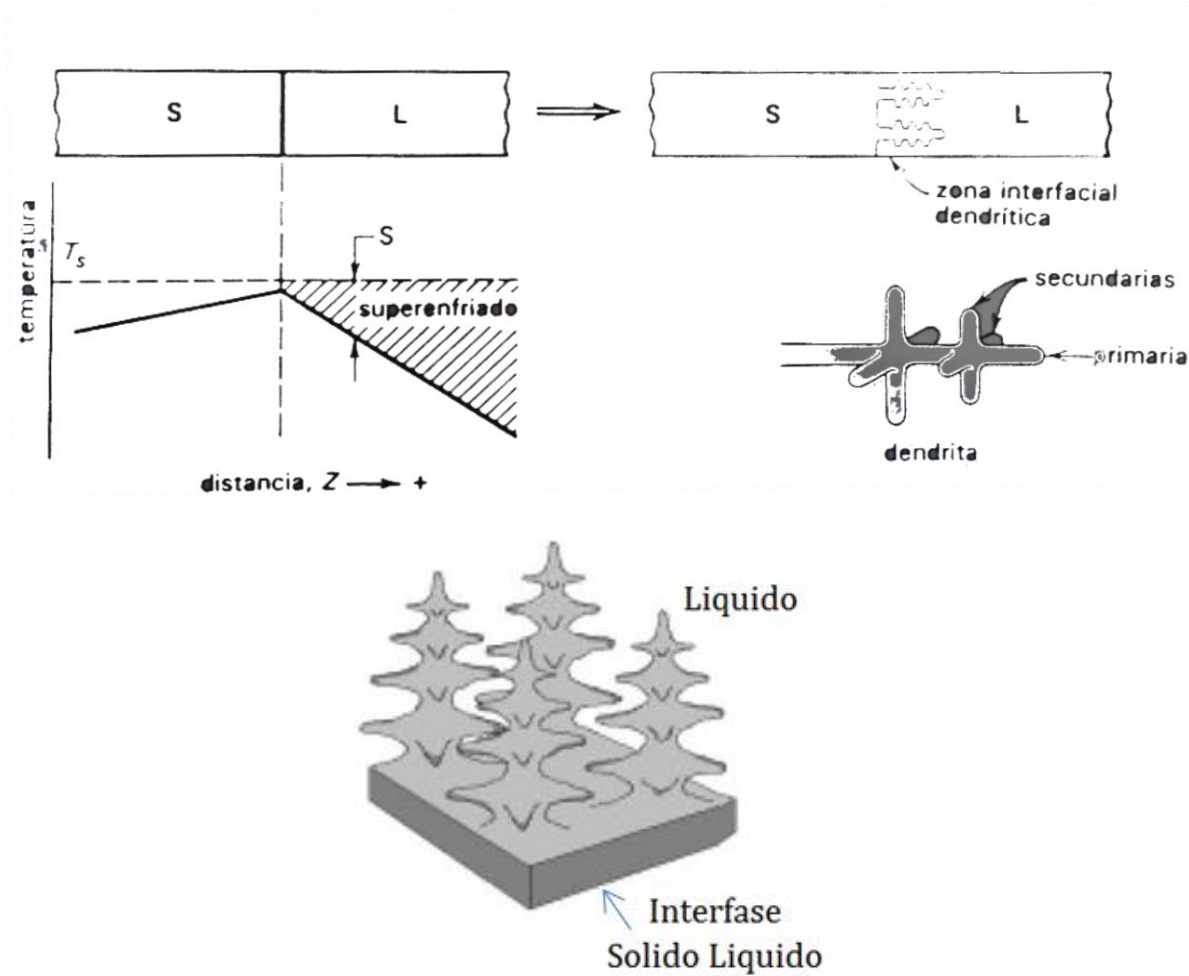


Figura 2.4 Graficas y esquemas del crecimiento dendrítico

2.2-Aleaciones Amorfas

Los materiales que se caracterizan por la falta de un ordenamiento cristalino en su microestructura se los conocen como materiales amorfos. Dentro de la amplia gama de materiales que existen, dicha particularidad no se presenta muy a menudo llegando solamente a microestructuras cristalina complejas presentes en algunos polímeros y cerámicos.

Sin embargo, existen aleaciones metálicas que tiene la particularidad de formar una microestructura interna amorfa y son conocidas como vidrios metálicos. Esto se logra producto de elevadas tasas de enfriamientos y/o fundiciones de elevada viscosidad que dificultan los procesos de nucleación y crecimiento caracterizado por su rápida solidificación.

Dentro de los procesos de solidificación rápida, uno de los más ampliamente difundidos es la formación de cintas metálicas delgadas con espesores de 0,04 mm y llegado a velocidades de

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

enfriamiento de 10^6 K/s. También la implementación de la deformación plástica de extrema presión donde la el calor generado deformación.

Actualmente se puede generar aleaciones amorfas de gran espesor y con bajas tasas de enfriamiento como en los sistemas $Pb_{40}Ni_{40}P_{20}$ y $Zr_{41.2}Ti_{13.2}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$

La gran mayoría de los vidrios metálicos presentan propiedades combinadas de elevada resistencia de alrededor de 1730 MPa y reteniendo una elevada tenacidad a la fractura del orden $55MPa\sqrt{mts}$. [1]

2.2.1 Factores que inciden en la alta habilidad de formar estructuras amorfas

El desarrollo de nuevas aleaciones en este el último tiempo ha posibilitado la manufactura de materiales metálicos con ausencia de estructura cristalina conocidos como vidrio metálico o metales amorfos. La posibilidad de retener el arreglo atómico de un líquido evitando el reordenamiento cristalino en este tipo de aleaciones está vinculada principalmente al número de elementos de aleación y a la tasa de enfriamiento interviniente en la solidificación.

Investigaciones [4-7] llevadas a cabo han establecido un número de condiciones mínimo para la obtención de metales amorfos, estos son:

1. La combinación de más de tres elementos de aleación;
2. La diferencia entre sus radios atómicos mayor al 12%;
3. Un calor de mezcla negativo entre sus elementos constitutivos;

Quien promueven una fracción de empaquetamiento aleatorio más densa en el líquido subenfriado que permite alcanzar una alta energía en la interfase sólido /líquido dificultado el reordenamiento atómico durante la solidificación debido a la baja difusividad atómica y alta viscosidad del frente de solidificación [1]. Por otro lado, el valor de la velocidad crítica de enfriamiento depende de cada sistema de formación amorfa, estableciendo las curvas características de cada aleación, determinando el inicio de la nucleación y crecimiento de fases con arreglo cristalino habilitando o no la posibilidad del uso de diferentes procesos para su manufactura. Se ha reportado para sistemas base Fe-Co-Ni velocidades críticas de enfriamiento se encuentran en el orden de 10^4 K/s y de 10^2 K/s para aleaciones amorfas base Pd-Pt [8], esta disminución en la tasa de enfriamiento trae aparejado un incremento en los espesores máximos T_{max} que se pueden obtener con estas aleaciones. Por otro lado, la nucleación y crecimiento de fases cristalinas se lleva a cabo en el frente de solidificación del líquido subenfriado, entre la temperatura de fusión (T_m) y la temperatura de transición vítrea (T_g) del sistema. En este sentido la habilidad de formar estructuras vítreas depende de dos factores:

- 1) Una alta relación T_g/T_m y una mayor diferencia entre la temperatura de cristalización (T_x) y la de transición vítrea ($\Delta T_x = T_x - T_g$) provocando además un aumento de la región de líquido subenfriado.
- 2) Una amplia diferencia en ΔT_x en el conjunto de sistemas multicomponentes que contienen Mg, Ln, Zr, Pd, Fe, Co como elementos constitutivos.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

La figura 2.5a muestra que las nuevas aleaciones amorfas provocan que una gran reducción de la temperatura de transición vitrea. (T_g/T_m) por debajo de 0.60. Además, estas nuevas aleaciones amorfas tienen una mayor región de líquido subenfriado la cual es definido por la diferencia entre la temperatura de cristalización (T_x) y T_g . $\Delta T_x = (T_x - T_g)$, como se muestra en la figura 1.1b. En base a una relación empírica entre R_c , T_{max} , y T_g/T_m ó ΔT_x , la alta habilidad de formar vidrios es concordante con los dos factores mencionados anteriormente. [4-7]

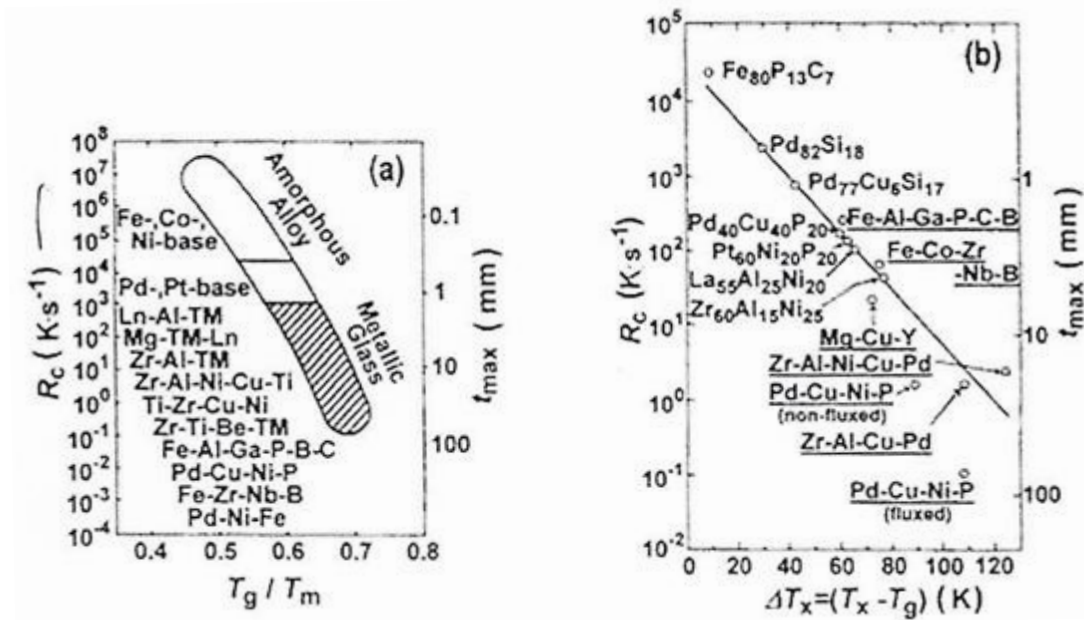


Figura 2.5. a) Relación entre R_c , t_{max} y (T_g/T_m) . b) Relación entre R_c , t_{max} y $\Delta T_x = (T_x - T_g)$, para nuevas aleaciones multicomponentes amorfas.

Se han propuesto modelos [8] termodinámicos, cinético y de estructura que intentan explicar la habilidad de estas aleaciones metálicas para formar estructuras vítreas que se detallan a continuación:

2.2.3 Modelo termodinámico.

La capacidad para la formación de vidrios metálicos se basa en la condición de baja energía libre $\Delta G(T)$ para transformar de líquido a fases cristalinas. En la ecuación que establece la energía libre de Gibbs, $\Delta G = \Delta h_f - T \Delta s_f$, los bajos valores de energía son obtenidos en casos de baja entalpia de fusión Δh_f y elevada entropía de fusión Δs_f . Una elevada entropía de fusión es esperable en sistemas multicomponente porque Δs_f es proporcional al número de los estados microscópicos. La energía libre, a temperatura constante, también decrece en el caso de bajo potencial químico, causado por la baja entalpia y la alta relación T_g/T_m , además de la alta energía de interfase líquido/sólido. Basados en estos factores termodinámicos, se concluye que la multiplicación de elementos componentes tiende a incrementar la Δs_f incrementando el grado de aleatoriedad en la

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

densidad de empaquetamiento la cual es favorable para la disminución de la entropía de fusión e incrementando la energía de interfase solido líquido. Además ha quedado claro que las aleaciones amorfas multicomponentes tienen elevada fracción de empaquetamiento, evidencia de los bajos volúmenes específicos.

2.2.4 Modelo cinético

Desde el punto de vista cinético la elevada habilidad de formar estructuras amorfas (GFA) puede representarse la ecuación 2.1 y 2.2 que representan la nucleación y crecimiento homogéneo respectivamente de fases con una morfología esférica desde el superenfriamiento del líquido

$$I = \frac{10^{30}}{\mu} e^{-b\alpha^3\beta/(T_r(1-T_r)^2)} \quad (2.1)$$

$$U = \frac{10^{30}}{\mu} 1 - e^{-b\alpha^3\beta/(T_r(1-T_r)^2)} \quad (2.2)$$

Donde T_r representa la relación (T/T_m); ΔT_r es la diferencia en la temperatura desde T_m ; b es el factor de forma que equivale: $16\pi/3$ para núcleos esféricos, η es la viscosidad, y f es la fracción de los sitios de nucleación en las interfaces de crecimiento, α y β son parámetros dimensionales relacionados con energía interfacial solido/ líquido (σ); mientras que la Δh_f y Δs_f pueden ser expresada como $\alpha = (N_o V)^{1/3} \frac{\sigma}{\Delta h_f}$ y $\beta = \Delta s_f/R$. En este caso N_o es el número de Avogadro, V es el volumen atómico y R la constante de los gases respectivamente. En esta relación un parámetro importante son η , α y β . El incremento de estos tres parámetros disminuye los valores de I y U , promoviendo el incremento de la habilidad a formar sólidos amorfos. Los incrementos de α y β implican un incremento de σ y Δs_f y una disminución de Δh_f . Consecuente con lo que se postuló desde el punto de vista termodinámico. Además se sabe que h (entalpía) está íntimamente relacionada con los valores de la relación T_g/T_m y $\alpha^3\beta$ refleja la estabilidad térmica del líquido subenfriado. La importancia de este último parámetro radica en los siguientes ejemplos: $\alpha^3 \times \beta$ excede 0.9 el líquido no favorecerá el crecimiento para ninguna velocidad de enfriamiento en tanto que cuando $\alpha^3\beta$ está por debajo de 0.3 el líquido se ve imposibilitado de impedir la cristalización.

2.2.5 Modelo de estructura

La elevada habilidad de formar sólidos amorfos desde el punto de vista estructural se describe a continuación para un conjunto particular de aleaciones amorfa multicomponente. Los mismos consisten en elementos con una diferencia de radio atómico significativa, por encima del 12% y un calor de mezcla negativo. El tamaño atómico de los elementos constitutivos en una terna de aleantes amorfos puede ser clasificado en tres grupos: largos, intermedios y pequeño como se muestra en la figura 2.6

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

Aleación		r_1/nm	N_{ZrNi}	r_2/nm	N_{ZrZr}	N_{ZrAl}
Revenido	(a)	0.267 ± 0.002	2.3 ± 0.2	0.317 ± 0.002	10.3 ± 0.7	-0.1 ± 0.9
	(b)	0.267 ± 0.002	2.1 ± 0.2	-	-	-
	(c)	0.269 ± 0.002	2.3 ± 0.2	-	-	-
Cristalizado	(a)	0.268 ± 0.002	3.0 ± 0.2	0.322 ± 0.002	8.2 ± 0.7	0.8 ± 0.9
	(b)	0.267 ± 0.002	3.0 ± 0.2	-	-	-
	(c)	0.273 ± 0.002	2.3 ± 0.2	-	-	-

Figura 2.7. Conteo de distancias Atómicas de los N de coordinación.

Aunque no hay cambios significativos en los números de coordinación y las distancias atómicas de los pares Ni-Zr y Zr-Zr sobre la cristalización están reconocidas, si se han encontrado cambios drásticos en el número de coordinación del par Al-Zr en la cristalización. Este cambio significativo índico que la configuración atómica local en aleaciones amorfas es significativamente diferente en lo correspondiente al equilibrio de fases cristalinas. Los resultados indicaron la necesidad de un largo reordenamiento del Al alrededor del Zr en el curso de la cristalización. El largo rango atómico de reordenamiento es dificultado por la densidad de empaquetamientos aleatorio de fases amorfas.

Basados en lo descrito anteriormente, la figura 2.8 hace un resumen de los fenómenos principales y explica la alta habilidad para la formación estructuras amorfas en aleaciones amorfas en sistemas multicomponentes base Li, Mg, Zr, Pd, Fe, Co[4-7]. Esto es atribuido nuevamente a un nuevo tipo de líquido subenfriado con un factor de densidad empaquetamiento aleatorio, una nueva configuración atómica de corto alcance y largo alcance resultado de elementos multicomponentes con diferentes tamaños y calores de mezcla negativo. La peculiar estructura líquida puede tener elevada energía interfacial sólido/líquido provocando una suspensión de las nucleaciones de fases cristalinas, una elevada viscosidad que provoca el incremento de T_g/T_m y una baja difusividad atómica provoca una dificultad en el crecimiento de fases cristalinas.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

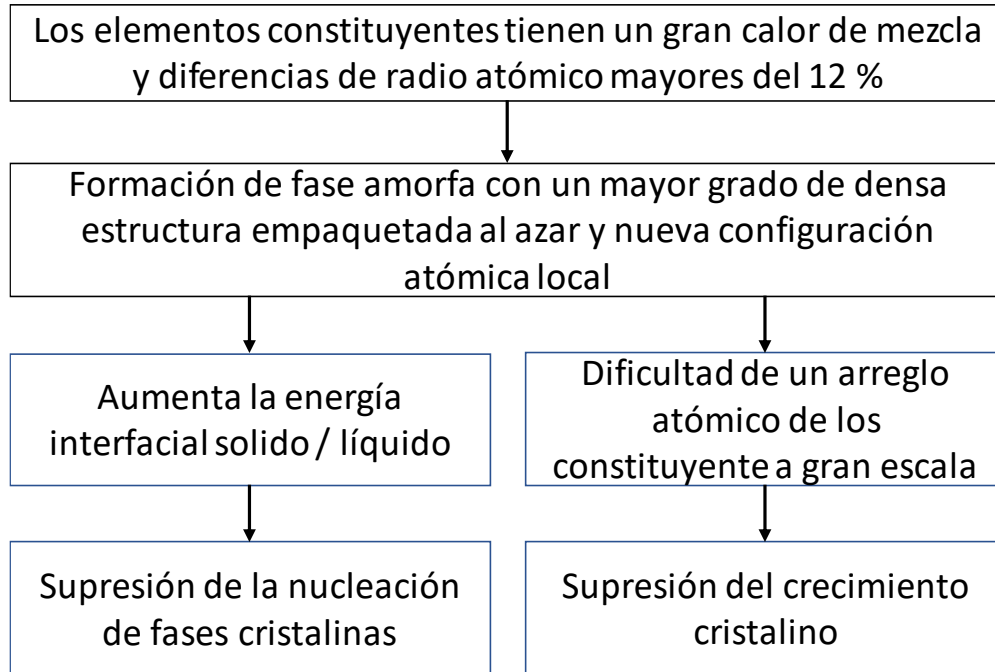


Figura 2.8. Cuadro resumen de obtención de aleaciones amorfas

2.3- Aleaciones Nanoestructuradas

Los materiales nanocristalinos se caracteriza por poseer un tamaño de grano a escala nanométrica (por debajo de los 100 nanómetros). Debido a su reducido tamaño, su estructura está caracterizada por poseer una gran fracción de volumen de borde de grano o interfaces, confiriendo una variedad significativa de propiedades físicas, mecánicas y químicas muy distintas a los materiales policristalinos convencionales. Se ha encontrados para algunas aleaciones excelentes propiedades comparadas con materiales policristalnos y sólidos amorfos convencionales [13,14], pudiendo exhibir un incremento en la resistencia y dureza, mejoramiento ductilidad y tenacidad, reducción del módulo elástico, mejoramiento en la difusividad, elevado calor específico, mejoramiento en el coeficiente de expansión térmica y propiedades magnéticas superiores las aleaciones convencionales. Se ha reportado también un mejoramiento en la ductilidad en materiales policristalinos frágiles como cerámicos y algunos intermetálicos [15-16]

La idea básica de materiales nanocristalinos fue propuesta por Gleiter en 1981 [17] que establecía la generación de nuevas clases de materiales con elevada densidad de bordes de grano con más del 50% átomos dentro de los bordes de grano. En la figura 2.9 se muestra un esquema en dos dimensiones del modelo propuesto para materiales nanométricos.[13].

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

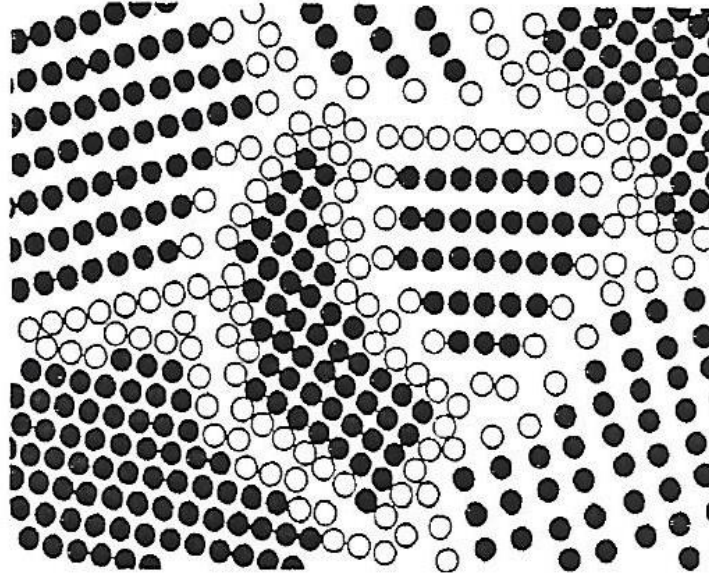


Figura 2.9 Modelo propuesto para materiales nanométricos.

Se observa dos tipos distintos de átomos en la estructura nanocristalina, átomos dispuestos en la estructura cristalina junto con sus átomos vecinos caracterizados por el parámetro de red y átomos alojados en los bordes de granos con espaciado interatómico variable. Los materiales nanocristalinos poseen una elevada densidad de interfase y una sustancial fracción de átomos se encuentra dentro de las mismas. Asumiendo que los granos toman una forma esférica o cúbica el volumen de interfase en el material nanocristalino puede ser estimada por la siguiente relación $3\Delta/d$ (donde Δ es el promedio del espesor de la interfase y d es el promedio del diámetro del grano); Por lo tanto, la fracción de volumen de las interfaces puede ser del 50% para tamaños de grano de 5 nm , un 30% para tamaños de grano de 10 nm y un 3% para tamaños de grano de 100 nm. [14]

Los materiales nanocristalinos pueden ser clasificados en varias categorías de acuerdo a la dimensión de la nanopartícula [18]. La clasificación establece niveles de dimensiones. La dimensión Zero está compuesta por un clúster y cúmulos de átomos; la Uno y Dos están compuestas por multicapas de átomos diferentes respectivamente. Finalmente, el nivel Tres de la escala hace referencia a las estructuras cristalinas equiaxiales nanométricas. El esquema de este modelo se puede ver en la figura 2.10.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

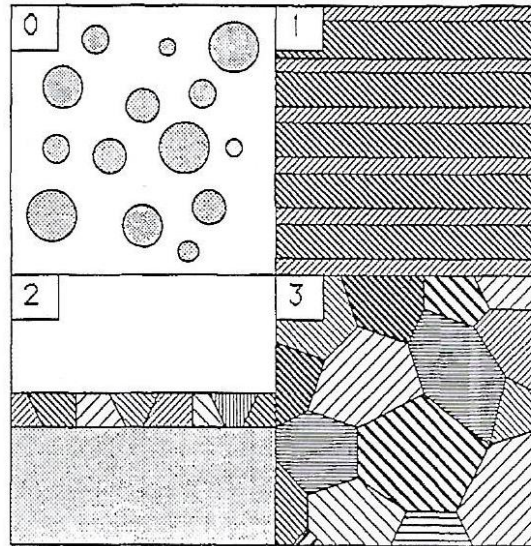


Figura 2.10. Modelos de clasificación de estructuras nanocrystalinas.

Los materiales policristalinos pueden estar formados por fases cristalinas, cuasicristalinas o amorfas y pueden ser tantos metales, intermetálicos, cerámicos semiconductores y materiales compuestos. En los últimos años, se ha hecho más hincapié en los materiales nanocrystalino que presentan el tercer nivel de las estructuras nanocrystalinas donde se esperan encontrar un mejoramiento en propiedades mecánicas, magnéticas, etc. Por otro lado, en primer nivel a la escala de materiales nanocrystalino se aboco el estudio a la aplicación de materiales electrónicos.

Hoy en día, existen diferentes métodos para de obtener materiales nanocrystalinos siguiendo el clásico camino de la consolidación in Situ de partículas ultrafinas que comiencen a formarse a partir del estado sólido, líquido ó gaseoso. Estos procesos incluyen trituración mecánica; procesos de deposición por spray; deformación plástica severa [19]; “sputtering” [20]; electro electrodeposición [21,22]; erosión “spark”; temple rápido y cristalización completa a partir de sólidos amorfos. [23]

2.3.1 Procesos para la obtención de aleaciones nanoestructuradas

Expresada la base teórica que explica la posibilidad de obtener vidrios metálicos se puede comenzar a comprender la génesis de las aleaciones nanoestructuradas obtenidas a partir del control de las tasas de enfriamiento y el fenómeno de desvitrificación producido por el tratamiento del material amorfo.

Existen en la actualidad varios procesos y técnicas implementadas en la manufactura de aleaciones tanto amorfas como nanoestructurada producto del control de las tasas de enfriamiento o el posterior tratamiento de la aleación amorfa [24], entre las que se destacan el conformado por extrema presión y la deposición de recubrimientos superficiales que se caracterizan por su elevada tasa de enfriamiento y finos espesores. La deposición física por vapor y los procesos de fundición por arco: “Termal Spray”, aplicando la técnica “Oxifuel Spray” y “Plasma Spray” con doble alambre

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

de alimentación, son ejemplo de estos recubrimientos donde se obtienen tasa de enfriamiento en el orden de los 10^9 K/s⁻¹ y 10^4 K/s⁻¹ con espesores en el orden del micrón (μm) y de hasta 1 mm respectivamente.

Si bien desde el punto vista industrial la limitante del espesor es un punto excluyente existen varios procesos de soldadura por arco con alambre macizo (GMAW); con alambre tubular (FCAW); transferencia por plasma (PTAW); y soldadura por arco sumergido (SAW); que depositan recubrimientos duros multicapa “Hardfacing”- donde se logra espesores en el rango de 3 a 10 mm con una tasa de enfriamiento en el orden 10^2 K/s⁻¹. Sin bien estas tasas enfriamiento no son suficientemente altas para la obtención de microestructuras amorfas a niveles macroscópico, en su lugar se ha reportado un refinamiento de microestructura a nivel nanométrico con excelentes propiedades combinadas, que en aleaciones nanoestructuradas, confiere elevada resistencia al desgaste; bajo coeficiente de rozamiento y resistencia a altas temperaturas. [25-27]

Un punto importante para considerar en la soldadura de recubrimientos duros es la íntima mezcla con sustratos cristalinos que dificulta la retención de la estructura vítrea del depósito, independientemente de la velocidad crítica de enfriamiento, debido a la presencia de sitios de heterogéneos para nucleación de fases cristalina [28].

Dentro de las variantes que existen en los procesos y técnicas utilizados en la obtención de fases y microconstituyentes con tamaños en el orden del nanómetro se destacan, en el área de recubrimientos superficiales, la implementación del control de las tasas de enfriamiento o el posterior tratamiento de aleaciones amorfas que permiten obtener estructuras cristalinas con tamaños nanométrico producto de una elevada tasa de nucleación y corto tiempo de crecimiento logrando el refinamiento la microestructura.

El desarrollo de aleaciones a nivel nanométrico y los medios para producirlos todavía se encuentra en estado de prueba, pero en constante desarrollo. El desafío se centra en obtener productos concretos y confiables de manera eficaz y reproducible a escala industrial. Uno de los rubros donde se ha implementado este tipo de aleaciones son los procesos superficiales de recargue mediante soldadura en sus diferentes vertientes: “harbanding / hardfacing”: FCAW; recubrimientos superficiales de bajo espesor. Las propiedades inusuales de estas aleaciones que combinan alta resistencia y ductilidad y /o bajo coeficiente de roce, entre otras, [26-27], se obtienen en un amplio rango de valores que van a depender del proceso empleado y las tasas de enfriamiento que se logren.

Estos recubrimientos pueden presentar una microestructura amorfa o nanoestructurada dependiendo de las velocidades de enfriamiento del metal depositado en el sustrato y la aleación en particular. La deposición mediante vapor vía laser confiere una tasa de enfriamiento bastante elevada de 10^9 K/s logrando pasar por debajo de la nariz de la curva de enfriamiento continuo y evitar la desvitrificación de la aleación confiriendo una microestructura amorfa [28]. Como contrapartida los espesores obtenidos por este proceso no sobrepasan el micrón y pasa a ser poco factible de llevar a nivel industrial. Otros procesos como el termal Spray con doble alambre o el “Oxifuel Spray” pueden obtenerse espesores en el rango de 0,1-1 milímetro con microestructuras

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

amorphas debido a que la tasa de enfriamiento se encuentra alrededor de 10^4 K/s. Finalmente unos de los procesos que estarían dentro del target para una aplicación industrial engloba la soldadura semiautomática mediante procesos FCAW/MCAW obteniendo espesores que van de 3 a 10 mm y tasa que llegan a 10^2 K/s, confiriendo una microestructura nanoestructurada. En la figura 2.11 se muestra las gráficas de enfriamiento continuo [29].

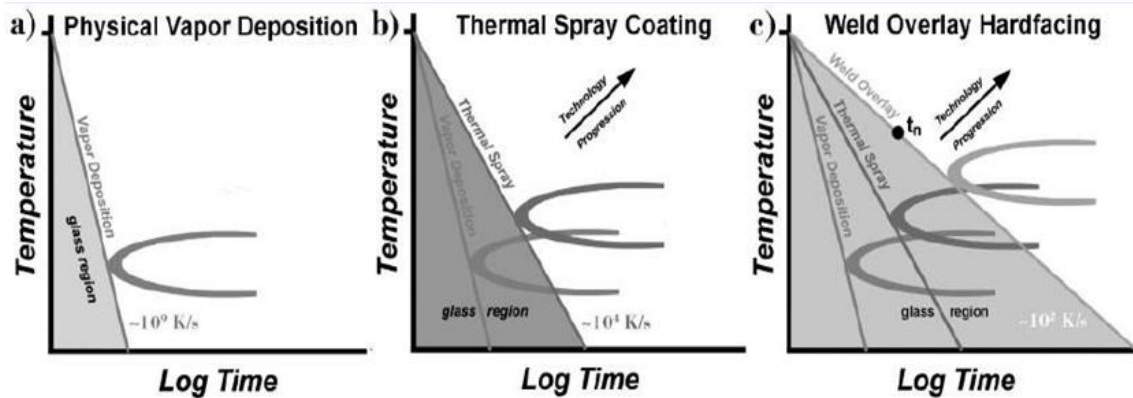


Figura 2.11 Velocidades crítica de enfriamiento de diferentes procesos de soldadura.[28]

Se podrían lograr estructuras amorfas en este último proceso, pero se necesitaría sistemas de enfriamientos más agresivos como refrigeración por agua o bateas de cobre que posee un coeficiente de disipación térmica mayor y facilitar la extracción de calor. Sin embargo, el hecho de que el recubrimiento se mezcle íntimamente con el sustrato de carácter cristalino genera una elevada tasa de nucleación heterogénea y posterior crecimiento que dificulta la retención de la estructura amorfa independientemente de la tasa de enfriamiento, provocando un refinamiento de la estructura que le brinda a estos recubrimientos una combinación de propiedades más que interesante como elevada resistencia al desgaste abrasivo y bajo coeficiente de roce.

2.4- Soldadura FCAW

2.4.1- Soldadura de recubrimientos superficiales

Uno de los procesos de soldadura por arco más implementados en la actualidad en el uso de recubrimientos superficiales es la soldadura semiautomática FCAW debido a su elevada tasa de deposición y a la posibilidad de controlar el aporte térmico de forma automatizada. Esto se logra fijando las variables involucradas en el proceso: tensión; corriente y velocidad de soldadura. La variación de estos parámetros influye sobre las propiedades de metal de soldadura modificando sus propiedades mecánicas y afectando la vida útil del recargue.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

2.4.2 -Proceso de soldadura FCAW.

El proceso de soldadura por alambre tubular (FCAW), mostrado en la figura 2.12, es un sistema de soldadura por alimentación continua donde el flux, compuesto por los elementos de aleación; fundentes y desoxidantes se aloja dentro del alambre tubular. Estos consumibles pueden ser auto protegidos (genera su propia atmosfera protectora al fundirse con el arco) o no, utilizándose en este caso alimentación externa mediante gases de protección como CO_2 o mezclas de Ar - CO_2 . La función del gas de protección es posibilitar la transferencia metálica del consumible hacia la pileta liquida formada en el sustrato, protegiendo el metal de soldadura de la formación de óxidos producto del contacto con el oxígeno o el nitrógeno existentes en la atmosfera.

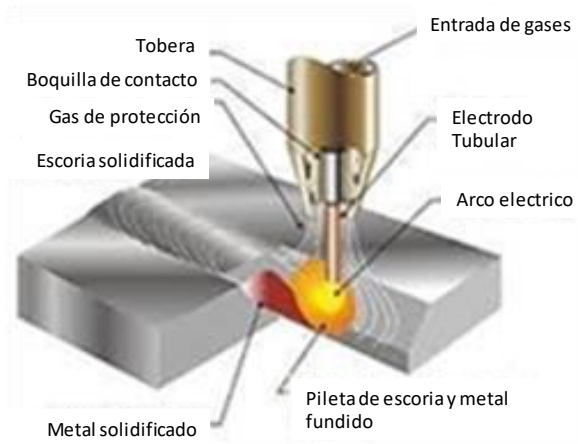


Figura 2.12. Esquema del proceso de soldadura FCAW.

El sistema de soldeo se muestra en la figura 2.13. El mismo está compuesto por una fuente de alimentación a tensión constante, un cabezal alimentador; tubos con gases de protección y una torcha que puede ser posicionada en un sistema de guiado automático o ser utilizada en forma manual. El conexionado presenta dos configuraciones posibles: la conexión directa (DCEP) e inversa (DCEN), siendo esta ultima la menos estable pero que dependiendo de la constitución del consumible y gas de protección puede ser utilizado. [30]

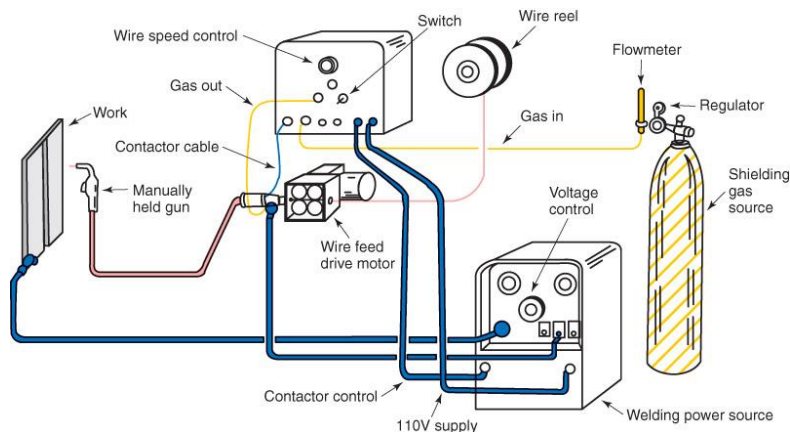


Figura 2.13. Configuración de equipo semiautomático de soldeo FCAW

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

2.4.3- Variables de procesos.

La casuística en la materia define el aporte térmico como la relación entre la potencia entregada y la velocidad de soldadura:

$$Q = \frac{IxV}{Vel\ avance} \quad \left[\frac{A \times V}{mm \cdot s^{-1}} \right]$$

La variación de cada uno de estos parámetros afecta la geometría del cordón en lo referente a penetración, ancho y sobre espesor. Además, la soldadura de recargue está caracterizada por realizar varios cordones en forma secuencial y en varios niveles o capas provocando variaciones en las velocidades de enfriamiento del metal soldado modificando su microestructura resultante como así también la cantidad de las zonas recristalizadas que pueden aparecer producto de revenidos sucesivos de los cordones [31].

A nivel físico el calor generado se explica por la resistencia que presenta el flujo de electrones al ser transportado dentro del alambre y la gran resistencia que presenta el aire cuando los electrones saltan del polo negativo (cátodo) hacia el polo positivo (ánodo) generando el arco eléctrico. La temperatura del arco alcanza aproximadamente los 6000°C, la que dependerá de la resistencia al flujo de la corriente presentada por la longitud de arco, la composición química y diámetro del alambre [32].

Por otro lado, el modo de conexión en el circuito de soldadura también incidirá en el aporte térmico siendo la polaridad directa la que genere mayor calor en la pieza. La polaridad DCEP establece que la pieza trabaje como cátodo provocando que los electrones sean arrancados de la misma, generando mayor calor y fluyendo hacia el ánodo o electrodo consumible. Esta configuración genera una mayor penetración y estabilidad de arco [32] aunque la polaridad inversa DCEN permita una menor dilución [32].

2.4.4_ Variación de corriente

La corriente de soldadura en estos tipos de procesos es proporcional a la velocidad de alimentación del alambre para un diámetro, composición y longitud libre de arco determinado [32]. Elevadas corrientes de soldadura incrementan la velocidad de deposición del metal soldado generando una mayor dilución, que en función de la composición química de la aleación puede mejorar o empeorar sus propiedades [32]. Por otro lado, la corriente insuficiente produce grandes gotas y salpicaduras excesivas.

2.4.5- Variación de tensión

El incremento de la tensión genera una disminución en la penetración dentro del sustrato generando una menor dilución y un incremento en el ancho y el sobre espesor en los depósitos soldados. Las fluctuaciones en la tensión pueden generar porosidad en los depósitos, por lo que es

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

recomendable para procesos FCAW utilizar fuentes de tensión constantes [32]. Por otro lado, la disminución de la tensión genera cordones angostos y convexos sin penetración [32].

2.4.6 - Longitud libre del electrodo.

La longitud libre de electrodo se estableció como la extensión de alambre que se extiende desde la salida del pico de contacto hasta el extremo donde se establece el arco, como se aprecia en la figura 2.14. Si se fijan constantes los demás parámetros de la máquina, la energía producida por el alambre debido al efecto joule modifica la intensidad del arco; la velocidad de deposición y penetración [32].

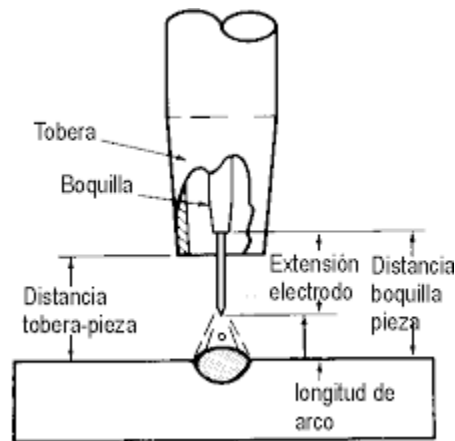


Figura 2.14. Esquema de Longitud libre de electrodo

Una longitud libre de electrodo demasiado larga puede generar un arco inestable y con excesivas salpicaduras. En cambio una longitud corta genera un arco más largo pudiendo generar la acumulación de salpicaduras en la tobera, interfiriendo con el flujo de gas [33].

2.4.7-Velocidad de soldadura.

A mayor velocidad de soldadura se imprimen cordones irregulares y de mala apariencia. Velocidades bajas provocan una mayor penetración y puede llegar el sobrecalentamiento del sustrato pudiendo fundirlo en su totalidad, dependiendo del espesor del sustrato.

2.4.8-Fabricación de electrodos.

Existen varios métodos para la fabricación de electrodos tubulares. Un método consiste en conformar una hoja delgada de la aleación deseada en forma de U. Luego se introduce una cantidad de fundente, para luego cerrarla mediante una serie de anillos que le confieren el tamaño al electrodo, compactando aún más el fundente.

En el segundo método se parte de un tubo sin costura de la aleación deseada. Se sella uno de los extremos y se procede a hacer vibrar el tubo durante el proceso asegurando su llenado. Una vez

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

completada la operación se procede a sellar el extremo abierto y luego se conforma el tubo mediante una serie de troqueles.

2.4.9- Modos de transferencia bajo atmosfera de Ar-CO₂ y en autoprotegido

En los alambres tubulares, la escoria formada por los constituyentes del relleno puede afectar los fenómenos de transferencia. El tipo de transferencia depende del sistema de relleno utilizado y se han identificado los siguientes fenómenos de transferencia [34, 35] mediante el uso de cámara de alta velocidad de captura de imágenes. Estos efectos se ilustran en la figura 2.15.

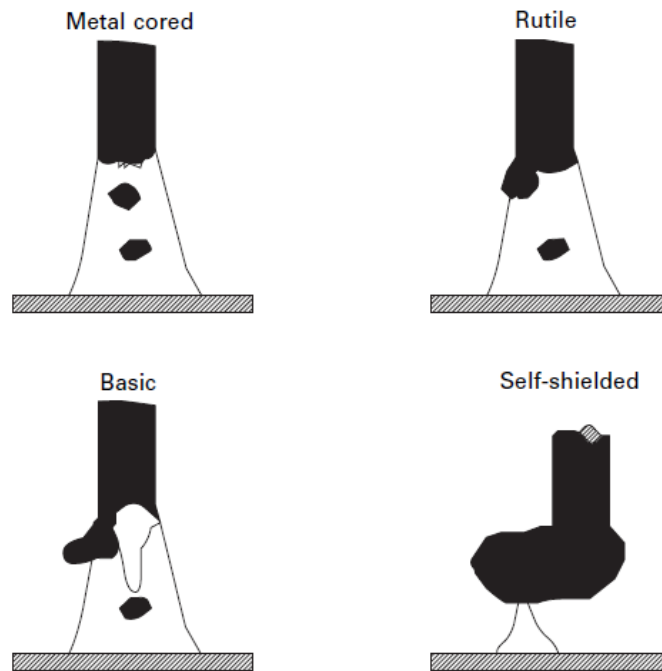


Figura 2.15. Representación esquemática de los modos de transferencia de alambres tubulares [35].

A continuación, se definirán los modos de transferencia de relleno metálico (“metal cored”), rutilico, básico y autoprotegido.

Relleno metálico

Los consumibles de alambre con núcleo metálico contienen muy poco flujo no metálico y tienden a comportarse como cables sólidos. Se obtiene un modo de transferencia de arco corto a bajas corrientes y spray axial proyectado a corrientes más altas. Además, se puede lograr un funcionamiento negativo estable del electrodo bajo argón o en mezclas ricas en gas argón / CO₂. La transferencia por rociado de flujo continuo que se produce a altas corrientes (por ejemplo, 350 A para un alambre de 1.2 mm de diámetro) proporciona altas tasas de deposición y perfiles de cordón de soldadura suaves [35]. Recientes trabajo del grupo de Mendez [36], figura 2.16, realizados con

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

un alambre tubular Ni-WC, bajo atmosfera de Ar-15 % O₂ y 27,5 V y muestran de manera detallada el modo de transferencia. Se puede ver una gota regular, de diámetro aproximadamente igual al del alambre, de caída axial de la gota, el cono o campana del arco eléctrico y el desprendimiento del relleno.

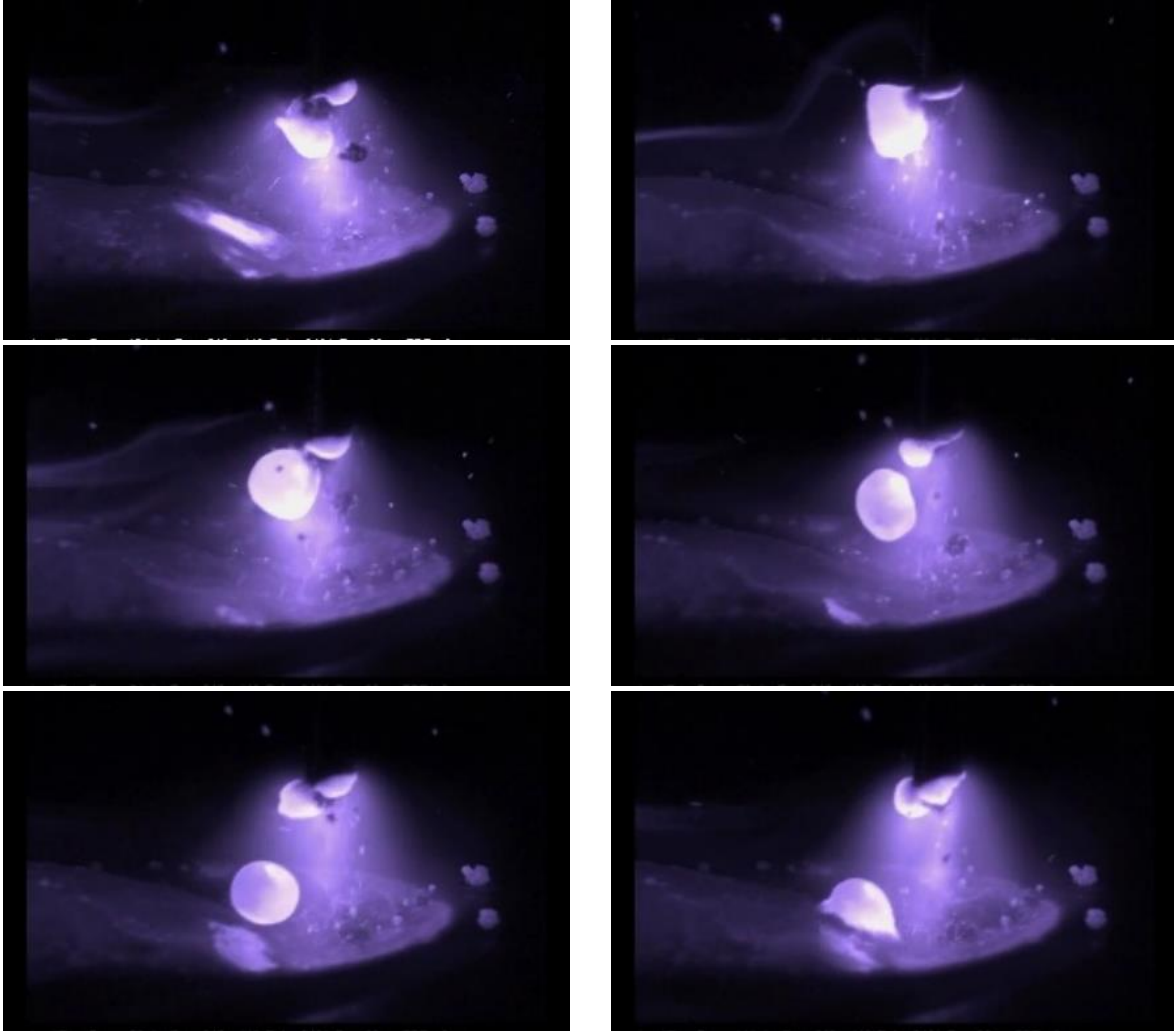


Figura 2.16. Modo spray en alambres metal cored.

Alambres de relleno de rutilo

Los consumibles de alambre con núcleo de fundente de rutilo se operan normalmente en el modo de rociado o “spray”, donde proporcionan una transferencia no axial suave. Parte del relleno se funde para formar una capa de escoria en la superficie de la gota, una pequeña cantidad se descompone para formar gases de protección, mientras que el flujo no fundido se transfiere al baño de soldadura donde se funde y produce una capa protectora de escoria. El relleno no fundido se proyecta desde la punta del alambre.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

Alambres con relleno de fundentes básicos

La formulación de un relleno básico proporciona una transferencia de arco corto irregular a corrientes bajas y una transferencia globular no axial a corrientes más altas. El relleno no fundido forma un dedo pronunciado que se proyecta desde el alambre hacia el arco. El efecto de la formulación del relleno en el tamaño de la gota para alambres con núcleo de flujo protegidos con gas se muestra en la Fig. 2.15.

Alambres autoprotegidos

La transferencia por arco corto y globular repelida se encuentran comúnmente con este tipo de consumibles y pueden formarse "gotas" globulares levitadas muy grandes en la punta del alambre. La corriente de gas generada en el núcleo rebota en la superficie de la pileta líquida, creando un colchón en el que la gotita fundida puede flotar e incluso trepar por el alambre (Fig. 2.17) [38]. Esto dificulta el desprendimiento de gotas y tiende a aumentar la exposición del metal fundido al aire. Ya en 1968, Smith y Johannes [39] publicaron una fotografía de alta velocidad que mostraba gotas de metal que se acumulaban y trepaban por la pared de la vaina. Esto fue confirmado [38] por las películas de video de alta velocidad que muestran que las gotitas suspendidas fuera del eje del alambre (como en la Fig. 2.17) por lo general no permanecen dentro del escudo de gas. La tendencia globular puede reducirse mediante la formulación del relleno y existe evidencia de una transferencia secundaria que se produce desde la base del glóbulo, así como una transferencia de gotitas explosivas.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

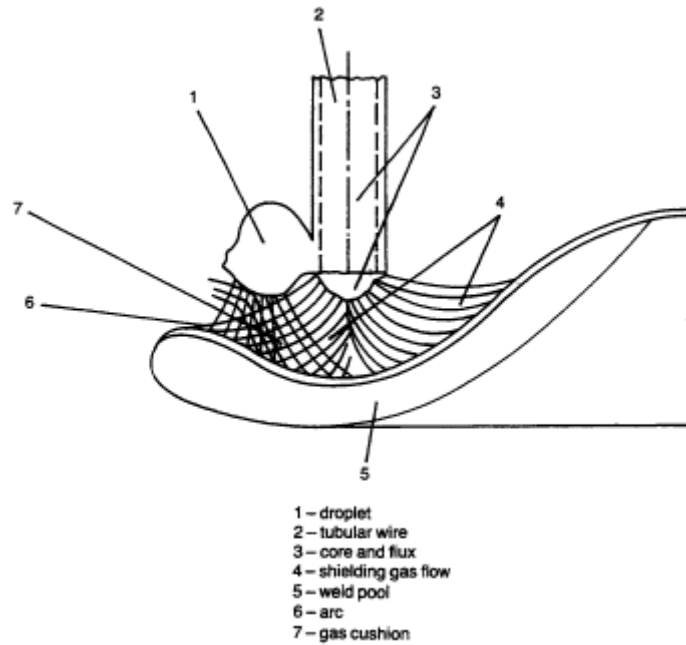


Figura 2.17. Modo de transferencia en alambres autoprotegidos [38].

Recientes trabajos realizados por Mendez [36], realizados con un alambre tubular Ni-WC, en polaridad DCEN a 10 V, bajo Ar-5% O₂ y diámetro 1,6 muestran un modo de transferencia globular repelido con características similares a las observadas en alambres autoprotegidos, ver figura 2.18. En este caso la fuerza de transferencia dominante es gravitacional, pero la repulsión causada por las fuerzas de plasma inducidas electromagnéticamente o chorros de vapor que actúan sobre la base de la gota, en la raíz del arco, empujan el material fundido. Una vez que la gota se ha levantado, se crea un campo magnético asimétrico y la gota se puede girar o expulsar bajo la influencia de las fuerzas resultantes. Este modo de transferencia generalmente no es deseable debido a la poca estabilidad y los altos niveles de salpicaduras.



Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

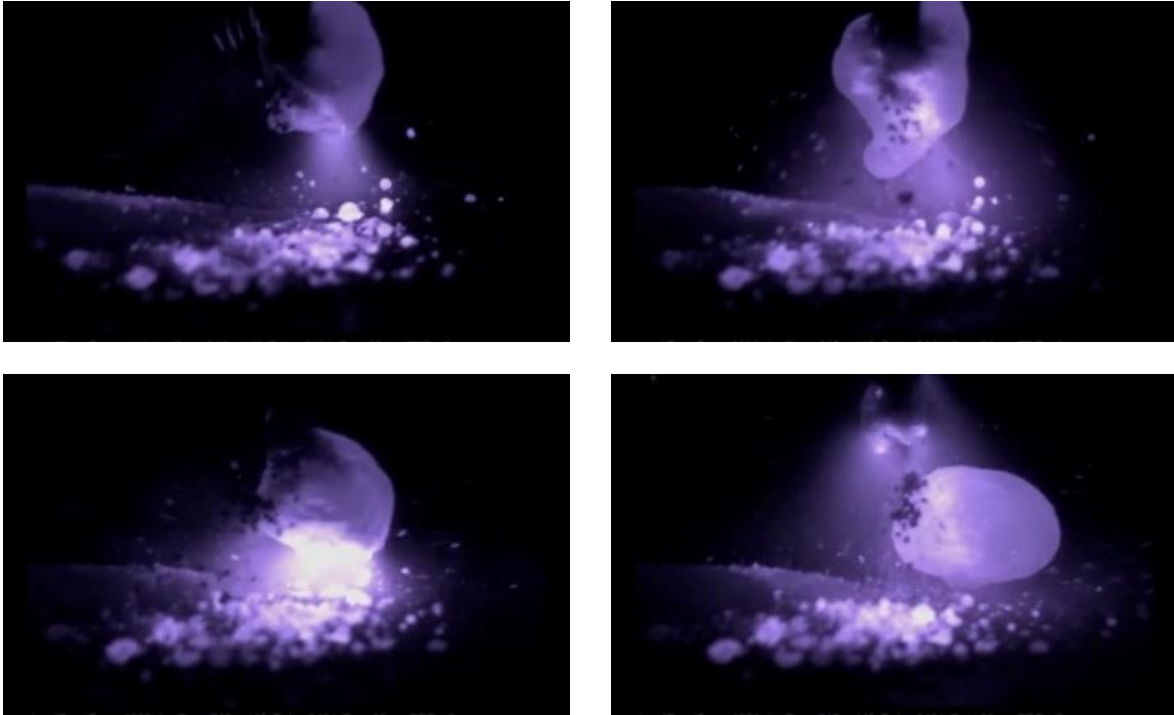


Figura 2.18. Modo globular repelido formado por la polaridad DCPN [36]

2.4.9-Ventajas y desventajas de los alambres tubulares.

Las ventajas de este proceso de soldadura radican en las elevadas tasas de deposición de material [2] debido a la alta densidad de corriente que circula por el alambre producto de su sección tubular, en comparación con alambre macizo, provocando un incremento del calor resistivo ($I^2 \times R$) y la velocidad de quemado. La eficiencia en la deposición del material es mucho mayor que otros procesos si se lo compara con la soldadura SMAW donde la deposición de material llega aun 75% y el electrodo FCAW ronda el 90% [33]. La implementación de ángulos más estrechos en los ranurados de los biselés se puede llevar a cabo gracias a la alta penetración. Además, la adhesión de desoxidantes y otros agentes de fundentes permite realizar costuras de alta calidad en plancha con óxidos superficiales y con cascarilla de laminación [34].

Este proceso está limitado al uso en aleaciones metálicas base níquel y aleaciones ferrosas. Generalmente en aceros con bajo y medio contenido de carbono y algunos aceros de baja aleación, hierro fundido y un número limitado de aceros inoxidable. Los equipos y electrodos que se utilizan en el proceso FCAW son más costosos, sin embargo, se amortizan con trabajos a gran escala y elevados niveles de producción. Por otro lado, el uso de consumibles auto protegidos facilita los trabajos de campo y economiza el uso de gases.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

2.5- Mecanismos de desgaste

2.5.1 Introducción Tribología.

Se define “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.

2.5.2. Mecanismos de desgaste

Se define desgaste al fenómeno de remoción de material de las superficies en contacto y movimiento relativos por procesos mecánicos y/o químicos”.

La identificación de los mecanismos intervinientes es de primordial importancia en tribología, a través del cual, 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:

- 1- Propiedades de superficie
- 2- Propiedades de volumen de los cuerpos

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; la rugosidad o textura y 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 una entre las más relevantes 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 [35], sin embargo, existen casos en los que no se puede agregar un elemento lubricante externo, en estas situaciones se procede a modificar las superficies que se encuentran en interacción. Las técnicas de modificación pueden producir en la superficie una película delgada, dura, de baja fricción y resistente al desgaste sin afectar las propiedades del núcleo del componente.

En la figura 2.19, se observan los principales mecanismos de desgaste, que provoca pérdida ó adherencia de material producto de la energía producida por el contacto entre 2 superficies [36].

A continuación, se explicarán brevemente los mecanismos de desgaste más habituales, haciendo hincapié en el desgaste por abrasión.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

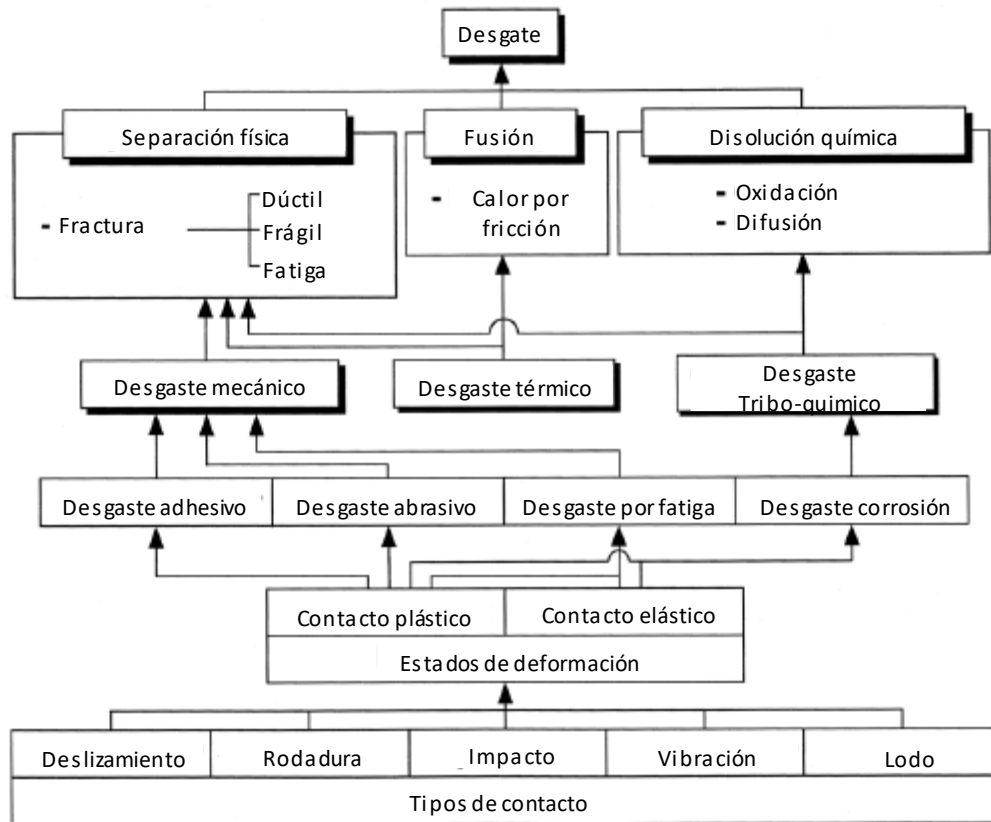


Figura 2.19. Cuadro resumen de mecanismos de desgaste [36].

2.5.3. Desgaste por 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 que se encuentran en la superficie pueden prevenir efectivamente la adhesión).

2.5.4 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” (el desprendimiento del material ocurre una vez que el fragmento “debris” alcanza un tamaño crítico, puesto que va creciendo gradualmente). El proceso de formación del “debris” puede ocurrir como resultado de cambios químicos dentro de la película transferida o del crecimiento de la energía elástica en ésta, como se observa en la figura 2.20. Sin embargo, si la resistencia de la unión

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

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.

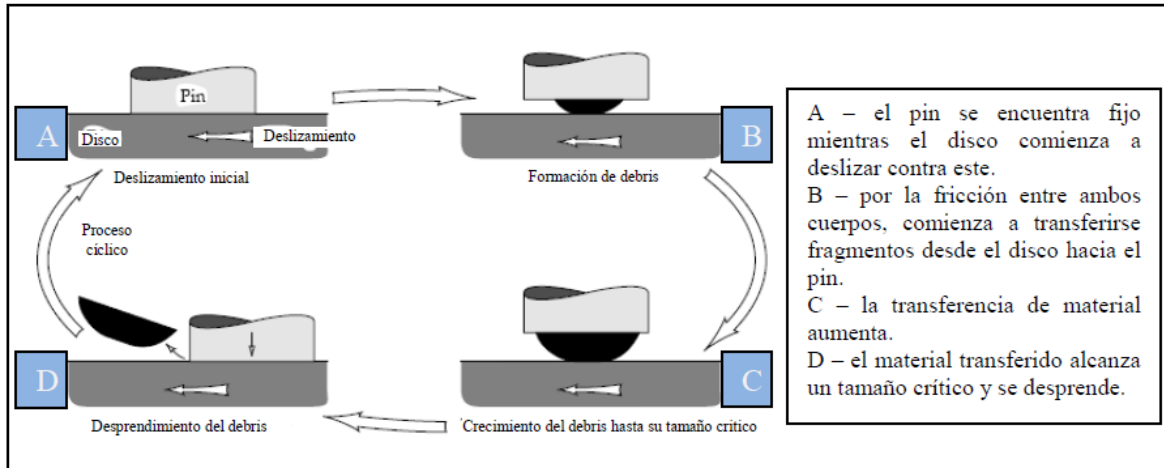


Figura 2.20 Proceso de generación y remoción de partículas de adhesión.

2.5.8. 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 "debris".

El desgaste abrasivo puede ocurrir por el rozamiento entre 2 cuerpos como se muestra en la figura 2.21a, uno de los cuerpos posee rugosidades o partículas duras (que actúan como partículas abrasivas) o entre 3 cuerpos mostrado en el esquema de la figura 2.21 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.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

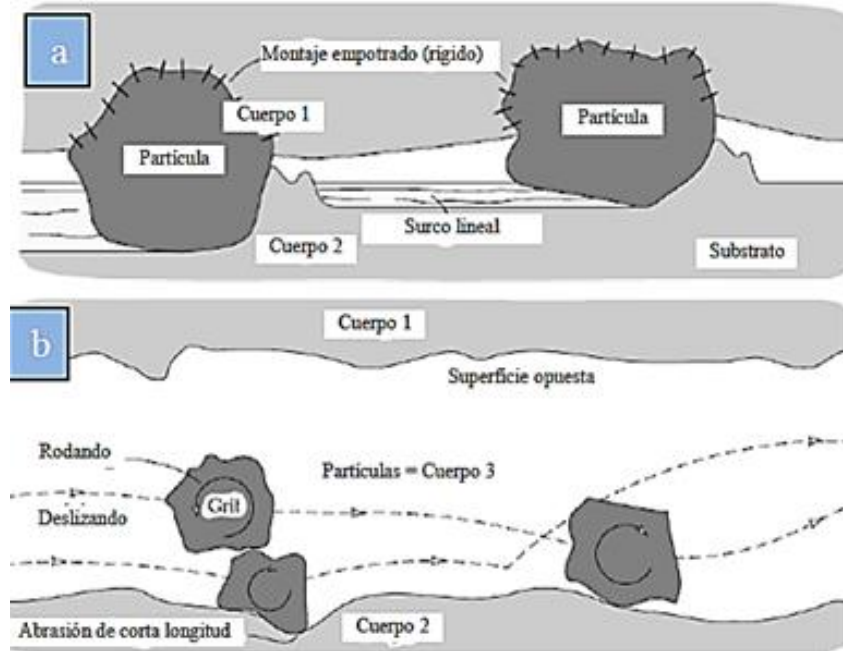


Figura 2.21 Desgaste Abrasivo a) dos cuerpos, b) tres cuerpos.

2.5.9. Mecanismos de desgaste abrasivo

Los mecanismos de desgaste abrasivo se clasifican: corte, fractura, fatiga y decohesión de granos superficiales. En la figura 2.22 se observa las diferentes modelos de desgaste abrasivo.

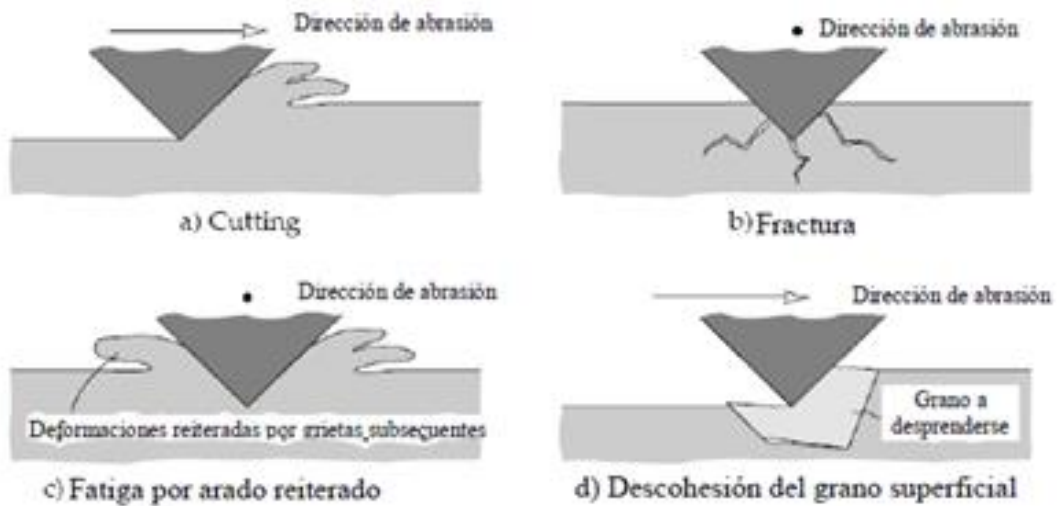


Figura 2.22. Mecanismos de desgaste abrasivo.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

- a) **Corte (*cutting*)**: 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 1º es el **mecanismo de corte** (*figura 2.23-a*), que genera un “debris” alargado; el 2º es el de **formación de cuña**, que crea partículas con dicha forma que se adelantan al avance de la partícula dura (*figura 2.23-b*) y el 3º es el de **arado** (“*ploughing*”) que crea un “debris” en forma de escamas (*figura 2.23-c*).

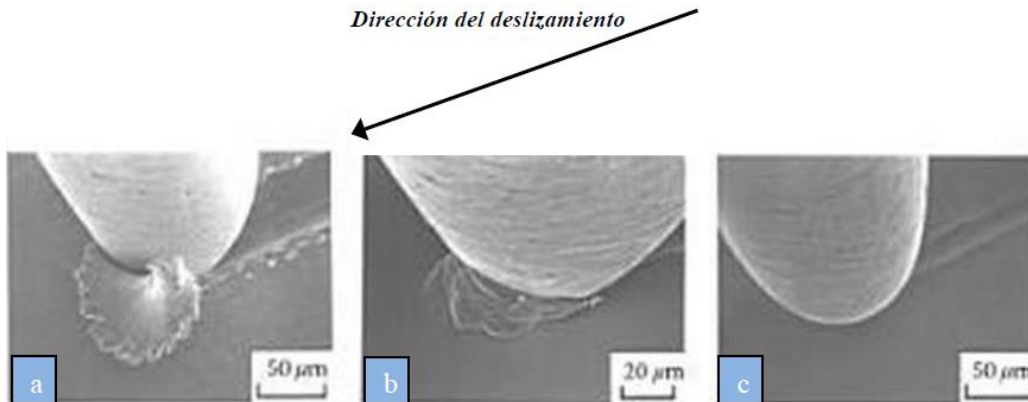


Figura 2.23. Submecanismos de corte a) cutting b) cuña c) arado

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 2.24.

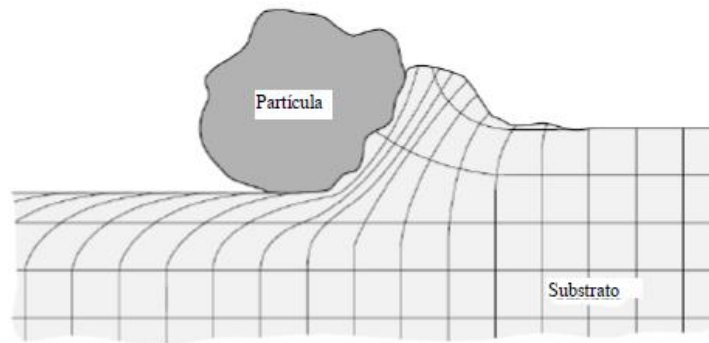


Figura 2.24. Mecanismo de Ploughing

b) Fractura: 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: 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.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

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: 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.

2.5.10. Resistencia al desgaste abrasivo vs dureza

Si consideramos la RESISTENCIA RELATIVA AL DESGASTE ABRASIVO (RAWR) [36] de metales puros recocidos y la graficamos en función de su dureza (Hb) (en un gráfico con ambos ejes en escala logarítmica), ver figura 2.25, veremos que la relación entre ellas es aproximadamente lineal.

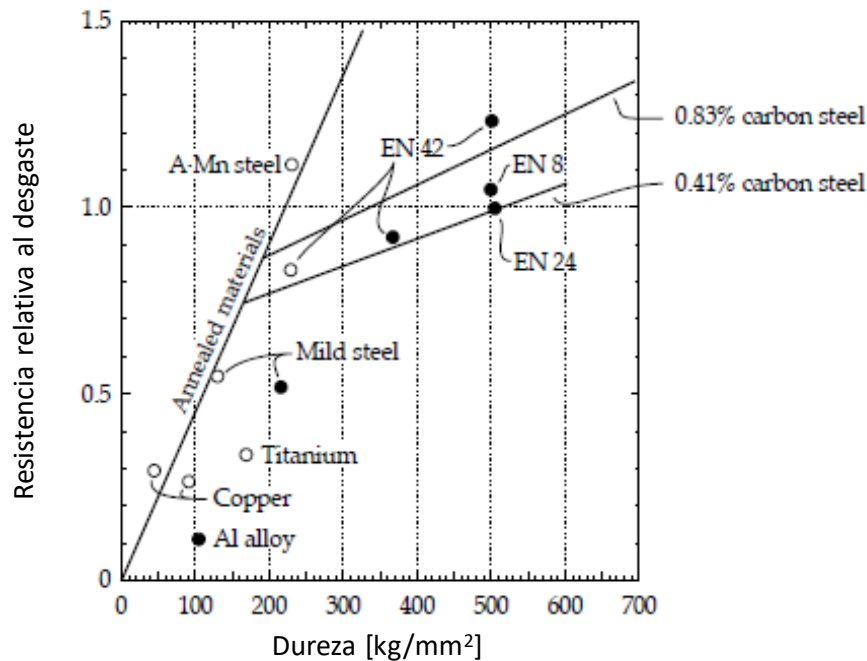


Figura 2.25 Grafica de resistencia al desgaste abrasivo en función de la dureza.

La resistencia al desgaste abrasivo de los aceros se puede mejorar considerablemente mediante una selección adecuada de la dureza y de las fases microestructurales. La selección de un acero depende de la dureza del abrasivo. Por ejemplo, si el abrasivo es relativamente blando, es decir, la dureza es inferior a 1000 [VHN], entonces es posible seleccionar un acero de dureza que sea mayor que 0.8 x dureza del abrasivo, el cual podría ser una martensita templada con una dureza de aproximadamente 800 [VHN] sería adecuado. Desafortunadamente, este enfoque encuentra relativamente pocas aplicaciones porque la mayoría de los abrasivos presentes en minerales naturales son más duros que 1000 [VHN] y con frecuencia es necesario elegir la fase microestructural que exhibe la mayor resistencia al desgaste como un abrasivo "duro", ejemplo

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

carburos. Entonces, en este caso, la resistencia al desgaste por abrasión no es del todo sinónimo de dureza.

La resistencia al desgaste abrasivo de un acero está determinada por las proporciones relativas de austenita, bainita, martensita, perlita y ferrita y por la presencia de cementita. Un resultado general de muchas pruebas diferentes es que la austenita y la bainita, que son más blandas que la martensita, son más resistentes al desgaste abrasivo por un abrasivo duro [37-41]. Se cree que esta resistencia superior al desgaste es el resultado de la mayor ductilidad y tenacidad de la austenita y la bainita, que suprimen las formas más rápidas de desgaste abrasivo, como el microcorte y la fractura por fragilidad [41]. Los aceros austeníticos funcionan formando una dura capa endurecida por trabajo en condiciones de fuerte abrasión [37-42] que solo se puede eliminar con dificultad de la superficie.

Para los aceros al carbono de baja aleación, la influencia de la fase microestructural depende de si se selecciona un acero hipereutectoide o hipoeutectoide. Para los aceros hipoeutectoides, la bainita es la fase más resistente a la abrasión, y la martensita templada y ferrita / perlita ofreciendo menos resistencia al desgaste [43-44]. Para los aceros hipereutectoides, la presencia y morfología de las inclusiones de cementita (carburo de hierro) tienen la influencia dominante. Con el mayor contenido de carbono, la microestructura recocida es superior a los aceros hipereutectoides endurecidos (martensíticos) [44]. La causa de esta mejora de la resistencia al desgaste es la inhibición de la formación de ranuras o surcos de abrasión debido a la presencia de inclusiones de carburo duro. La morfología de las inclusiones de carburo es crítica para la resistencia al desgaste abrasivo. La microestructura más resistente al desgaste contiene inclusiones de cementita laminar dentro de la perlítica. Cuando la cementita está presente como inclusiones esféricas, hay menor resistencia al desgaste porque las esferas no proporcionan barreras rígidas a la deformación plástica. Esta distinción se ilustra en la figura 2.26.

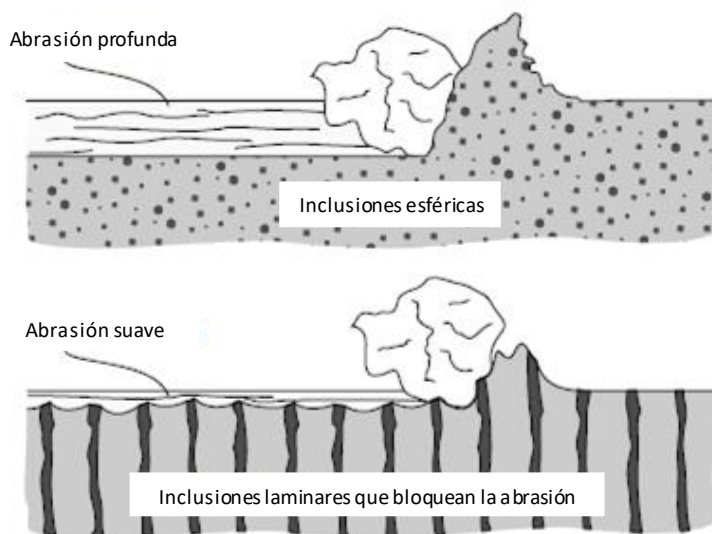


Figura 2.26. Influencia de la morfología de los carburos en el proceso de abrasión

Las inclusiones esféricas de carburo de hierro pueden mejorar la resistencia al desgaste abrasivo de un acero al aumentar la tensión de fluencia del acero según el efecto Hall-Petch [45]. Si el tamaño

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

de los granos es pequeño en comparación con las inclusiones de carburo, hay una mejora adicional en la resistencia al desgaste provista por el bloqueo directo de las ranuras de abrasión por inclusiones duras como se ilustra en la Figura 2.27. Este proceso se conoce como el 'efecto sobresaliente'. El efecto sobresaliente se vuelve significativo en aproximadamente el 10% del volumen de fracción de contenido de perlita [46]. Para abrasivos gruesos, la resistencia al desgaste aumenta gradualmente con el aumento del contenido de perlita, mientras que la resistencia al desgaste para granos más pequeños aumenta bruscamente a una fracción de volumen del 10%. En la Figura 2.28 se muestra una representación esquemática de la resistencia al desgaste versus la fracción de volumen de perlita.

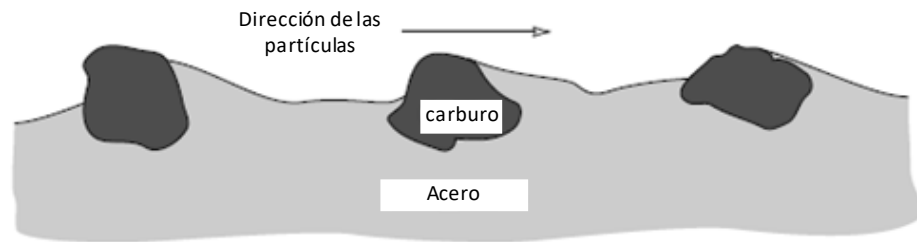


Figura 2.27. Inhibición de los surcos de desgaste debido a la presencia grandes carburos respecto al tamaño de los abrasivos.

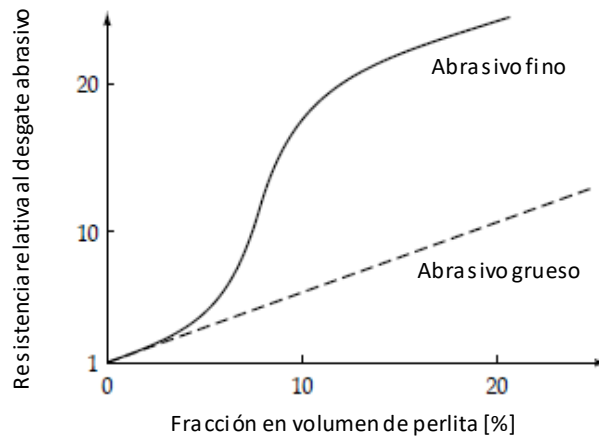


Figura 2.28. Resistencia a la abrasión en función del contenido de perlita en aceros.

La aleación de aceros con elementos como cromo, manganeso y níquel produce mejoras considerables en la resistencia al desgaste abrasivo. El acero clásico resistente a la abrasión es el acero de manganeso "Hadfield" con una composición de 12% Mn y 1.2% C [42]. El alto contenido de manganeso permite que se forme un acero austenítico virtualmente puro con un poco de martensita [43]. El acero de "Hadfield" es tenaz y resistente a la abrasión y, por lo tanto, es particularmente adecuado para situaciones en las que las rocas impactan sobre la superficie de desgaste. Otras composiciones resistentes a la abrasión son 0.55 - 0.65% C, 0.8 - 1.5% Cr conocidas como 'acero al cromo al 1%' y 'NiHard' que es 0.5% Si, 3 - 4% C, 2 - 4% Ni y 1 - 2% Cr [44]. Cuando el contenido de carbono de una aleación es alto y se forman carburos durante el tratamiento térmico, las inclusiones de carburo proporcionan una resistencia adicional al desgaste por abrasión mediante el mismo mecanismo que la perlita. Los elementos de aleación útiles para este propósito son el

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

romo y el molibdeno, ya que los carburos obtenidos son extremadamente duros. La dureza del carburo de cromo es aproximadamente 1300 [VHN] y la del carburo de molibdeno es aproximadamente 1500 [VHN]. Por otro lado, los elementos que forman carburos relativamente blandos, p. Ej. Se deben evitar el níquel y el manganeso, ya que pueden acentuar el desgaste abrasivo [2]. Un acero que contiene carburos puede poseer hasta cuatro veces la resistencia al desgaste abrasivo del acero libre de carburos correspondiente [2]. El pico de resistencia a la abrasión se produce en aproximadamente el 30% del volumen de carburo y, más allá de este nivel, la fragilidad parece causar la reducción de la resistencia al desgaste.

2.5.11 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 2.29, el volumen desgastado a través de una distancia L puede ser estimado como:

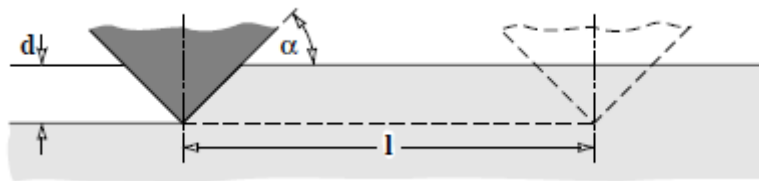


Figura 2.29. Modelos simplificado de desgaste abrasivo.

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 se muestra en la ecuación 2.3:

$$A_r = \frac{1}{2} \pi (d \tan \theta)^2 = \frac{P}{H} \quad (2.3)$$

Siendo P = carga normal a la superficie de contacto [N], H = dureza del material [N/cm^2]

Reemplazando en la ecuación 2.4, el volumen:

$$V_{ab} = d^2 \tan \theta L = \frac{2}{\pi \tan \theta} \frac{P L}{H} \quad (2.4)$$

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 se muestra en la ecuación 2.5:

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

$$V_{ab} = K_{ab} \frac{PL}{H} \quad (2.5)$$

En el desgaste abrasivo de metales, 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 $K_{ab} \gg K_{ad}$.

2.5.12. 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 2.30 y se da como sigue:

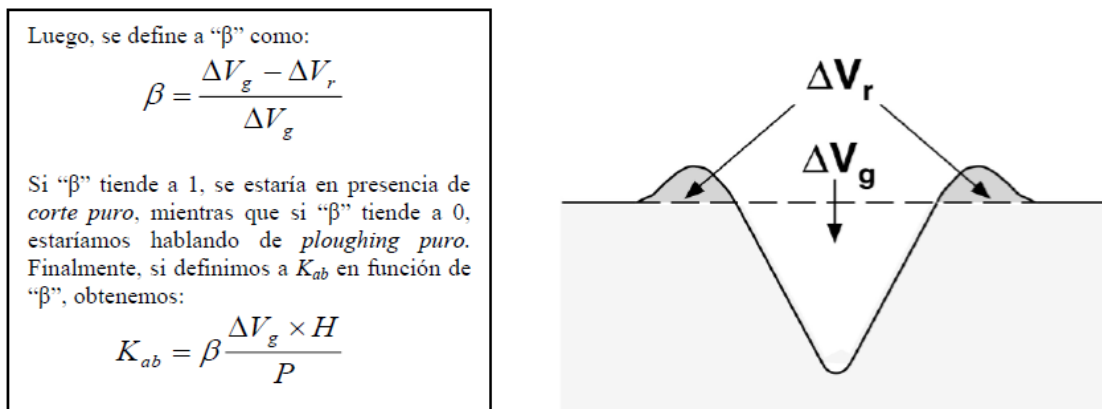


Figura 2.30. Volumen generado por el surco.

En la figura 2.31, 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*):

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

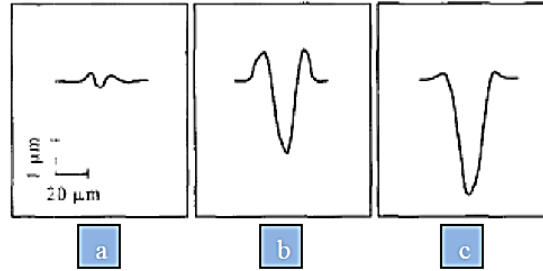


Figura 2.31. Sección de un surco a) ploughing mode (arado); b) wedge forming mode c) cutting mode.

2.5.13. Interacciones micromecánicas

Los mecanismos tribológicos micromecánicos describen los fenómenos de fricción y desgaste al considerar el esfuerzo y la tensión en el nivel de las asperezas, la generación y propagación de grietas, la liberación de material y la formación de partículas individuales. En típicos contactos de ingeniería, estos fenómenos tienen un nivel de tamaño de aproximadamente $1\ \mu\text{m}$ o menos, hasta el nivel de nanómetros.

En un contacto tribológico, una superficie se mueve sobre otra, por lo general mediante un tipo de movimiento de deslizamiento, rodado, corte o impacto. Las interacciones entre las superficies y los cambios de material resultantes registrarán la fricción y el comportamiento de desgaste. La fricción se puede generar por adhesión entre las dos superficies, por arado, o por deformación por aspereza, como se muestra en la Figura 2.32. En una situación de contacto rodante, la fricción es inducida por la histéresis del componente rodante deformado elásticamente repetidamente [47].

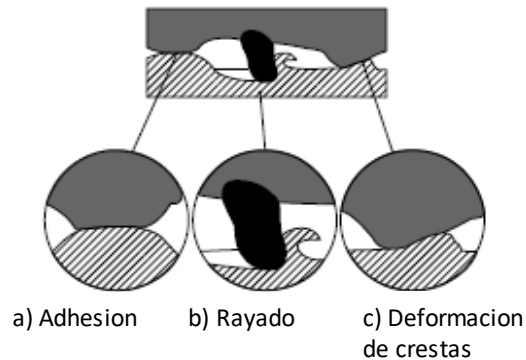


Figura 2.32. Esquema de los tres componentes del deslizamiento.

La elasticidad, la dureza y la resistencia a la fractura del material influyen en la fricción y el desgaste, tanto a macroescala como a microescala. En una macroescala, la superficie rugosa de un material elástico se deforma con la carga aplicada y, por lo tanto, la carga se extiende más ampliamente sobre las dos superficies, lo que da como resultado una presión superficial más baja, como se muestra en la Figura 2.33 (a) y b). Cuando se retira la carga, la superficie vuelve a su forma original.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

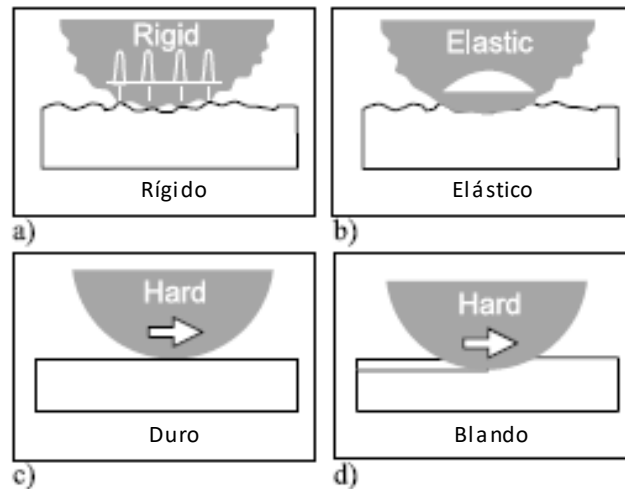


Figura 2.33. Esquema de deformación y presión de contacto para una esfera rugosa en un plano rugoso en el caso en que ambos son (a) rígidos y (b) elásticos. La deformación del sustrato cuando una esfera dura se desliza sobre (c) un sustrato duro y (d) un sustrato suave.

En sistemas de deslizamiento o radura, la dureza del material indica su capacidad para transportar una carga. Cuando una superficie con forma de semi-esfera se desliza sobre una superficie plana y suave, pueden tener lugar la indentación y el arado, con alta fricción y desgaste. Cuando se emplea un material más duro, la acción de arado disminuye, hay menos fricción y desgaste, como se muestra en las Figuras 2.33 (c) y (d). Anteriormente se sugirió que la relación $E: H$ debería usarse como un parámetro para estimar la tasa de desgaste relativa de los materiales, y en varios casos esto se correlaciona bien con los resultados de las pruebas de desgaste experimentales [48].

En base a trabajos de varios autores [49, 50] en una situación de desgaste abrasivo, el desgaste es inversamente proporcional al módulo elástico. Sin embargo, esto puede ser cierto solo para superficies con fallas o grietas preexistentes porque, en general, los materiales tenaces y elásticos (por ejemplo, con baja E) son capaces de resistir la abrasión de manera muy efectiva. Si hay fisuras presentes, entonces una superficie más rígida (es decir, con alto E) puede resistir las fuerzas de apertura de fisuras, y esta es la razón por la que los modelos de mecánica de fractura frágil establecen valores altos de E para producir superficies "más tenaces". Sin embargo, la evidencia sugiere que un recubrimiento con un valor de E más bajo será más resistente al desgaste que uno de similar dureza, pero con un más alto E [51, 52]. Los recubrimientos con una mayor relación H / E tienen una deformación elástica más larga hasta la falla y, por lo tanto, son más capaces de deformarse (sin plastificarse) a medida que el sustrato se deforma.

Cuando una superficie se desliza contra otra, las geometrías de las dos superficies interactúan e influyen en las presiones y las tensiones generadas en los dos sólidos cerca de sus superficies. Los

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

mecanismos relacionados con la fricción y el desgaste han sido ampliamente estudiados por Holmberg y Matthews [53].

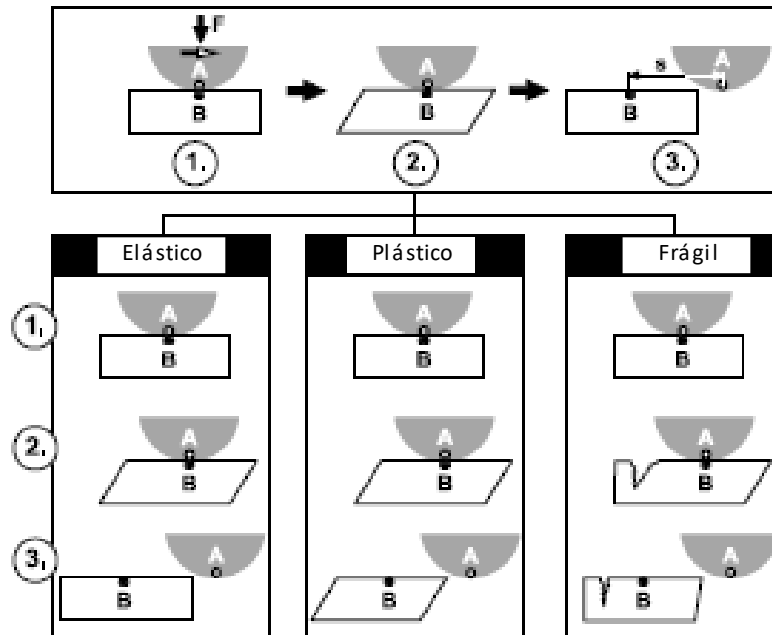


Figura 2.34. Los tres modos de reordenamiento de la energía en un contacto deslizante son la deformación elástica, la deformación plástica y la fractura por fragilidad.

Godet [54] presentó un enfoque de velocidad de reordenamiento en el que señaló que el comportamiento elástico, plástico, de fractura y de rodadura de contacto son importantes para la fricción y el desgaste. Los mecanismos básicos de desgaste pueden describirse estudiando los efectos de respuesta del material en una situación simplificada cuando una esfera se desliza sobre una superficie plana, como en la Figura 2.34. En la etapa 1, el punto A en la superficie superior está en contacto con el punto B en la superficie plana inferior. Cuando la superficie superior se desplaza a la etapa 2 a cierta distancia hacia la derecha, el punto B seguirá el punto A debido a la adhesión o enclavamiento entre las superficies. Este movimiento del punto B está permitido por la respuesta del material en la superficie inferior.

Esta respuesta del material se puede dividir en tres componentes: deformación elástica, deformación plástica y fractura frágil. En el caso elástico, B seguirá a A; y cuando se libera el contacto, B regresará elásticamente a su posición original. El trabajo en este proceso, la carga \times distancia movida, ha sido transformada en calor. El parámetro principal que indica la respuesta del material es el módulo de elasticidad de Young, (también llamado módulo elástico, E).

En la situación de comportamiento plástico, el punto B seguirá el punto A de la misma manera, pero después de la liberación del contacto, la deformación de la superficie plana no volverá a su forma original, sino que seguirá deformada. El trabajo del proceso de deslizamiento se ha transformado

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

en calor y en la modificación permanente del material. En este caso, un parámetro clave que indica la respuesta del material es la resistencia al corte, τ .

En tercer lugar, en la situación de comportamiento de fractura frágil, el punto B se mueve nuevamente con el punto A y ahora el movimiento se logra al formar la fisuración del material en el lado izquierdo del contacto. El contacto móvil ha creado una fisura en la superficie. El trabajo del proceso ahora ha sido transformado en calor y superficie de energía necesaria para la formación de nuevas superficies en la grieta. El parámetro que indica la respuesta del material es la tenacidad a la fractura K_{Ic} , más específicamente, la intensidad de tensión crítica para grietas microestructuralmente cortas, K_{Ic} . La tenacidad a la fractura se puede expresar más convenientemente en forma de velocidad de liberación de energía de tensión crítica, G_c .

Hasta ahora, se ha asumido que ambos materiales son homogéneos y sin defectos. Ahora asumiendo que el material plano no está libre de defectos, pero tiene grietas perpendiculares a la superficie, creadas, por ejemplo, por situaciones de deslizamiento previas. La figura 2.35 muestra cómo se modifica la superficie del estado elástico y vuelve después de cada contacto a su forma original. Sin embargo, después de un cierto número de contactos repetidos, se crearán grietas por fatiga en la superficie que resultarán en el desprendimiento del material. Una carga que sea lo suficientemente grande como para causar una deformación plástica en los primeros ciclos de la carga puede cambiar a una deformación puramente elástica en las últimas etapas debido a un efecto de material de interferencias de crestas de la superficie [55].

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

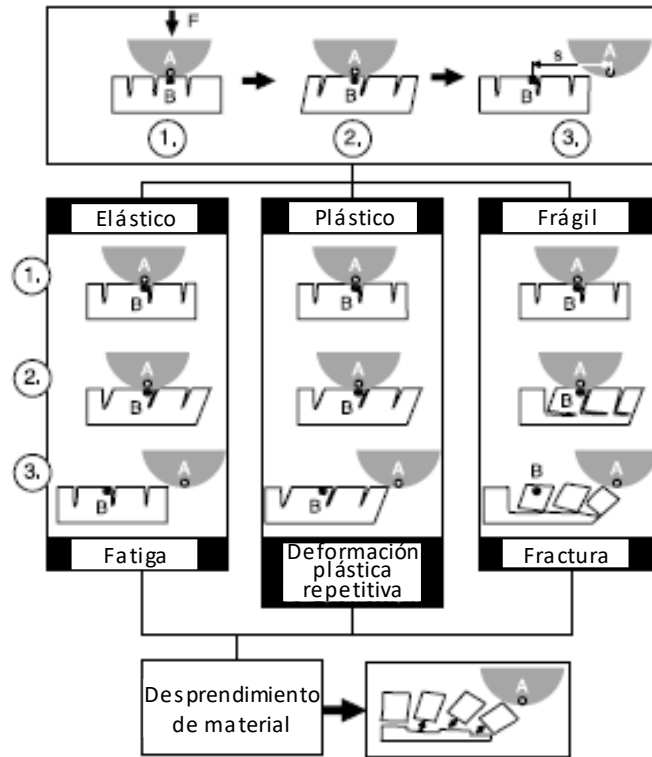


Figura 2.35. Liberación de material y mecanismos de formación de partículas en los modos de reordenamiento de energía elástica, plástica y frágil.

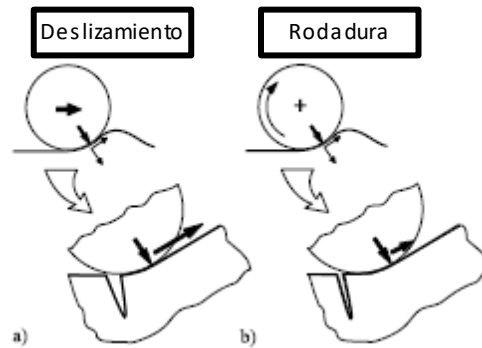


Figura 2.36. Reordenamiento de la energía para (a) deslizamiento y (b) rodadura, con superficies curvas o rugosas.

En la situación completamente plástica, el contacto dará como resultado una modificación de la superficie; y cuando esto se repita, la modificación continuará, y finalmente este proceso también producirá el desprendimiento de material desde la superficie.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

En la situación de fractura frágil, los contactos repetidos resultarán en más nuevas grietas. Se puede ver que, en los tres casos, se desprenderá material de la superficie y se formarán partículas de desgaste, “debris”.

Hasta ahora, la discusión se ha limitado a una esfera que se desliza sobre una superficie lisa. La situación es básicamente la misma, incluso si la superficie inferior no se considera plana debido a la rugosidad, curvatura o rayado de la superficie, como se muestra en la Figura 2.36. En el caso de rodadura, la situación será similar, pero ahora la fuerza de fricción tangencial será mucho menor y el campo de tensión en la superficie tendrá una forma diferente.

La conclusión de esta discusión es que el módulo de elasticidad de Young, la resistencia al corte y la resistencia a la fractura son parámetros importantes de los materiales que influyen en la fricción de contacto y en el comportamiento al desgaste. Para controlar la tasa de desgaste y fricción, es necesario conocer los valores de estos parámetros en el recubrimiento, en las asperezas y en la mayor parte del sustrato, como se ilustra en la Figura 2.37.

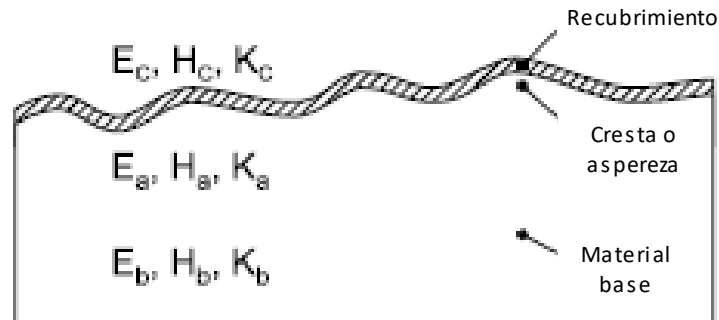


Figura 2.37. Los parámetros básicos de respuesta del material al reordenamiento energético son el módulo de elasticidad (E) de Young, la resistencia al corte (τ) y la resistencia a la fractura (indicada por K_{Ic} or G_c) en el recubrimiento (c), en las asperezas (a) y en el volumen del sustrato (b).

2.5.15. La influencia de la tenacidad a la fractura en el comportamiento del material

La influencia de la elasticidad sobre el desgaste ha sido reconocida en varios artículos. El efecto de plasticidad también ha sido ampliamente estudiado [56-59]. La dureza, H, es una medida de la presión de contacto necesaria para causar el rendimiento y el flujo de material en una superficie, es decir, la deformación plástica.

El parámetro comúnmente utilizado que indica la respuesta de los materiales frágiles es la tenacidad a la fractura o, más específicamente, factor crítico de intensidad de tensiones, factor K_{Ic} . La tenacidad a la fractura se puede expresar más convenientemente en forma de velocidad de liberación de energía de tensión crítica, G_c . Esta es una medida de la tenacidad a la fractura de un material y, como tal, es una propiedad material como el módulo de Young y la tensión de fluencia (Anderson et al., 1985). G_c se puede expresar como se muestra en la ecuación 2.5 y 2.6:

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

$$G_c = K_c^2/E \quad \text{Para tensiones en el estado plano} \quad 2.5)$$

$$G_c = K_c^2(1-\nu)/E \quad 2.6)$$

donde K_c es el factor de intensidad de tensión crítica, E el módulo de elasticidad de Young y ν la relación de Poisson.

Los modelos y métodos de medición desarrollados en mecánica de fractura, como las técnicas de mecánica de fractura elástica lineal (LEFM) para expresar la resistencia a la fractura de un material, son aplicables en la mayoría de los casos para grietas grandes de más de 1 mm, o con modificaciones especiales para grietas cortas en el rango de 100 μm a 1 mm.

Las grietas de menos de 100 μm se consideran grietas microestructuralmente cortas porque sus dimensiones son del orden del tamaño de grano en los metales. En estas escalas, el material ya no se comporta como un continuo homogéneo porque el crecimiento de la grieta está fuertemente influenciado por las características microestructurales. En esta región, el crecimiento de las grietas se ve influenciado por el tamaño y los límites de los granos, el espacio de las inclusiones, el espaciado de los precipitados, las microasperidades, macro-asperidades, etc. El crecimiento de las grietas es a menudo muy esporádico, de modo que puede crecer rápidamente en ciertos intervalos y luego ir seguido de una detención de grietas cuando se encuentra con barreras como los límites de los granos y las partículas como segunda fase [60-62]. Las grietas microestructuralmente cortas en una muestra simple pueden no afectar su límite de fatiga. Miller y de los Ríos [63] han estudiado bastamente los aspectos mecánicos de la fractura en las grietas cortas y su comportamiento.

Las tres regiones de crecimiento de grietas se ilustran en un diagrama con logaritmo de la tensión, $\log \Delta\sigma$, en función de las longitudes de la fisura, $\log(\log a)$, como lo sugirieron Kitagawa y Takahashi [64] y se muestra en la Figura 2.38.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

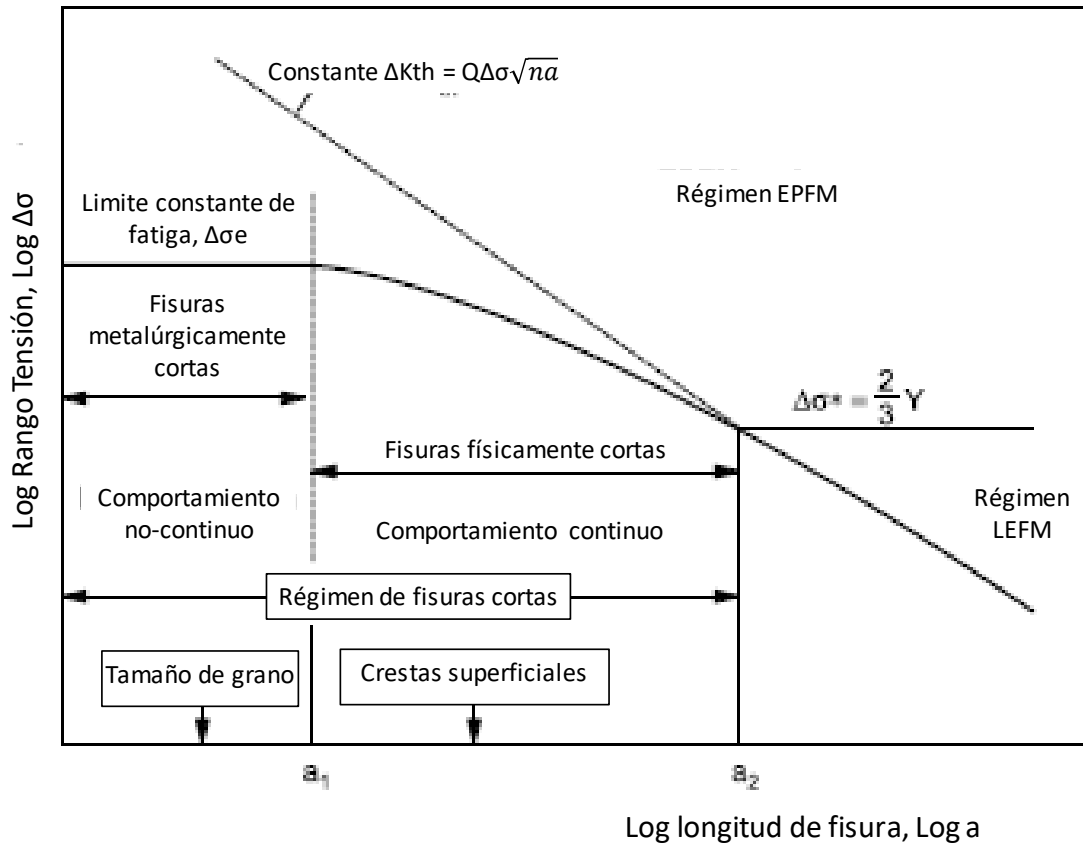


Figura 2.38. La curva Kitagawa-Takahashi, que ilustra las regiones para diferentes mecanismos de propagación de grietas.[61]

En contraste en la propagación por fatiga de fisuras largas, no existe una definición adecuada del mecanismo de crecimiento, los campos de tensión / tensión en la punta de la grieta, o la interacción con características microestructurales para la propagación de grietas corta por fatiga, que es el caso más probable en recubrimientos cerámicos o metálicos delgados. [64]

Las diferentes características que pueden influir en cómo se inician las grietas cortas y luego crecen en componentes metálicos son: los parámetros del material, las características geométricas y el estado de tensión, tanto aplicado como residual.

2.5.17. Desprendimiento de material e interacciones: debris y capas superficiales

El proceso de desgaste y fricción produce cambios tanto geométricos como estructurales en las superficies de los cuerpos en contacto. Estos cambios influirán en las futuras condiciones de contacto y la fricción y el desgaste generado en el mismo contacto. Los cambios van desde

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

nanoescala a macroescala. En la nanoescala, las moléculas de la superficie externa se liberan y reaccionan químicamente con las moléculas adyacentes; en la microescala, las grietas se inician y luego se desprenden en forma de debris; y en la macroescala, los productos de desgaste se aglomeran y las capas superficiales se forman y deforman.

2.5.18. Fisuras superficiales y subsuperficiales

El inicio de grietas en la superficie o en el material es el punto de inicio de un proceso que puede resultar en desprendimiento de material, generación de debris y formación de capas de mezcla.

En la mayoría de las situaciones de desgaste, además de la dureza, la capacidad de recuperarse elásticamente de la deformación y la tenacidad a la fractura del material son parámetros muy importantes [65, 66]. Se presenta el enfoque de la mecánica de fractura moderna para la iniciación y generación de fisuras [62]. Para el caso de una superficie recubierta muy delgada y cargada, no existe ninguna teoría general o modelo para la iniciación o generación de grietas.

Sobre la base de observaciones experimentales a macroescala en pruebas de contacto de rodadura con materiales de acero para rodamientos, Nélias et al. [67] informan que las grietas se inician a partir de inclusiones subsuperficiales o microfisuras superficiales. Afirman que la iniciación y propagación de grietas iniciadas por inclusión es el principal modo de grietas originadas por debajo de la superficie en rodamientos. Debajo de la superficie cargada hay una concentración de tensión generada alrededor de inhomogeneidades como inclusiones y carburos primarios. Esto se debe al desajuste elasto-plástico entre estas inhomogeneidades y la matriz martensítica. Una vez que se alcanza la tensión de rendimiento, se induce una tensión plástica en un pequeño volumen que rodea la inclusión. Bajo la acción repetida, las dislocaciones se moverán de un lado a otro y se acumularán. Este proceso conduce a cambios localizados en la microestructura del acero y una grieta se nuclea en este dominio una vez que se alcanza una densidad crítica.

Las microfisuras superficiales se generan típicamente en las discontinuidades de la topografía superficial, tales como en las marcas de esmerilado o en rugosidad superficial de gran longitud de onda [67]. El proceso de inicio de microfisuras superficiales y la formación de micropollas a lo largo de las marcas de molienda se muestra esquemáticamente en la Figura 2.39 (a). Las microfisuras también pueden propagarse paralelas a la superficie a unos pocos micrómetros de profundidad a lo largo de la dirección de mecanizado, lo que lleva a la formación de micropollas, como se muestra en la Figura 2.39 (b). Estos procesos se han observado principalmente en la laminación pura. El deslizamiento puede jugar un papel importante, ya que produce microfisuras transversales en un ángulo de 30° a 40° con respecto a la dirección de fricción. Las grietas se encuentran principalmente en la parte superior de los picos de rugosidad grandes, como se muestra en la Figura 2.39 (c). Hay indicios de que el coeficiente de fricción local en la parte superior de las asperezas puede ser lo suficientemente grande como para iniciar microfisuras transversales. Dichas microfisuras están en el origen de micropollas, generalmente más anchas y profundas que las observadas en condiciones de rodadura pura. Dependiendo de la combinación de movimiento de carga, dirección de fricción y

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

orientación de la fisura, un lubricante puede ayudar a propagar las grietas de la superficie por efectos de presión hidráulica.

Estudios recientes sobre el factor de intensidad de la tensión en la punta de una grieta de ruptura de la superficie en una superficie en capas indican que las tensiones de compresión tienden a prevenir la propagación de la grieta [68].

Los patrones de fisuras de los recubrimientos cerámicos durante la indentación se han analizado y correlacionado con el espesor y la carga del recubrimiento, y las cargas normales críticas se han estimado considerando la deformación del sustrato [69]. Existe una fuerte influencia tanto en la carga de fractura como en el patrón de fractura por el desajuste de las propiedades elásticas entre la capa y el sustrato [70]. Las variaciones en las propiedades del recubrimiento y el espesor del recubrimiento pueden cambiar las cargas de fractura hasta en un factor de diez.

En recubrimientos cerámicos, el espesor y el tamaño del grano son parámetros importantes para la propagación de grietas. En las pruebas de indentación de recubrimientos de Al_2O_3 de 1 a 10 μm de espesor en sustratos de carburo cementado, Yuan y Hayashi [71] encontraron que la carga crítica para la generación de grietas radiales disminuye al aumentar el espesor de recubrimiento, y que el tamaño de grano de los recubrimientos disminuye con el espesor. Una microestructura de grano más grueso generalmente muestra una fuerza de cohesión más baja en comparación con una microestructura de grano fino. Por lo tanto, la resistencia a la fractura del recubrimiento aumenta al disminuir el tamaño y el espesor del grano.

Voevodin y Zabinski [72] han producido recubrimientos compuestos de carbono amorfo (a-C) nanocristalino-amorfo con una combinación de alta dureza y resistencia a la fractura. En su diseño de revestimiento, los nanocristales de 10 a 50 nm de tamaño se encapsularon en una fase amorfa, los nanocristales se separaron entre sí por 5 nm. Esto permitió la generación de dislocaciones y “microcracks” de límites de grano y “nanocracks”, que terminaron en la matriz amorfa circundante. Este diseño de superficie logró un autoajuste en la deformación compuesta del elástico duro al plástico a cargas que excedían el límite elástico, en oposición a la deformación del elástico duro a la fractura frágil.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

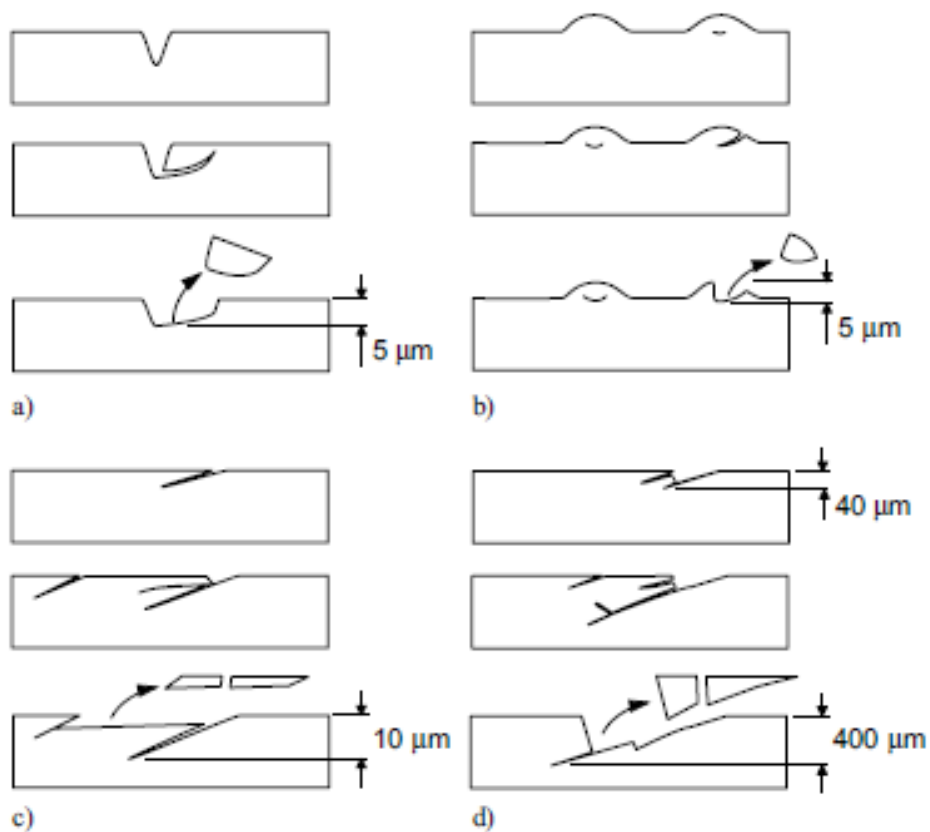


Figura 2.39. Etapas esquemáticas de (a) formación de micro huecos a lo largo de las marcas de esmerilado (corte transversal), (b) formación de micro huecos por debajo de la rugosidad longitudinal (corte transversal), (c) microfisura y formación de micro hueco (corte longitudinal), y (d) Superficie iniciada con formación de saltos profundos (corte longitudinal).[67]

2.5.19. Efectos de los carburos ultraduros de Nb y Cr en la resistencia al desgaste abrasivo

Recientes trabajos de S. Chatterjee and T.K. Pal sobre el efecto de los carburos de Nb en una aleación C–Cr–Nb–Mo–Fe observaron que en condiciones de baja abrasión el aumento de la fracción de volumen de los carburos mejora la resistencia a la abrasión. Este hecho también ha sido reportado por otros autores [73,74]. Sin embargo, la relación de desgaste frente a la fracción de volumen de la gráfica de carburo (Fig. 2.40) indica que la resistencia a la abrasión puede no mejorar más aún con una fracción de carburos más alta. Este resultado probablemente indica que la mejora en la resistencia a la abrasión con el aumento en la fracción de volumen de los carburos más allá de un cierto límite está asociada con el desprendimiento y la fractura de los carburos. Como la matriz se desgasta preferentemente durante el proceso de abrasión, la función de la matriz es principalmente

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

proporcionar soporte mecánico, una matriz dura pero no quebradiza, que proporciona la mejor resistencia a la abrasión bajo abrasión de baja tensión [75].

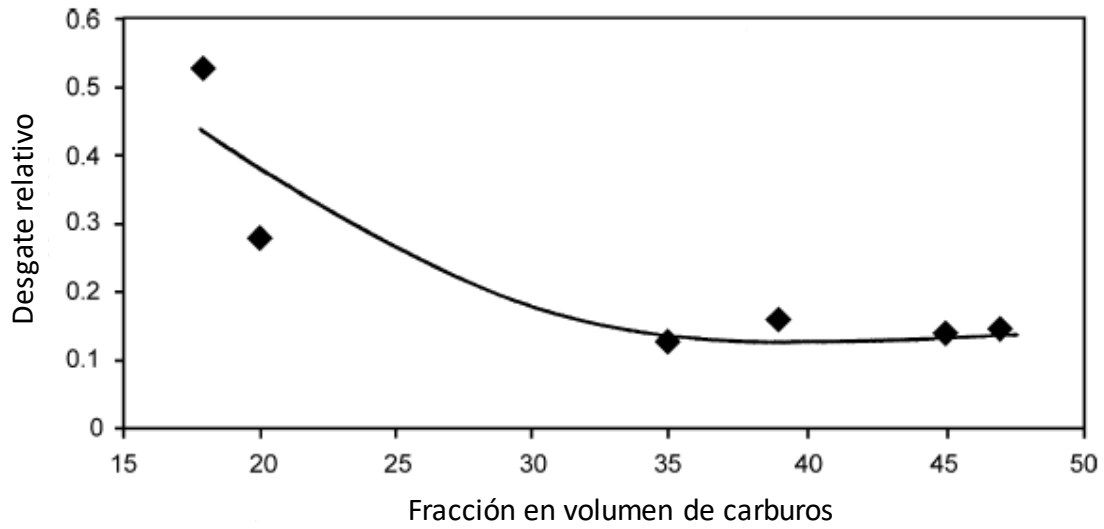


Figura 2.40. Efecto de la fracción de carburos sobre la resistencia al desgaste

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

Bibliografía

- [1] Askeland, Fulay and Wright. *The Science and Engineering of Materials, Sixth Edition.*(2012)
- [2] Kurtz and Fisher *Fundamentals of solidificación*, 3rd ed (Trans. Tech. Publication, Switzerland). (1989).
- [3] Hollomon and Turnbull *Progr. Metal Phys.* 4 (interscience, NY), (1953) p. 333
- [4] A. Inoue: *Mater. Trans.*, JIM 36,866 (1995)
- [5] A. Inoue: *Mater Sci. Fourm* 179- 181, 691-700 (1995)
- [6] A. Inoue: *Sci. Rep.Res. Inst. Tohoku Univ.*, A42, 1-11 (1996)
- [7] A. Inoue: *Mater. Sci. Eng.*, A226-228, 357(1997)
- [8] H. A .Davies.“*Amorphous metallic Alloys*”, ed. F. E. Luborsky (Butter Worths, London1983) p.14
- [9] E. Matsubara, T. Tamura, Y. Waseda, A. Inoue, T. Zhang, and T.Masumoto: *Mater. Trans.*, JIM, 33, 873 (1992)
- [10] E. Matsubara, T. Tamurama, Y. Wesada, A. Inoue, T. Zhang, A. Inoue, and T.Masumoto: *J.Non-Cryst. Solid*, 150,380(1992).
- [11] E. Matsubara, T. Tamura, Y, Waseda , A. Inoue, M. Kohinata, and T. Masumoto: *Mater.Trans.*, JIM, 31, 288 (1990)
- [12] A. Inoue, H. M. Kimura, T. Negishi, T. Zhang, and A. R. Yavari: *Mater. Trans.*, 39,318 (1998)
- [13] R. Birringer, U Herr and H. Gleiter, *Trans. Jpn. Inst. Met. Suppl.*,27 (1986) 43.
- [14] T. Mutschele and R. Kirchheim, *Scr. Metall.*, 21(1987) 1101
- [15] J. Karch, R. Berringer and H. Gleiter, *Scr. Nature*, 330 (1987) 33.
- [16] R. Bohn, T. Haubold, R. Berringer and H. Gleiter, *Scr. Metall. Mater.*, 25(1991) 811
- [17] H.Gleiter, in N. Hansen, A. Horsewell, T. Leffers and H. Lilholt (eds), *Deformation of polycrystal: Mechanism and Microstructures*, Riso National Laboratory, Desmark, (1981), pag 15 .
- [18] R.W. Siegel, in M. Nastasi, D.M. Parkin and H. Gleiter (eds.), *Mechanical Properties and Deformation Behavior of Materials Having Ultrafine Microstructures*, Kluwer, Dordecht, 1993, P. 509.
- [19] R.Z. Valiev, A. V. Korznicov and R.P. Mulyukov, *Mater. Sci. Eng. A*, 168 (1993) 141
- [20] H. Chang, C.J. Altstetter and R. S. Averback, *J. Mater Res.*, 7 (192) 2962

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

- [21] R. O. Hughes, S.D. Smith C. S. Pande, H.R. Johnson and R. W. Armstrong, *Scr Metall.*, 20 (1986) 93.
- [22] U. Erb, A.M. El Sherick G. Palumbo and K. T. Aust, *Nanostruct. Mater.*, 2 (1993) 383.
- [23] K. Lu. J.T. Wang and W.D. Wei *J. Appl. Phys.* 69 (1991) 522.
- [24] Alla. V. Sergueeva, Daniel j. Branagan, Amiya K. Mukherjee, *Microstructure/properties relationship in Fe-based nanomaterials*. Materials Science and Engineering A 493 (2008) 237-240
- [25] D. J Branagan, Y. L. Tang, A. V. Sergueeva and A .K. Mukherjee, *Low Temperature Superplasticity in a nanocomposite iron alloy derived from a metallic glass*. Institute of Physics Publishing, Nanotechnology 14 (2003) 1216-1222.
- [26] D. J Branagan, M. C. Marshall, B. E. Meachan, *High toughness high hardness iron based PTAW Weld materials*. Materials Science and Engineering A 428 (2006) 116-123.
- [27] Datasheet: NanoAlloy 390N, Eutectic Castolin-ESAB, USA, 2008.
- [28] D. J. Branagan*, A. V. Sergueeva, S. Cheng, J. K. Walleiser, T. F. Weznel, J. V. Costa, W. Kiilunen, B. E. Meacham and C. D. Tuffile., *Strategies for developing bulk materials nanotechnology (BMN) into industrial products*, Materials Science and technology, Vol 9 N°10, 2013. 1193- 1199.
- [29] A. V. Sergueeva, N. A. Mara, D. J. Branagan, A. K. Mukherjee, *Phase morphology effect on elevated temperatura mechanical behavior of nanostructures*. Materials Letters 61 (2007) 1465-1468.
- [30] T. Ellis and G.G. Garrent, *Influence of process variable in flux cored arc welding of harfacing deposits*. Surface Egeining, Vol 2, N°1. (1986)
- [31] MERRICK, S.; KOTECKI, D.; WU, J., Materials and applications - Part 2. Welding Handbook, American Welding Society, p. 422, 1998.
- [32] Welding Handbook, *Chapter 5: Flux Cored Arc Welding*, AWS, Miami, pp.158-190.
- [33] Larry Jeffus. *Soldadura. Principios y aplicaciones*. 5° edición. Pag.137-156.(2009).
- [34] Norrish J and Ward B, 'Metal transfer analysis of FCAW using an Imacon camera', unpublished.
- [35] Norrish J and Richardson I M, 1988 'Metal transfer mechanisms', *Weld Metal Fabric*, 56(1).
- [36] Norrish J, *Advanced welding processes - Technologies and process control*. Woodhead, 2006.
- [37] Videos producidos por el CCDJ en el sitio web <https://sites.ualberta.ca/~ccwj/videos/pages/Intro%20High%20Speed/index3.html>.
- [38] BONISZEWSKY, T., 1992, "Self-Shielded Arc Welding". Woodhead Publishiing Ltd. in Association with the Welding Institute, Cambridge England.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

[39] SMITH, D.C. and JOHANNES, K.P. "Development of a Notch-Tough SelfShielded Flux-Cored Electrode", *Welding Journal*, March 1968, Vo1.47, No.3, pp.207-214.

[35] E. Rabinowicz, *Friction and Wear of Materials*, John Wiley & Sons Inc., 1965.

[36] *Modern Tribology Handbook*, Chapter 06, F. E. Kennedy, *Frictional Heating and Contact Temperatures*, Taylor & Francis, 2001.

[37] R.C.D. Richardson, *The Abrasive Wear of Metals and Alloys*, *Proc. Inst. Mech. Engrs.*, Vol. 182, 1967, Pt. 3A, pp. 410-414.

[38] F.T. Barwell, *Bearing Systems, Principles and Practice*, Oxford University Press, 1979.

[39] R.C.D. Richardson, *Laboratory Simulation of Abrasive Wear Such as that Imposed by Soil*, *Proc. Inst. Mech. Engrs.*, Vol. 182, Pt. 3A, 1967, pp. 29-31.

[40] G.M. Bartenev and V.V. Laureteev, *Friction and Wear of Polymers*, Elsevier, Amsterdam, 1981.

[41] K-H. Zum Gahr, *Microstructure and Wear of Materials*, Elsevier, Amsterdam, 1987.

ABRASIVE, EROSIVE AND CAVITATION WEAR 529

[42] K-H. Zum Gahr, *The Influence of Thermal Treatments on Abrasive Wear Resistance of Tool Steels*, *Z. Metallkde*, Vol. 68, 1977, pp. 783-792.

[43] H.S. Avery, *Work Hardening in Relation to Abrasion Resistance*, *Materials for the Mining Industry Symposium*, editor: R.Q. Barr, Greenwich, Conn., USA, 1974, Climax Molybdenum Co., 1974, pp. 43-77.

[44] L. Xu and N.F. Kennon, *A Study of the Abrasive Wear of Carbon Steels*, *Wear*, Vol. 148, 1991, pp. 101-112.

[45] J. Larsen-Basse and K.G. Matthew, *Influence of Structure on the Abrasion Resistance of A1040 Steel*, *Wear*, Vol. 14, 1969, pp. 199-206.

[46] M.A. Moore, *The Relationship between the Abrasive Wear Resistance, Hardness and Microstructure of Ferritic Materials*, *Wear*, Vol. 28, 1974, pp. 59-68.

[47] Holmberg, K., Matthews, A., and Ronkainen, H. (1993), *Wear mechanisms of coated sliding surfaces*, *Thin Films in Tribology*, *Proc. of 19th Leeds-Lyon Symposium on Tribology*, 8–11 Sept. 1992, Leeds, U.K., Dowson, D. et al. (Eds.), Elsevier Tribology Series, Elsevier, Amsterdam, Vol. 25, 399-407.

[48] Oberle, T.L. (1951), *Wear of metals*, *J. Metals*, 3, 438-439G.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

- [49] Spurr, R.T. and Newcomb, T.P. (1957), The friction and wear of various materials sliding against unlubricated surfaces of different types and degrees of roughness. Proc. Institution of Mechanical Engineers Conf. Lubrication and Wear, IMechE, London, 269-275.
- [50] Lancaster, J.K. (1963), The relationship between the wear of carbon brush materials and their elastic moduli, Br. J. Appl. Phys., 14, 497-505.
- [51] Leyland, A. and Matthews, A. (2000), On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour, Wear, 246, 1-11.
- [52] Matthews, A. and Leyland, A. (2000a), Developments in PVD Tribological Coatings, Proceedings of the Society of Vacuum Coaters 43rd Annual Technical Conference, Denver, April, 2000, SVC Albuquerque, 295-300.
- [53] Holmberg, K. and Matthews, A. (1994), Coatings Tribology — Properties, Techniques and Applications in Surface Engineering, Elsevier Tribology Series, 28, Elsevier Science B.V., The Netherlands. 442 p.
- [54] Godet, M. (1989), Third-bodies in tribology, Proc. of 5th Int. Congr. Tribology, Vol. 1, Holmberg, K. and Nieminen, I. (Eds.), Helsinki, 12–15 June 1989, 1-15.
- [55] Wong, S.K., Kapoor, A., and Williams, J.A. (1997), Shakedown limits of coated and engineered surfaces, Wear, 203/204, 162-170.
- [56] Bowden, F.P. and Tabor, D. (1950), Friction and Lubrication of Solids. Part I, Oxford University Press, Oxford, 321 p.
- [57] Bowden, F.P. and Tabor, D. (1964), The Friction and Lubrication of Solids. Part II, Oxford University Press, Oxford, 515 p.
- [58] Halling, J. and Arnell, R.D. (1984), Ceramic coatings in the war on wear, Wear, 100, 367-380.
- [59] Halling, J. and El-Sherbiny, M. (1978), The role of surface topography in the friction of soft metallic films, Tribology Convention, Institution of Mechanical Engineers, Swansea, 155-158.
- [60] Haddad, M.H., Topper, T.H., and Smith, K.N. (1979), Prediction of non propagating cracks, Engineering Fracture Mechanics, 11, 573-584.
- [61] Meguid, S.A. (1989), Engineering Fracture Mechanics, Elsevier Applied Science, London. 397 p.
- [62] Anderson, T.L. (1995), Fracture Mechanics — Fundamentals and Applications, 2nd ed., CRC Press, Boca Raton, FL.
- [63] Miller, K.J. and de los Rios, E.R. (1986), The Behaviour of Short Fatigue Cracks, Mechanical Engineering Applications, London. 560 p.

Capítulo 2 – Reseña Bibliográfica

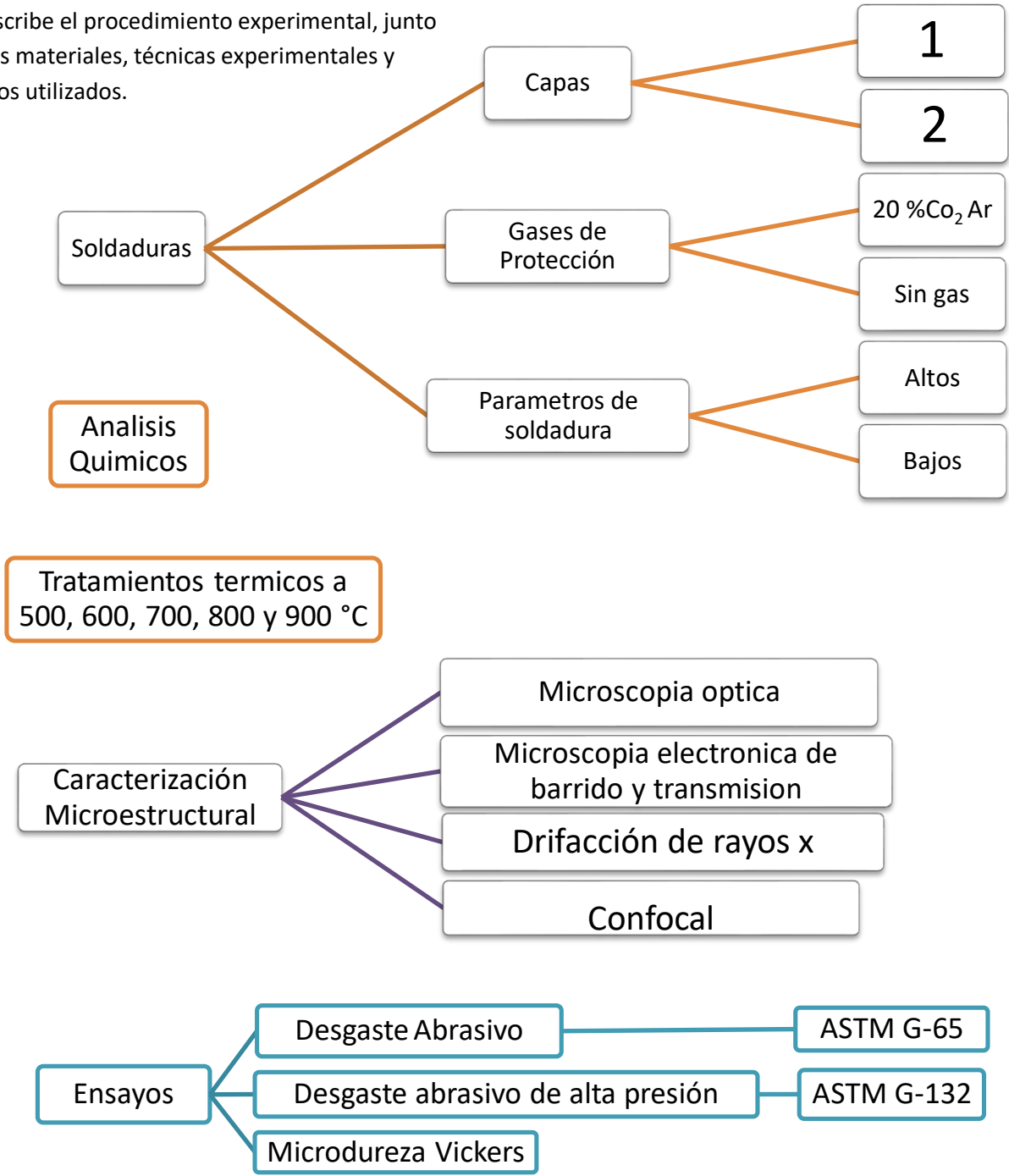
- [64] Kitagawa, H. and Takahashi, S. (1976), Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage, Proc. 2nd Int. Conf. Mechanical Behaviour of Materials, Boston, 627-631.
- [65] Zum Gahr, K.-H. (1998), Wear by hard particles, Tribol. Int., 31, 587-596.
- [66] Wiklund, U. (1999), Mechanics and Tribology of Micro- and Nanolayered PVD Coatings, Ph.D. thesis, Acta Universitatis Upsaliensis, Comprehensive Summaries of Uppsala Dissertations from the Faculty of Science and Technology 428, Uppsala, Sweden. 47 p.
- [67] Nélias, D., Dumont, M.L., Champiot, F., Vincent, A., Girodin, D., Fougères, R., and Flamand, L. (1999), Role of inclusions, surface roughness and operating conditions on rolling contact fatigue, J. Tribol., Trans. ASME, 121, 240-251.
- [68] Eberhardt, A.W. and Peri, S. (1994), Surface cracks in layered Hertzian contact with friction, Tribol. Trans., 38, 299-304.
- [69] Diao, D.F., Kato, K., and Hokkirigawa, K. (1994), Fracture mechanics of ceramic coatings in indentation, Trans. ASME, J. Tribol., 116, 860-869.
- [70] Oliveira, S.A.G. and Bower, A.F. (1996), An analysis of fracture and delamination in thin coatings subject to contact loading, Wear, 198, 15-32.
- [71] Yuan, F. and Hayashi, K. (1999), Influence of the grain size of the aluminium coating on crack initiation in indentation, Wear, 225/229, 83-89.
- [72] Voevodin, A.A., O'Neill, J.P., and Zabinski, J.S. (1999d), Tribological performance and tribochemistry of nanocrystalline WC/amorphous diamond-like carbon composites, Thin Solid Films, 342, 194-200.
- [73] H.X. Chen, Z.C. Chang, J.C. Lu, H.T. Lin, Wear 166 (1993) 197–201.
- [74] I.R. Sare, Met. Technol. 6 (1979) 412–419.
- [75] K.H. Zum Gahr, D.V. Doane, Metall. Trans. 11A (1980) 613–620.

Capítulo 3
Desarrollo
Experimental

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

3. Desarrollo Experimental

Se describe el procedimiento experimental, junto con los materiales, técnicas experimentales y equipos utilizados.



Capítulo 3 – Desarrollo experimental

3.1 Introducción

El objetivo de la tesis fue el estudio en forma sistematizada de cupones soldados para recargues de aleaciones base Fe nanoestructuradas por medio de soldadura semiautomática con y sin protección gaseosa (FCAW y FCAW-S). Para ello se soldaron 4 cupones de 1 y 2 capas, con una aleación base Fe-(Cr,Nb)-(B,C) y 4 cupones con una aleación base Fe(Cr, Nb, W,Mo) -(B,C). En ambas probetas se soldó con alto y bajo aporte térmico.

Para poder definir los parámetros óptimos para la implementación de los recargue mencionados anteriormente, se evaluaron 8 cupones soldados tipo “bead on plate” variando el aporte térmico en un rango de 0,5 a 3,5 kJ/mm por medio de la variación de la velocidad de soldadura.

Para realizar el efecto de revenido entre pasadas y el comportamiento de las fases a altas temperaturas se realizaron tratamientos térmicos post-soldadura.

La metodológica implementada consistió en preparar y soldar las aleaciones, realizar análisis de composición química, caracterización microestructural por difracción de rayos X microscopia óptica y electrónica de barrido (SEM), medición de micro dureza Vickers y determinación de propiedades tribológica de los depósitos.

Por otro lado, se realizaron estudios adicionales para ahondar con mayor profundidad la problemática en estudio:

- Estudio de dilución
- Determinación de composición química local
- Microscopia de barrido utilizando electrones secundarios y electrodifundidos
- Cuantificación de fases y carburos.
- Microscopia de transmisión (TEM).
- Ensayos de desgaste abrasivo de tres cuerpos ASTM de G-65.
- Ensayos de desgaste de alta presión de dos cuerpos ASTM G-132.
- Análisis SEM de superficie desgastadas.
- Microscopia Confocal.

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

3.2. Soldadura

3.2.1. Consumibles y equipos de soldadura

Las soldaduras de las probetas tipo “bead on plate” y los cupones de 1 y 2 capas fueron realizadas con alambres tubulares de última generación de 1,6 mm de diámetro bajo Ar-20% CO₂ y sin protección gaseosa. El porcentaje de elementos de aleación y la dureza del depósito informada por el fabricante para ambas aleaciones, se muestra en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1. Composición química y dureza dada por el fabricante,% en peso [1,2]

Aleación	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	Nb	B	Fe	HRc
Fe(Cr, Nb, W,Mo) –(B,C)	<5%	<2%	<5%	<20%	<10%	<10%	<10%	<5%	Bal	71
Fe(Cr, Nb) –(B,C)	<2%	<2%	<2%	<18%	----	----	<6%	<6%	Bal	69

Los depósitos soldados fueron realizados con una soldadora semiautomática de mostrada en la figura 3.1, teniendo como guía las recomendaciones sugeridas por el fabricante [1-2] La misma cuenta con un display digital donde se muestra los valores de corriente y tensión media eficaz. El circuito de soldadura se conectó en polaridad directa.



Figura 3.1. Equipo de soldadura Semiautomático.

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

Para evitar las distorsiones debido a las dilataciones y contracciones térmicas en el sustrato de baja aleación se dispuso de una base compuesta por dos IPN enfrentados sobre el cual se fijó la chapa base con el objeto de rigidizar el sistema antes de la soldadura de los depósitos, ver figura 3.2.

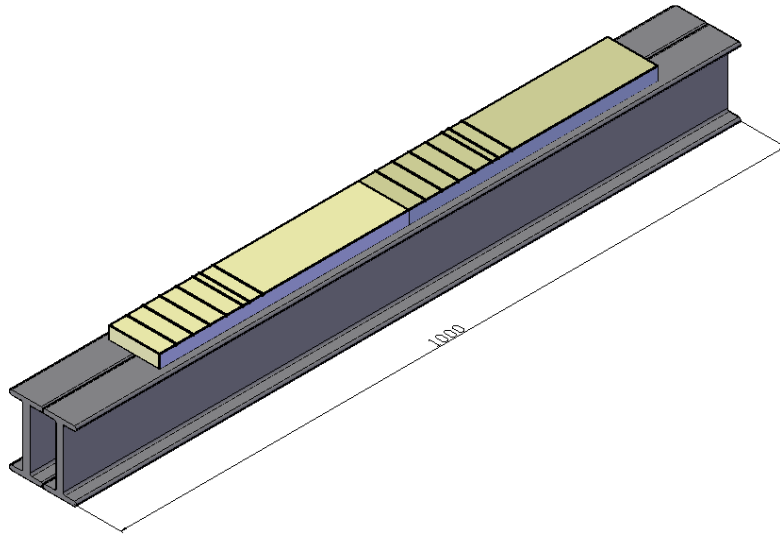


Figura 3.2. Sistema de fijación de las chapas a soldar.

Para realizar las soldaduras se utilizó un sistema mecanizado para el movimiento de la torcha, empleando un banco robotizado tipo CNC con hardware dedicado donde se controló la velocidad y camino o trayectoria mediante el software Mach3 [3] utilizando programación G. En la figura 3.3 se muestran foto y plano del banco robotizado. Para evitar atascamientos del alambre debido a la gran ductilidad del alambre se redujo a 2,5 metros el largo de la manguera de la torcha.

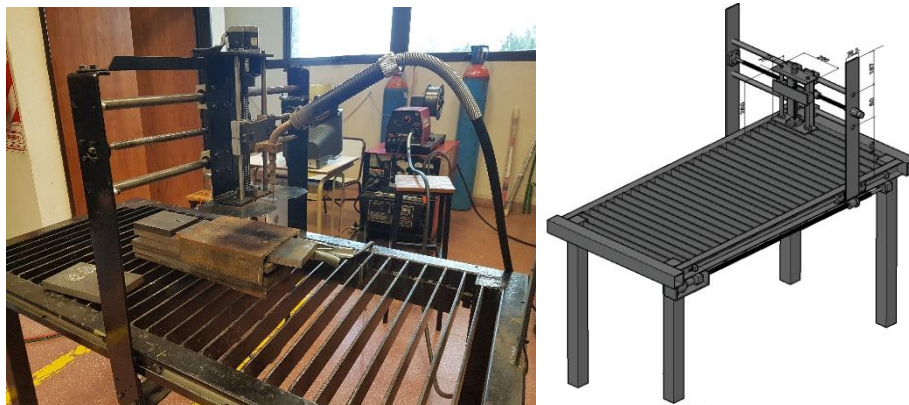


Figura 3.3 Sistema de guiado de torcha.

3.2.2. Determinación del calor aportado

A fin de evaluar el aporte térmico en un rango amplio de valores, se fijó la potencia eléctrica constante (tensión – corriente) en dos niveles: de baja y alta energía (Low-High, en la nomenclatura)

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

y se modificó la velocidad de soldadura. El calor aportado se determinó en base a la siguiente formula ecuación 3.1 [4]:

$$Q = \frac{I_s \times V_a}{V_s} \quad (3.1)$$

Siendo:

Q= Aporte térmico [kJ/mm]

I_s= intensidad de soldadura [A]

V_a= Voltaje de arco [V]

V_s= Velocidad de Soldadura [mm/s]

La medición de tensión y corriente se realizaron con una pinza amperométrica. Para verificar la forma de la tensión promedio se utilizó un osciloscopio.

3.2.3 Composición química

Para la determinación de la composición química de los depósitos de ambas aleaciones, se soldaron dos cupones. La secuencia fue de 3 capas con 4, 3 y 2 cordones cada una, en posición plana [5]. Los parámetros de soldadura utilizados fueron de 300 A, 35 V y 5 mm/s de velocidad de avance. En la figura 3.4a se muestra un esquema del mismo y en la figura 3.4b la superficie rectificada donde se realiza la medición.

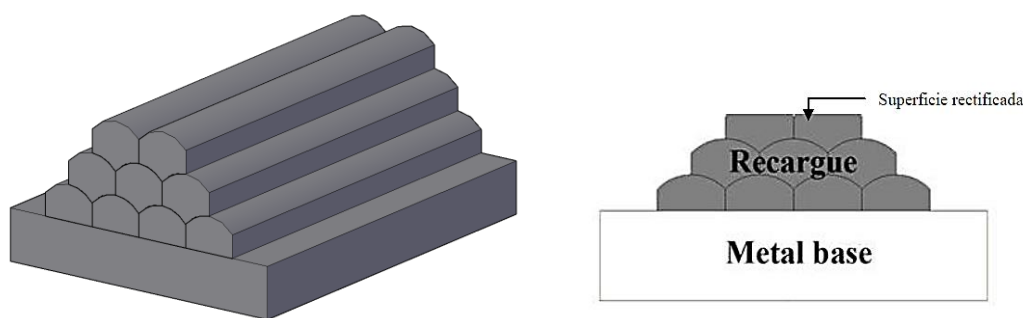


Figura 3.4. a) Cupos de aporte puro. b) Superficie a ensayar

El análisis se realizó empleando espectrometría de energía de emisión por chispas (ES). El equipo genera un chispeo o descarga que va removiendo las capas de material superficial de la muestra, figura 3.5. El átomo removido atraviesa el plasma por difusión. Se emiten pulsaciones de fotones, los cuales tienen longitudes de onda características que son leídas en el espectrómetro y posteriormente se cuantifican [6]. En consecuencia, para llevar a cabo el análisis se prepararon muestras rectificadas con una ventana de análisis de tamaño superior al 20mm x 20mm.

Capítulo 3 – Desarrollo experimental



Figura 3.5. Equipo Baird Spectrovc 2000

Debido a la dificultad para la medición del boro en concentraciones del 4% se utilizó un espectrómetro de emisión por plasma.

3.2.4 Cupones “bead on plate”

Para el estudio del efecto del calor aportado (CA) sobre las características de los depósitos obtenidos, se soldaron 16 cupones en posición plana, tipo “bead on plate”, sobre chapas base de 150x75x12,5 mm de acero al carbono SAE 1020, como se muestra en el esquema de la Figura 3.6.

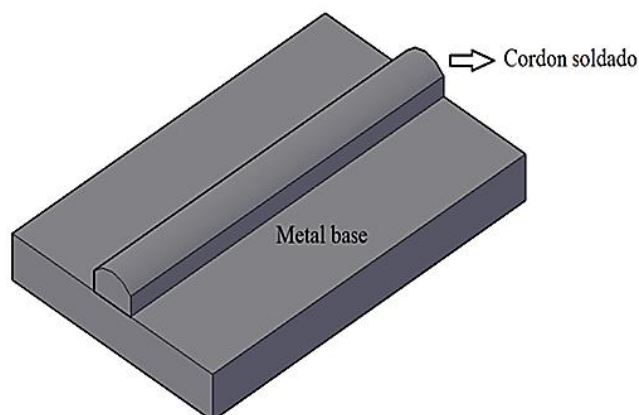


Figura 3.6. Cupón “bead on plate”

Los parámetros de soldadura empleados se pueden ver en la **tabla 3.2**, así como la identificación empleada y el calor aportado en cada caso. La variación de aporte térmico estuvo en un rango entre 3,5 a 0,5 kJ/mm. La longitud libre del alambre fue de 18 mm los cupones soldados con protección gaseosa y 25 mm para los cupones soldados sin protección, identificado con la letra O. El gas utilizado fue una mezcla de Ar-20% CO₂, identificándose con la letra G. Las distintas probetas se agruparon en dos series denominadas con las letras L (low=bajo) y H (high=alto), asociadas a la

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

potencia eléctrica empleada; el número agregado a la letra corresponde a la velocidad de soldadura utilizada en mm/s.

Tabla 3.2 Parámetros de soldadura. Cupones “bead on plate”.

	Identificación	Tensión/Corriente [V/A]	Gas	Calor aportado [kJ/mm]
Fe-(Cr,Nb)-(C-B)	HG3	35/300	Ar-20 CO ₂	3,5
	HG5	35/300	Ar-20 CO ₂	2.1
	HG7	35/300	Ar-20 CO ₂	1.5
	HG10	35/300	Ar-20 CO ₂	1
	LG3	25/200	Ar-20 CO ₂	1.7
	LG5	25/200	Ar-20 CO ₂	1
	LG7	25/200	Ar-20 CO ₂	0.7
	LG10	25/200	Ar-20 CO ₂	0.5
	HO3	35/300	-	3,5
	HO5	35/300	-	2.1
	HO7	35/300	-	1.5
	HO10	35/300	-	1
	LO3	25/200	-	1.7
	LO5	25/200	-	1
	LO7	25/200	-	0.7
	LO10	25/200	-	0.5
Fe(Cr,Mo,W,Nb)- (C-B)	HG3	35/300	Ar-20 CO ₂	3,5
	HG5	35/300	Ar-20 CO ₂	2.1
	HG7	35/300	Ar-20 CO ₂	1.5
	HG10	35/300	Ar-20 CO ₂	1
	LG3	25/200	Ar-20 CO ₂	1.7
	LG5	25/200	Ar-20 CO ₂	1
	LG7	25/200	Ar-20 CO ₂	0.7
	LG10	25/200	Ar-20 CO ₂	0.5
	HO3	35/300	-	3,5
	HO5	35/300	-	2.1
	HO7	35/300	-	1.5
	HO10	35/300	-	1
	LO3	25/200	-	1.7
	LO5	25/200	-	1
	LO7	25/200	-	0.7
	LO10	25/200	-	0.5

De acuerdo con los parámetros de soldadura elegidos, dos pares de probetas fueron soldados con distintas potencia y velocidad de soldadura, pero con similar o igual calor aportado. Son las probetas H7 y L3 con 1,5 y 1,7 kJ/mm de calor aportado, respectivamente y, por otro lado, H10 y L5 ambas con 1,0 kJ/mm.

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

3.2.5 Cupones de 1 y 2 capas

Se soldaron 8 cupones de 1 y 2 capas, para ambas aleaciones sobre un sustrato de baja aleación (SAE 1020) de 75 x 19 x 350 mm en posición plana. La secuencia de soldadura fue de 4 y 3 cordones para la primera y segunda capa respectivamente, como se indica en la figura 3.7.

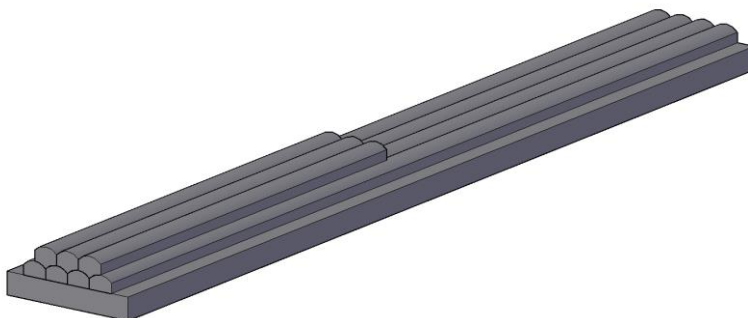


Figura 3.7. Cupón con recargues multipasadas de uno y dos capas.

Se posiciono la torcha en posición de arrastre (pull). La temperatura entre pasadas fue de unos 150°C. Esta fue corroborada mediante la utilización de un lápiz térmico. Con el fin de evitar las distorsiones y/o tensiones transversales y longitudinales las chapas se fijaron con soldadura sobre una base de perfiles doble T.

La identificación de las probetas se indica en la **tabla 3.3** siguiente:

Tabla 3.3. Parámetros de soldadura de recargues

Aleación \ Parámetros	Identificación	Tensión/Corriente [V/A]	Gas	Calor aportado [kJ/mm]
Fe-(Cr,Nb)-(C-B) L(low)	LG1	35/300	Ar-20 CO ₂	3,5
	LO1	35/300	-	3,5
	LG2	35/300	Ar-20 CO ₂	3,5
	LO2	35/300	-	3,5
Fe(Cr,Mo,W,Nb)- (C-B) H(high)	HG1	35/300	Ar-20 CO ₂	3,5
	HO1	35/300	-	3,5
	HG2	35/300	Ar-20 CO ₂	3,5
	HO2	35/300	-	3,5

3.3 Tratamientos térmicos.

Del cupón soldado con dos capas y bajo protección gaseosa se extrajeron probetas para metalografía, dureza y desgaste y se les realizaron tratamientos térmicos a 500, 600, 700, 800 y 900°C durante 1 hora. Las muestras se obtuvieron por corte por electroerosión por hilo. Todas las probetas fueron pulidas con una lija 220 para quitar el óxido superficial.

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

3.4 Preparación macro y microestructural.

3.4.1. Preparación Metalográfica

Se extrajeron muestras de cada cupón “bead on plate” y de los recargues multicapas por medio de cortes transversales utilizando una cortadora por electroerosión por hilo y cortadora metalográfica. La preparación metalográfica consistió en la inclusión de las muestras en resina fenólica termoendurecibles, para un mejor manejo de las probetas en el proceso de desbaste y pulido. El mismo consistió en la utilización de lijas al agua con una granulometría creciente con el objeto de reducir la altura entre valle y crestas de la superficie hasta que la muestra este apta para el pulido con pasta diamantada de 3, 1 y 0.5 μm en una pulidora metalográfica, con el propósito de obtener una superficie especular lista para el revelado de la microestructura mediante reactivo químico compuesto por 1gr ácido pícrico; 1 ml ácido clorhídrico y 98 % etanol conocido como Vilella [7-8]. Cada muestra fue atacada durante 12 segundos; limpiadas en agua y con alcohol isopropílico y luego secadas utilizando una pistola de calor.

3.4.2 Inspección visual y análisis dimensional

Se realizó una inspección visual a fin de detectar la presencia de defectos macroscópicos superficiales a los distintos cupones tipo “bead on plate” y recargues de una y dos capas.

A partir de cortes transversales se prepararon muestras metalográficas sobre las que se realizó el análisis dimensional. Se relevaron las dimensiones del ancho, penetración y sobre espesor. Todas las mediciones se realizaron a través de un software de análisis de imágenes [9].

Cálculo de dilución de cordón simple: el porcentaje de dilución fue calculado a partir de las relaciones de áreas entre el metal fundido y el metal base, ver figura 3.8.

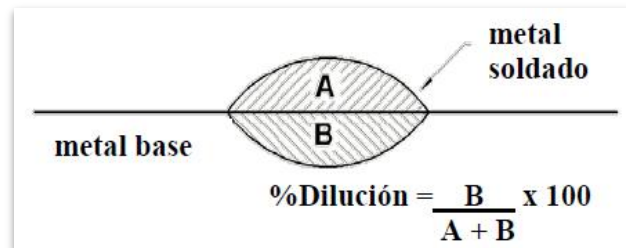


Figura 3.8. Cálculo de dilución [4].

Cálculo de dilución en multipasadas: los mecanismos que afectan la dilución en multipasadas son más complejos que aquéllos que lo hacen en cordones únicos. La dilución de un cordón está definida por dos cantidades: el volumen de material que se deposita y el volumen del material que se funde. En multipasadas, el cordón está formado por la fusión y mezcla de tres materiales aportados por:

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

- El consumible de soldadura
- El material base
- El cordón previo

El cordón de una soldadura multipasada de recargue está formado por 3 áreas, según se presenta en la figura 3.9. La primera, indicada con K , se refiere a la fracción del cordón formado aportado por el consumible. El segundo, indicado con λ , representa la fracción de área constituida por el material fundido del cordón previo. Y la tercera fracción es la constituida por el aporte de material base fundido. Debido a que la suma de las tres fracciones debe sumar la unidad, la fracción del metal base puede ser expresada en términos de K y λ como se indica en las ecuaciones 3.2 y 3.3.

$$\text{Fracción del metal base} = 1 - K - \lambda \tag{3.2}$$

Como K y λ son fracciones deben satisfacer la siguiente identidad:

$$K + \lambda \leq 1 \tag{3.3}$$

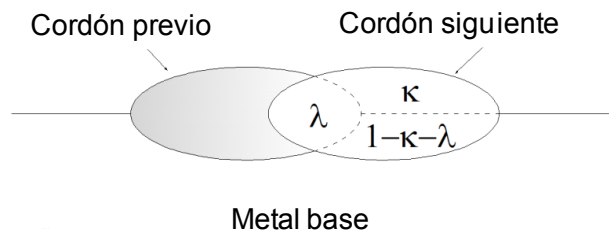


Figura 3.9. Esquema representativo de un cordón en multipasadas [10].

Debido a la dificultad obtener mediciones de representativas λ y evitar errores de cálculo a partir de un cordón simple se realizó una cuantificación a partir de fotos macrográficas transversales. Se trazaron varias dos líneas: una horizontal que determine la línea del metal base fundido y otra del contorno del metal de mezcla (aporte+base), figura 3.10. Se obtienen entonces las áreas fundidas del metal base y área total y se aplica la ecuación del grafico 3.8.



Figura 3.10. Calculo de dilución en cordones de multipasadas.

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

3.4.3 Microscopia electrónica

Se tomaron imágenes electrónicas de todas las condiciones soldadas con un microscopio electrónico de barrido mostrado en la figura 3.11 utilizando detectores para coleccionar tanto electrones secundarios (SE) como electrones retrodifundidos (EBS).



Figura 3.11. Equipo de microscopia electrónica.

La diferencia entre ambos detectores radica en el nivel de energía con que los electrones que son colectados dependiendo si han sufrido una interacción elástica o inelásticas con los electrones de la muestra. Dicha reacción se produce en la superficie de la muestra provocando una dispersión de elementos electrónicos con diferentes niveles de energía que según el detector se pueden coleccionar electrones de baja energía (choque elástico; SE) o electrones de elevada energía (choque inelástico, Electrones retrodifundidos EBS), figura 3.12.

- 1: e- secundarios
- 2: e- retrodifundidos
- 3: R-X característicos
- 4: R-X del continuo
- 5: R-X de fluorescencia
- 6: resolución en e- retrod.
- 7: resolución en R-X
- x_d : prof. de emisión e- retrod.
- $R(x)$: prof. de emisión R-X caract.
- R : penetración de e- primarios

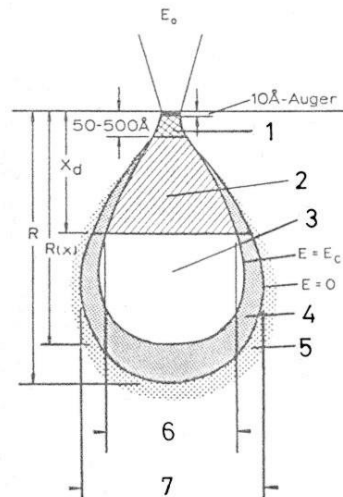


Figura 3.12. Tipos de haz de electrones excitados y radiación utilizados en SEM y profundidad de la región debajo de la superficie de la muestra a partir de la cual se obtiene la información [11].

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

Con este equipo también se realizaron cuantificaciones cualitativas de composición química mediante espectrometría de energía dispersiva (EDS). Estos detectores tienen la capacidad de detectar la energía de fotones de baja energía producto de choque de los electrones del haz incidente con la muestra. Si bien la zona de interacción con la muestra no sobrepasa el micrón cúbico, se utilizó como herramienta para cuantificación e identificación de fases y carboboruros, figura 3.12.

3.4.4. Microscopía electrónica de transmisión (TEM)

Las imágenes se forman con los electrones que atraviesan el material. Un esquema de su constitución interna se puede apreciar en la figura 3.13. El microscopio consiste en una columna en cuyo extremo superior se halla un cañón de electrones, seguido de un primer juego de lentes (dichas lentes son magnéticas ya que se trabaja con electrones y no con luz) que forman el haz de electrones. El microscopio tiene dos modos de trabajo: el modo imagen y el modo difracción. Cuando se trabaja en el modo imagen, se observa a la salida la imagen propiamente dicha del material, que es la que se forma en el “plano imagen” (1ra imagen) del lente objetivo. Por el contrario, si se trabaja en modo difracción la imagen final que se observa en la pantalla fluorescente, es la del patrón de difracción que se forma en el plano focal del lente objetivo. Los juegos de lentes subsiguientes proyectan la imagen o el patrón de difracción en una pantalla fluorescente.

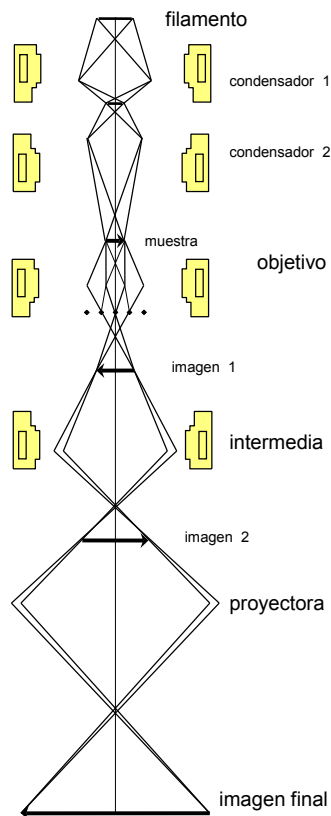


Figura 3.13. Esquema de haz de electrones en microscopía electrónica de transmisión [12].

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

3.4.5. Preparación de muestras para microscopía de transmisión (TEM)

Para poder profundizar en el análisis microestructural de las distintas fases; carboboruros y precipitados secundarios se realizó análisis de microscopía electrónica de transmisión (TEM). Las muestras fueron preparadas en la comisión de energía atómica sede Constituyentes en laboratorio GIS de materiales. La preparación de muestra tiene por objeto la obtención de láminas delgadas de 1 décima de espesor ($100\ \mu\text{m}$) para posibilitar que el haz transmitido del microscopio pueda atravesar la muestra. Debido a la a la esbeltez de la muestra la posibilidad de imprimir deformaciones a la misma es muy elevada por lo que la extracción de muestras como su preparación debe hacerse con extremo cuidado.

A tal fin, el primer paso en este proceso fue el seccionamiento de una muestra de uno pocos mm a partir de una probeta más grande utilizando una máquina de corte lento de bajas revoluciones. Debido a la elevada dureza de estas aleaciones este proceso implicaba demasiado tiempo y elevado costo debido al consumo del disco diamantado de dicha máquina, por lo que se optó por el uso de una electroerosionadora por chispa mostrada en la figura 3.14.



Figura 3.14. Máquinas cortadora para probetas

Una vez obtenida la muestra rectangular de 3 mm de espesor se procedió al proceso de desbaste llevado a cabo en varias etapas con lija al agua hasta la medida final de una décima de espesor. Debido a la esbeltez de la muestra y su dificultad para su manipulación se utilizó un tornillo soporte en donde la lámina fue pegada con adhesivo vilico como se muestra en la figura 3.15. El avance de tornillo y posterior desbaste se la lámina se regulo con el paso del mismo y el control del espesor fue controlado utilizando un micrómetro.

Capítulo 3 – Desarrollo experimental



Figura 3.15. Tornillo porta probeta

Una vez que la lámina rectangular llega a un espesor de 100 μm se procede al corte de la misma utilizando un sacabocado que le confiere una geometría circular de diámetro 3 mm, como se muestra en la figura 3.16a, Una vez obtenida la lámina cilíndrica se coloca en un soporte dedicado mostrado en la figura 3.16b para la obtención de la curva de polarización del material y posterior ataque electrolítico en la maquina Termopol-5 se Struer mostrada en la figura 3.16.

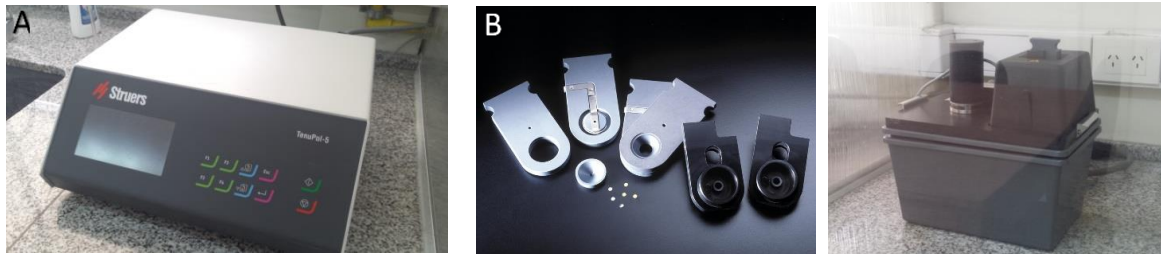


Figura 3.16. Equipo para pulido electroquímico de láminas delgadas

3.4.6 Extracción de muestras corte por haz de iones (FEI/SEM)

Con el objetivo de extraer muestra con el mínimo de deformación producidas por el pulido mecánico y poder identificar las fases y microconstituyentes con microscopia de transmisión (TEM), se optó por utilizar un equipo FEI/SEM. El mismo además de contar con las funciones de un microscopio electrónico convencional está equipado con un segundo cañón que tiene la función de focalizar un haz iones de Ga permitiendo realizar seccionamientos a nano y micro escala. La ventaja fundamental de este equipo es la posibilidad de elegir la zona a seccionar y adelgazar la muestra in situ en el mismo microscopio, ver figura 3.17 a y b.

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

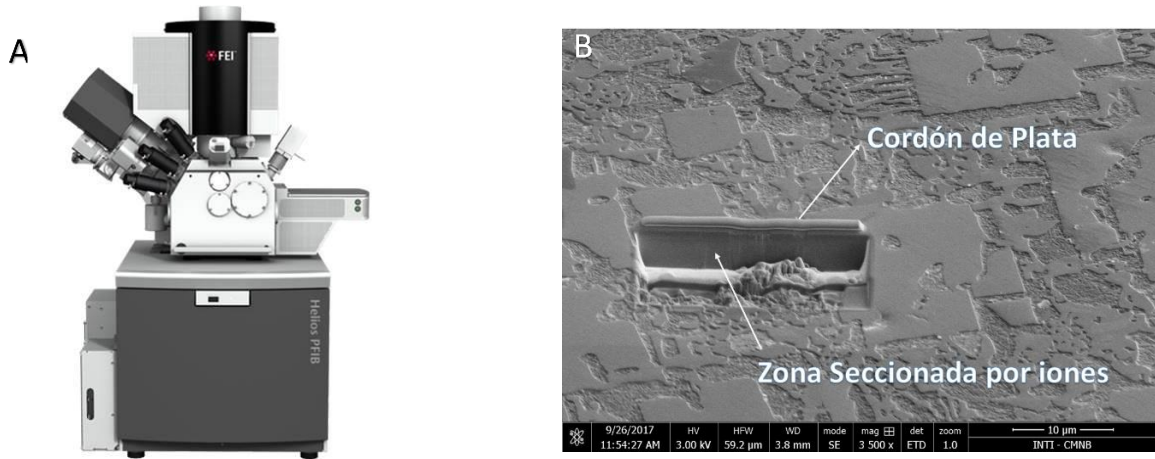
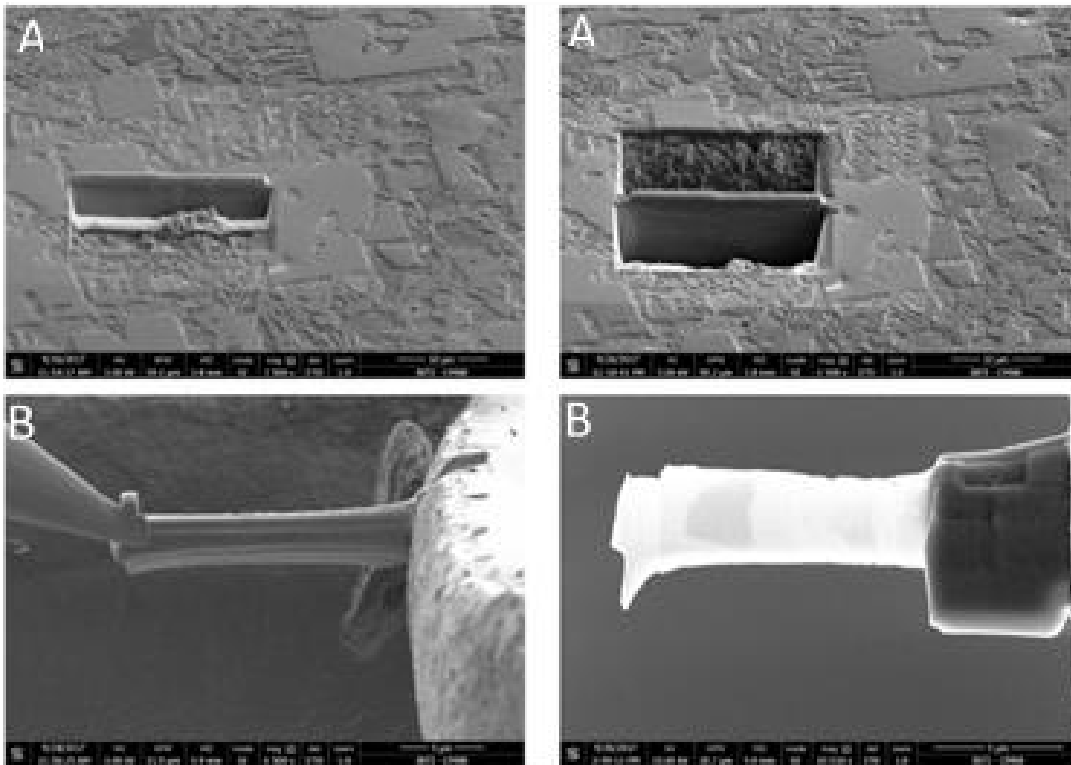


Figura 3.17. a) Equipo FEI Helios 650. b) Micrografía electrónica de la zona de trabajo

Se prepararon 2 muestras, una en condición como soldado AW y la tratada térmicamente a 500°C. Las mismas se seleccionaron como muestra la figura 3.18 a y b. Posteriormente se procedió a un recubrimiento en la zona de interés con un depósito de plata para aislar la mismas del bombardeo iónico y protegiendo la línea de interés, una vez obtenida se es colocada mediante microsoldadura en la punta del cantiléver del equipo y de ahí hay sobre un porta muestras como se ve la figura. 3.18 b.



Capítulo 3 – Desarrollo experimental

Figura 3.18. Proceso de seccionamiento y desbaste de lámina delgada.

Posteriormente se procedió a adelgazar toda la superficie de la muestra entre 10 y 20 nm, obteniendo una superficie de exploración mucho más amplia que la zona plana que se obtiene en el ataque electroquímico explicado en el punto anterior.

3.4.7. Identificación y cuantificación de fases

3.4.7.1. Método de difracción de rayos X

Sobre la superficie de cada cordón se realizó difracción de rayos X (DRX), ver figura 3.19. El equipo empleado fue un RIGAKU, con radiación de Cu K- α , entre 35° y 95°, con una velocidad de barrido de 1°/min. A partir de los espectros obtenidos se analizaron las fases presentes y se determinó el tamaño de cristallita de la fase α -ferrita, utilizando la fórmula de Scherrer [13- 14].

$$\beta = \frac{0.9 \lambda}{D \cos \theta}$$

Donde β es el ancho medio de pico [radianes], λ es la longitud de onda [Å], θ es el ángulo de Bragg [radianes] y D es el tamaño de cristallita [nm].

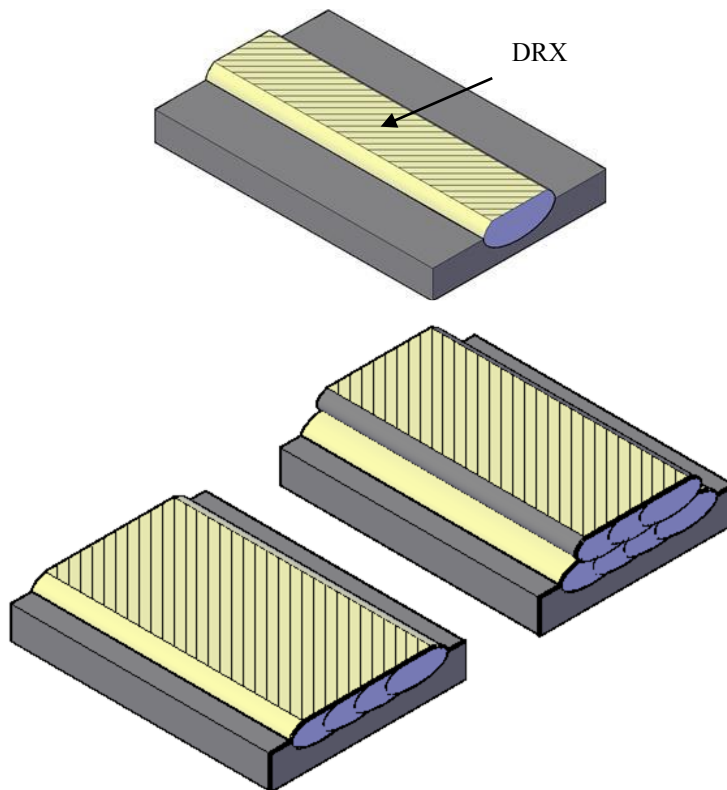


Figura 3.19. Esquema de la zona de medición de DRX.

La metodología empleada para la cuantificación de las fases por XRD fue mediante bases de datos y factores RIR (Reference Intensity Ratios) [15]. El software utilizado permite hacer estudios

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

cuantitativos precisos por métodos de mínimos cuadrados no lineales sobre el perfil completo del diagrama. La ponderación se consigue con el método RIR normalizado.

Método de la razón de intensidad relativas - RIR (Reference Intensity Ratio)[15]: Utilizando las intensidades integradas de los picos más intensos y tomando como estándar β al corindón (Al₂O₃), reordenando la ecuación 3.4 de intensidad

$$X_{\beta} \left(\frac{I_{(hkl)\alpha}}{I_{(hkl)\beta}} \right) \text{ vs } X_{\alpha} \tag{3.4}$$

Se obtiene una recta de pendiente k. Los valores de k utilizando corindon como fase β en una mezcla 50:50 suele estar incluidos en las tarjetas de la base de datos ICDD PDF como: RIRcor.

Teóricamente, pueden ser usados para el cálculo directo de las proporciones de α . En la práctica, son imprecisos debido a las variaciones experimentales relacionadas con el tamaño de las partículas y las características del difractómetro. Se vende polvo de alúmina de 1 micrón para ser utilizado como estándar de laboratorio. En la figura 3.20 se puede observar una carta utilizadas de la base de datos.

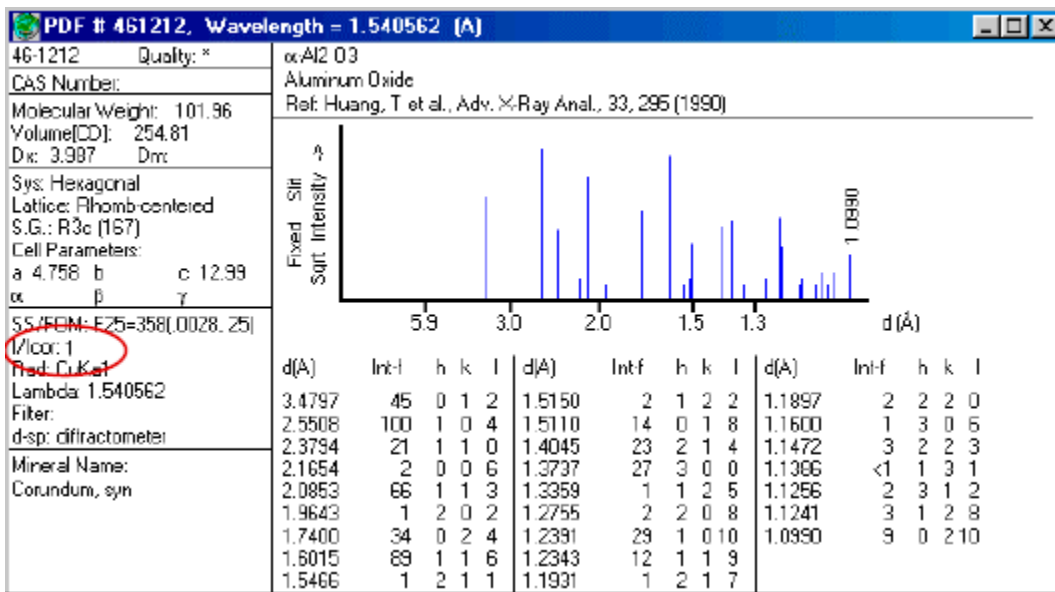


Figura 3.20. Tarjeta de la base de datos ICDD PDF

Como cada fase es cuantificada independientemente, este método es apropiado para muestras con fases no identificadas o amorfas.

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

Método RIR Normalizado (Chung)[16]: teniendo todas las fases y sus RIRs, entonces la suma de todas las fracciones en peso de las fases debía ser igual a 1, quedando la fracción para cada fase determinada por la ecuación 3.5.

$$X_{\alpha} = \frac{I_{(hkl)\alpha}}{RIR_{\alpha} I_{(hkl)\alpha}^{rel}} \left[\frac{1}{\sum_{j=1}^{\#phases} (I_{(hkl)j} / RIR_j I_{(hkl)j}^{rel})} \right] \quad (3.5)$$

3.4.7.2. Cuantificación de fases – “Image J”

La cuantificación de fases y carburos en ambas aleaciones se llevó a cabo a partir de micrografías electrónicas tomadas a cada condición soldada utilizando un software abierto de procesamiento de imágenes “image j”, figura 3.21. Se procedió a realizar un procesamiento de imágenes matizado y realizando la frecuencia de banda de colores y filtrando trazados superficiales para la deconvolución de imágenes como se muestra en la figura 3.21b.

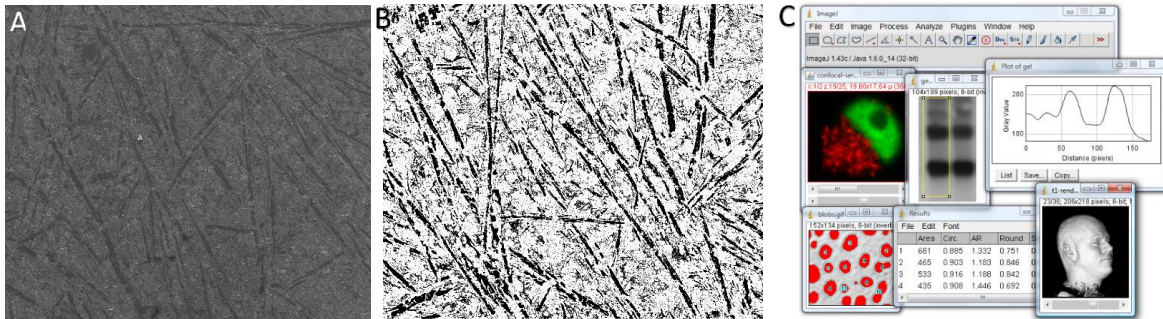


Figura 3.21. a) Imagen original b) Contraste de blanco y oscuros c) software imagen j

Se calibró la escala del software, dibujando una línea sobre la escala de la imagen y utilizando la herramienta de calibración se fijó el valor para posteriormente proceder a la secuencia de medición. Teniendo la imagen ya editada y las partículas bien diferenciadas se procedió a establecer los parámetros de medición que el programa tendrá en cuenta en la secuencia correspondiente. Para el caso se fijó el parámetro área y perímetro, pidiendo también que simulara la forma de las partículas como elipses y que nos devolviera la diagonal mayor y menor de la misma con el objeto de establecer la apertura del mallado de los tamices a utilizar en post de obtener un particulado homogéneo como se observa en la figura 3.22.

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

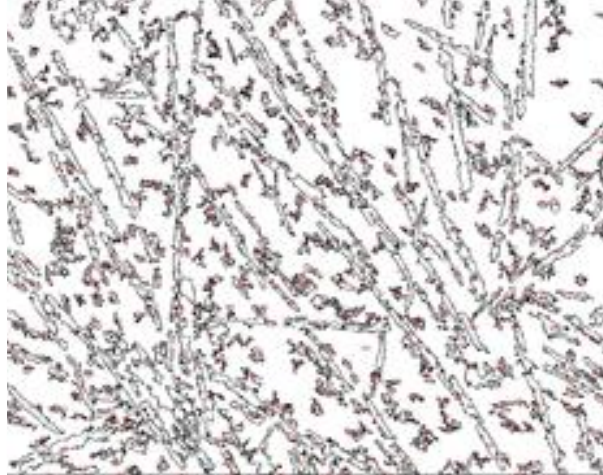


Figura 3.22. Reprocesamiento de software ImageJ.

Adicionalmente el software entrega una tabla de datos con los parámetros de medición solicitados, correspondiendo el número asignado en la imagen a los resultados de dicha tabla. Estos datos se procesaron con estadística descriptiva, donde se obtuvieron los valores medios de área y diagonal menor con su correspondiente histograma, esto permitió determinar la secuencia de mallas a utilizar en el tamizado para cumplir con el objetivo de una muestra con distribución de tamaños homogéneos.

3.5.1 Dureza

Este método utiliza un indentador piramidal con una base cuadrada, hecha de diamante. El ángulo entre las caras es de 136° , ver figura 3.22. El ángulo de 136° fue diseñado por los fabricantes en base a los resultados con indentadores esféricos. Para estos, los mejores resultados se obtuvieron cuando $d / D = 0.375$ [17]. Si tomamos los puntos en los que la esfera toca la superficie de la muestra y dibujamos perpendiculares a los radios, su intersección formará un ángulo de 136° . La descripción de los procedimientos utilizados en las pruebas se proporciona en la norma ASTM E92—72 [18].

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

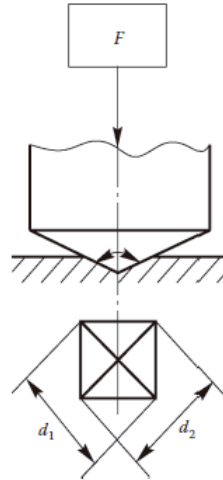


Figura 3.22, Diagrama de cotas de impronta Vickers [17].

La dureza Vickers (HV) se calcula a partir de la ecuación 3.5 y es igual a la carga dividida por el área de la depresión

$$HV = \frac{2 F \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)}{d^2} \quad (3.5)$$

Donde F es la carga aplicada (en kgf), d es la longitud promedio de las diagonales (en mm) y α es el ángulo entre las caras opuestas del indente (136°). La conversión a MPa se realiza multiplicando este valor por 9.81. Al igual que con otras pruebas de dureza, la distancia entre las improntas fue mayor que dos veces y media la longitud de la diagonal de la impronta, para evitar la interacción entre las regiones de endurecimiento por trabajo.

Se realizaron ensayos de microdureza Vickers sobre los distintos cordones “bead on plate” y sobre los depósitos con recargues con una y dos capas. Se utilizó un microdurómetro digital, figura 3.23. Para la calibración del mismo se empleó un bloque patrón standard. Se midió microdureza Vickers HV₂ realizando un barrido vertical y transversal sobre la zona central de cada cordón “bead on plate” con una separación entre improntas de 0,5 mm, promediándose los valores obtenidos. También se determinó la microdureza sobre las fases con cargas HV_{0,1} y HV_{0,025}.

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

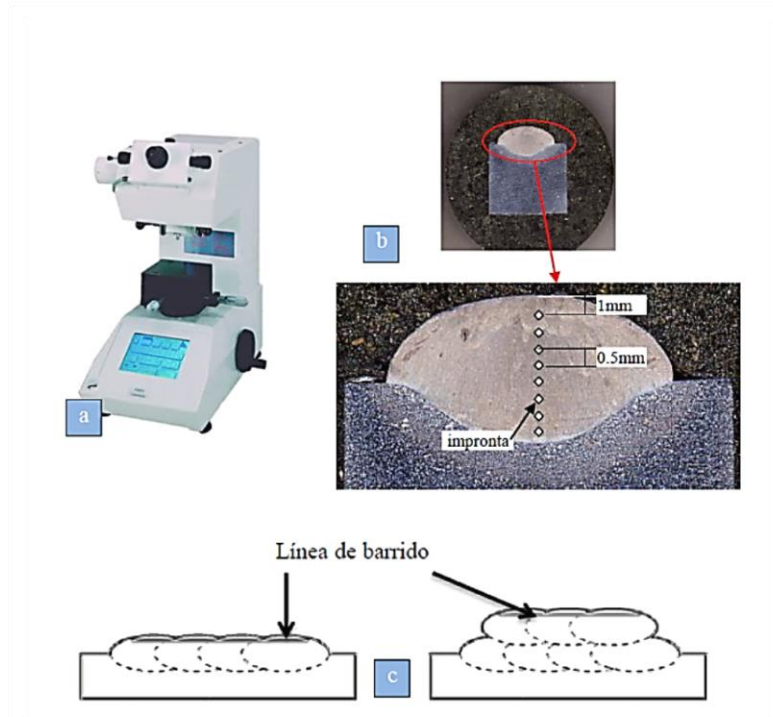


Figura. 3.23. Perfiles de dureza en cordones y cupones de uno y dos capas.

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

3.5.2 Microdureza de Fases

El equipo utilizado para la medición de microdureza Vickers permite la opción de baja carga posibilitando la medición de microdureza sobre distintas fases y carboboruros. Disminuyendo el valor de la carga, se imprimen improntas más pequeñas, delimitando la ubicación sobre las fases a medir.

Las muestras para este ensayo fueron sometidas al proceso de desbaste y pulido convencional para luego someterla a un pulido suave con vellela por unos 6 seg. Este ataque leve, provoca que la superficie de la muestra no se revele totalmente favoreciendo la medición de la indentación como la ubicación de la misma sobre las distintas fases. En la figura 3.24 se muestra las improntas obtenidas sobre las distintas fases.

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

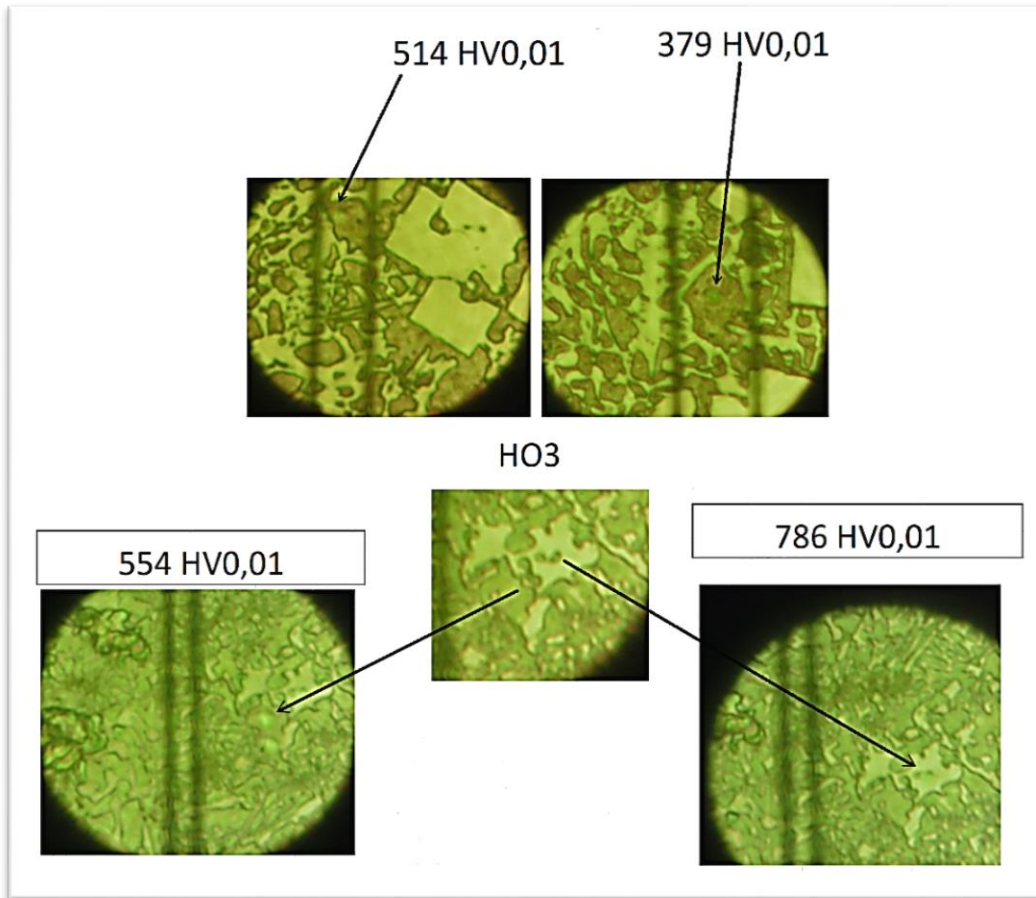


Figura N°3.24. Improntas tomadas a través de óptico del equipo Shimadzu

3.5.3 Desgaste Abrasivo

Se efectuaron ensayos de desgaste abrasivo según la Norma ASTM G 65 [19] con el fin de evaluar la resistencia al desgaste de las condiciones soldadas con 1 y 2 capas de metal depositado con y sin protección gaseosa.

El ensayo consiste en colocar la probeta sobre un brazo de palanca que apoya sobre una rueda de goma vulcanizada que gira a velocidad constante, mientras un flujo de arena fluye entre la muestra y la rueda. La figura 3.25 se muestra un esquema de la máquina de ensayo.

Los parámetros definidos para estos ensayos se fijaron en una velocidad de 200 rpm; una carga fue de 130N; un flujo de arena de 320 gr/ min. La distancia recorrida fue de 5000 m.

Capítulo 3 – Desarrollo experimental



Figura 3.25. Máquina de ensayos abrasivo.

Las muestras se limpiaron con batea ultrasónica antes y después de cada ensayo, y se pesaron las muestras con balanza analítica con una precisión de 0.0001 gr.

3.5.3.1 Desgaste abrasivo de dos cuerpos. (Pin on Table)

El propósito de esta línea es el estudio de los mecanismos de desgastes de distintas morfologías eutécticas en las aleaciones base Fe (Nb- Cr)-(C,B) nanoestructurada sometidas a desgaste abrasivo de alta presión. Para ello se utilizó un equipo robotizado CNC ad-hoc como tribómetro en modalidad Pin on Table, figura 3.26, según norma ASTM G132-01[20] simulando la abrasión producida por el contacto de dos cuerpos (superficie del recubrimiento duro y partícula abrasiva carburo de silicio (SiC)) y evaluar la tasa de desgaste de los depósitos soldados. Se programó el recorrido de pista mediante programación código G mediante software dedicado MACH3.



Figura 3.26. Tribómetro de desgaste de alta presión. Sistema “Pin on Table”

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

3.5.3.2. Calibración de ensayo ASTM G-132-01

La calibración del ensayo se realizó mediante ensayos con pines de material de baja aleación. Se corroboró en que la abrasión sea pareja en toda su superficie de la muestra y que la carga aplicada actúe en forma perpendicular al pin y no haya desplazamientos laterales. Esta última condición se logró utilizando un rodamiento lineal de 6 hileras. La sustentación de las lijas abrasivas sobre la tabla se dispuso mediante varios trazos de cinta sobre todo el perímetro de la lija para evitar la rotura de la misma. Se instaló una cámara para monitorear el recorrido de la muestra desde el escritorio de trabajo.

3.5.3.3. Extracción de muestras

De cada cupón de recargue se extrajo un total de tres pines de 6,5 mm de diámetro y 20 mm de largo, mediante electroerosión por hilo como se muestra en la figura 3.27



Figura 3.27. Extracción de muestras por corte por hilo.

Las superficies de los pines fueron incluidas en resina fenólica para desbaste y pulido con pasta diamante de granulometría de $3\mu\text{m}$ antes de cada ensayo con el objeto de obtener superficies libres de marcas y surcos que pudieran alterar el estudio de los mecanismos de abrasión. Los ensayos se realizaron con papel abrasivo de carburo de silicio (SiC) de granulometría 150. La carga aplicada fue de 30 N y la distancia recorrida fue de 5 m, la velocidad de avance fue de 20 mm/s, sin la sobreposición del recorrido efectuado por el pin.

3.5.3.4 Limpieza de muestras y pesado de muestras

La limpieza de las muestras se realizó mediante ultrasonido con acetona durante 10 minutos antes y después de cada ensayo. Se utilizó una balanza analítica para la medición de la pérdida de peso con una precisión de 0.0001 gr, ver figura 3.28. La temperatura y humedad ambiente donde se efectuaron los ensayos fue de 24 °C y 70% respectivamente. Consumada cada etapa se procedió a limpieza de cada muestra por medio de limpieza ultrasónica, con alcohol isopropílico durante 3 minutos y posteriormente se procedió al pesaje de cada PIN para evaluar el desgaste.

Capítulo 3 – Desarrollo experimental



Figura 3.26. batea ultrasónica y balanza analítica

3.6.1. Microscopia confocal

Para el análisis de la superficie sometida a la abrasión se implementó la técnica de microscopia laser confocal con la que se realizó una reconstrucción 3D de la zona de interés pudiendo ampliar la visión y profundidad de la superficie de abrasión de las distintas muestras.

El funcionamiento de los microscopios confocales incorporan un sistema de barrido por el que el objeto es iluminado en un solo punto, y solamente ese punto es medido mediante un sistema de diafragmas (“pin hole”) y elimina la luz proveniente de los planos no enfocados. Para ello se necesita una fuente de luz muy potente, así como también un filtro con un agujero que se coloca en el trayecto del rayo de luz. Parte de la luz procedente de la fuente de iluminación atraviesa un primer diafragma, es reflejada mediante un espejo dicróico y se enfoca en un punto del espécimen mediante la lente de un objetivo. La señal emitida por el punto iluminado (fluorescencia o luz reflejada) vuelve por el mismo camino óptico, pasa a través del espejo dicróico y es enfocada en un detector, un segundo diafragma o pinhole es colocado delante del detector para eliminar las señales procedentes de la zona fuera de foco. (Fig.3.29).

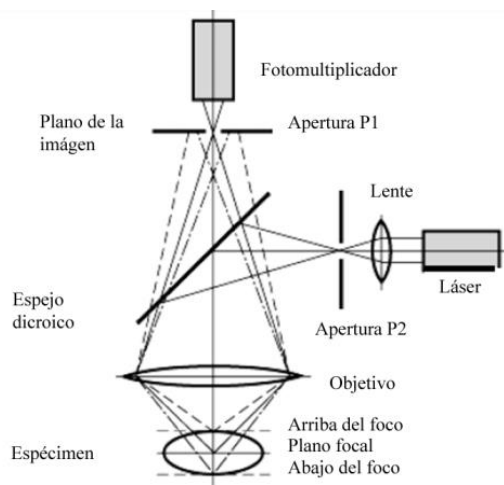


Figura 3.29. Diagrama de microscopio de escaneo láser confocal [21].

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

El equipo utilizado fue un microscopio confocal. Este microscopio confocal, está totalmente automatizado usando un láser de 405 nm que tiene un diminuto “spot”. Permite hacer imágenes en 3D y realizar mediciones en alta resolución de micro-geometría de superficies rugosas. Su resolución espacial en el plano (x,y) está definida por la longitud de onda del Laser, y su resolución en el eje Z alcanza a los 10 nm.

Las mediciones se realizaron en la parte central de a huella dejada por el ensayo. El software utilizado para el análisis de resultados fue el LETEX. También se obtuvieron perfiles de rugosidad.

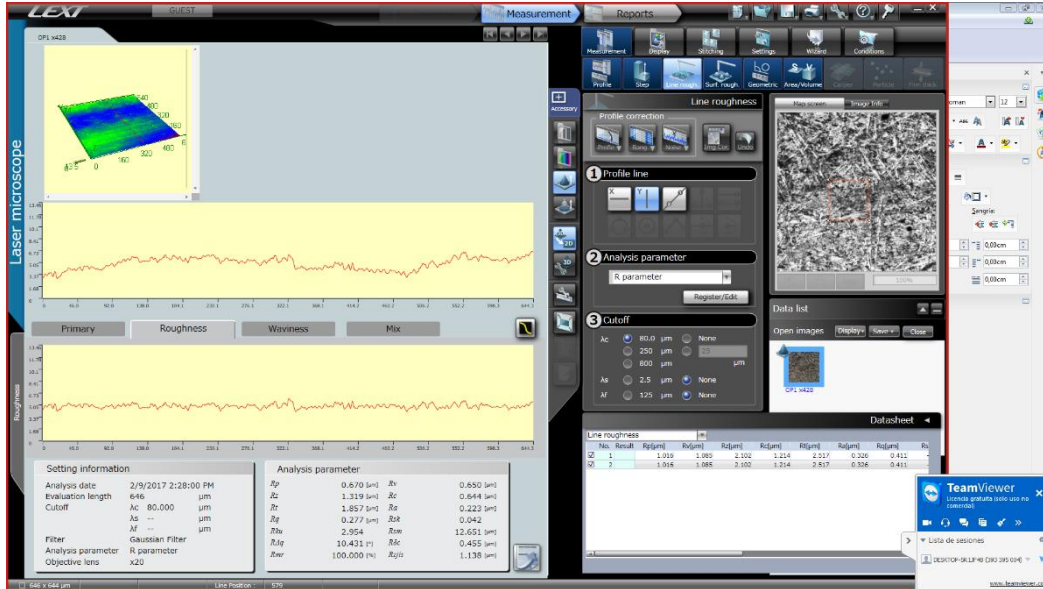


Figura 3.30. Software del equipo confocal

3.6.2. Medición de rugosidad

Sobre la superficie desgastadas de todas las condiciones se tomaron perfiles de rugosidad utilizando un rugosímetro de contacto, midiéndose la rugosidad media (Ra) y la profundidad de la rugosidad media (Rz), ver figura 3.31.

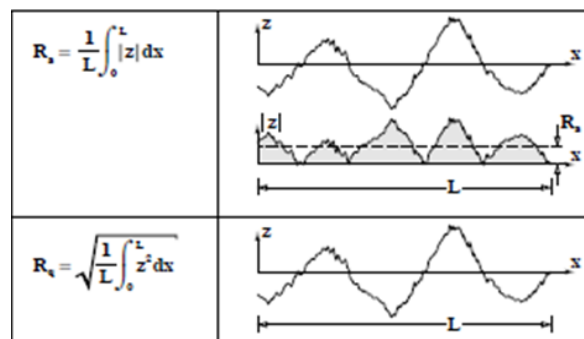


Figura 3.24. Cálculo de rugosidad Ra [22].

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

Bibliografía

- [1] Hoja de datos técnicos TeroMatec 395NOA, Eutectic Castolin-ESAB, USA, 2008.
- [2] Hoja de datos técnicos TeroMatec 390 N, Eutectic Castolin-ESAB, USA, 2010.
- [3] Software Mach 3 de 3 ejes versión limitada 2010.
- [4] S. Merrick, D. Kotecki, J. Wu, Materials and Applications - Part 2. 8 ed. Welding Handbook: American Welding Society, p. 422. 1998.
- [5] Norma ANSI/AWS A5.22-95. *"Specifications for Stainless Steel Flux Cored and Metal Cored Welding Electrodes and Rods.*
- [6] R.M. Barnes and R.F. Jarrell, in Analytical Emission Spectroscopy, Vol 1, Part I, E.L. Grove, Ed., Marcel Dekker, 1971
- [7] ASM HandBook Volume 10 - Materials Characterization, 2002.
- [7] G.F. Vander Voort, Metallography: Principles and Practice, McGraw-Hill, 1984
- [8] Metallography and Microstructures, Vol 9, 9th ed., Metals Handbook, American Society for Metals, 1985
- [9] AutoCAD 2010. Software version educativa.
- [10] J.A. Francis, Principles for Open-Arc Weld Deposition of High-Chromium White Iron Surface Layers. Adelaide Editor. 1999.
- [11] Apuntes del curso de microscopia electrónica. Instituto Sabato 2014.
- [12] D. B. Williams, C. B. Carter: Transmission Electron Microscopy (Plenum, New York 1996)
- [13] CULLITY, B.D.; STOCK, S.R. Elements of X-ray diffraction. 3 ed. Prentice Hall. 2001. 520 p
- [14] Software de análisis de espectros de difracción Xpowder, versión 2004
- [15] Apuntes del Curso de Cristalografía dictado por S.Conconi. Bahia Blanca, 2017.
- [16] Snyder and Bish (1989). F.H. CHUNG, J.Appl.Cryst (1974a), 7, 513 - 519.
- [17] Mechanical Behavior of Materials - Marc André Meyers, Krishan Kumar Chawla.
- [18] ASTM E92-17. Standard Test Methods For Vickers Hardness And Knoop Hardness Of Metallic Materials

Capítulo 3 – Desarrollo experimental

[19] ASTM G-65- 04. *“Stándard Test Method fo Measuring Abrasion Using the Dry Apparatus”*

[20] ASTM G- 132- 01 *“Standrd Test Method for Pin Abrasion Testing”*

[21] Bacallao, R., and Stelzer, E.H.K., 1989, Preservation of Biological Specimens for Observation in a Confocal Fluorescence Microscope and Operational Principles of Confocal Fluorescence Microscopy

[22] G. W. Stachowiak, Andrew W. Batchelor. Engineering Tribology. Butterworth Heinemann -LRN - 4th Edition • 2014.

Capítulo 4

Resultados

4 - Resultados

Introducción

En esta sección se presentaran los resultados de las líneas principales de ambas aleaciones nanoestructuradas base Fe -(Cr,Nb)-(B,C) y base Fe(Cr, Nb, W, Mo) -(B,C) donde se describirán la información obtenida referente a la inspección visual de los depósitos soldados, los análisis geométrico de los cordones soldados (sobre espesor, penetración, ancho), dilución, caracterización microestructural, propiedades mecánicas y resistencia a la abrasión de los cupones soldados. Además, se detallarán de las líneas auxiliares resultados concernientes a caracterización por microscopia de transmisión, la abrasión de alta presión de dos cuerpos mediante banco robotizado tipo CNC y el efecto del tratamiento térmico.

Línea Principal

Fe-(Cr,Nb)-(B,C)

- Cordon simple
- 1 y 2 capas / con y sin gas
- Ensayos G65

Fe(Cr, Nb, W, Mo) –
(B,C)

- Cordon simple
- 1 y 2 capas / con y sin gas
- Ensayos G65

Líneas Auxiliares

Fe-(Cr,Nb)-(B,C)

- Tratamientos termicos a 500, 600, 700, 800 y 900 °C - 2 capas con gas.
- Ensayos G65.

Fe(Cr, Nb) -(B,C)

- 1 cordon simple - 8 condiciones.
- Ensayos G 162

Capítulo 4 – Resultados

Línea Principal

4.1. Cordón simple Fe-(Cr,Nb)-(B,C)

4.1.1- Soldaduras bead on plate en Fe-(Cr,Nb)-(B,C)

El consumible empleado fue un alambre tubular de diámetro 1,6 mm, depositado mediante el proceso semiautomático de soldadura con protección gaseosa y sin ella, una longitud libre del alambre de 18 mm y 25 mm respectivamente [1]. El gas utilizado fue Ar-20%CO₂ y se soldó en forma mecanizada, empleando un banco robotizado tipo CNC.

A fin de poder evaluar el efecto del calor aportado sobre las propiedades del cordón se soldaron 8 cupones con 2 niveles de potencia eléctrica y 4 velocidades de soldadura con gas de protección y sin él. Las distintas probetas se agruparon en dos series denominadas con las letras L (Low) y H (High), asociadas a la potencia eléctrica empleada; el número agregado a la letra corresponde a la velocidad de soldadura medida en mm/s.

La soldadura se realizó en posición plana, sobre 16 chapas base de 150x75x12,5 mm de acero al carbono tipo SAE 1010. Los parámetros de soldadura empleados para cada serie (con protección gaseosa y sin ella) se pueden ver en la tabla 4. 1

Tabla 4.1. Parámetros de soldadura

Identificación	Tensión de arco (V)	Intensidad de corriente (A)	Potencia eléctrica (kW)	Velocidad de soldadura (mm/s)	Calor aportado (kJ/mm)
L3	25	200	5,0	3	1,7
L5	25	200	5,0	5	1,0
L7	25	200	5,0	7	0,7
L10	25	200	5,0	10	0,5
H3	35	300	10.5	3	3,5
H5	35	300	10.5	5	2,1
H7	35	300	10.5	7	1,5
H10	35	300	10.5	10	1.0

4.1.2 Inspección visual

En las figuras 4.1 y 4.2 se pueden ver las fotos del aspecto superficial de los cordones depositados mediante las distintas configuraciones operativas estudiadas.

Capítulo 4 – Resultados

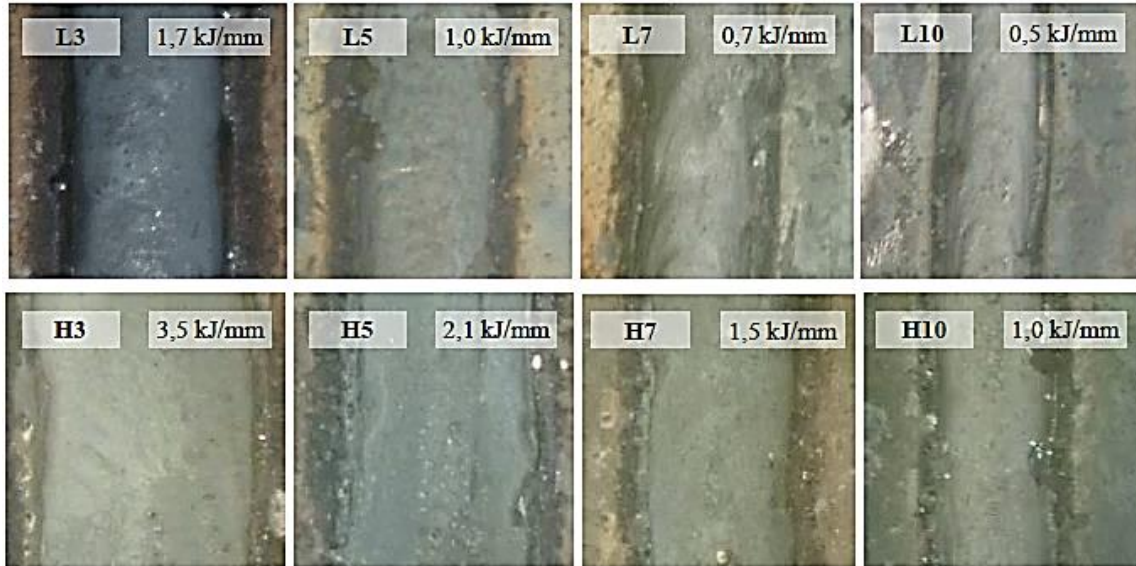


Figura 4.1. Vista superior de los cordones “bead on plate”. Soldados con Ar-20%CO₂.

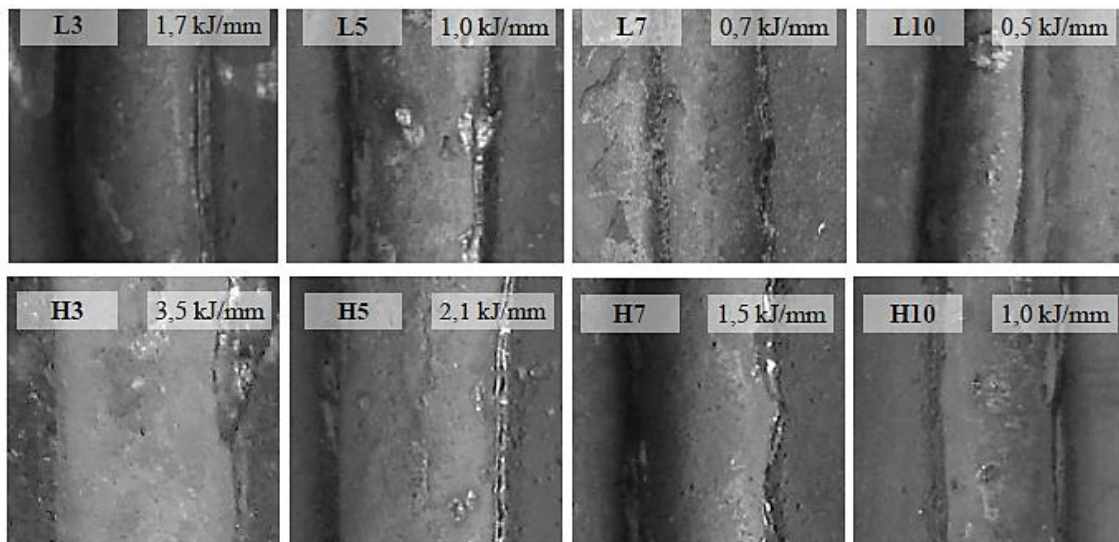


Figura 4.2. Vista superior de los cordones “bead on plate”. Soldados sin protección gaseosa.

Se observó que en todas las probetas los niveles de salpicaduras y de generación de escoria fueron bajos. Además, los cordones presentaron una buena terminación superficial. En la mayoría de ellos se encontraron fisuras, que se generaron durante el enfriamiento del cordón, producidas por el alivio de tensiones, típico en estos materiales [2].

4.1.3 Macrografía y análisis dimensional de los cordones

En las figuras 4.3 y 4.4 se muestran las macrografías 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.

Capítulo 4 – Resultados

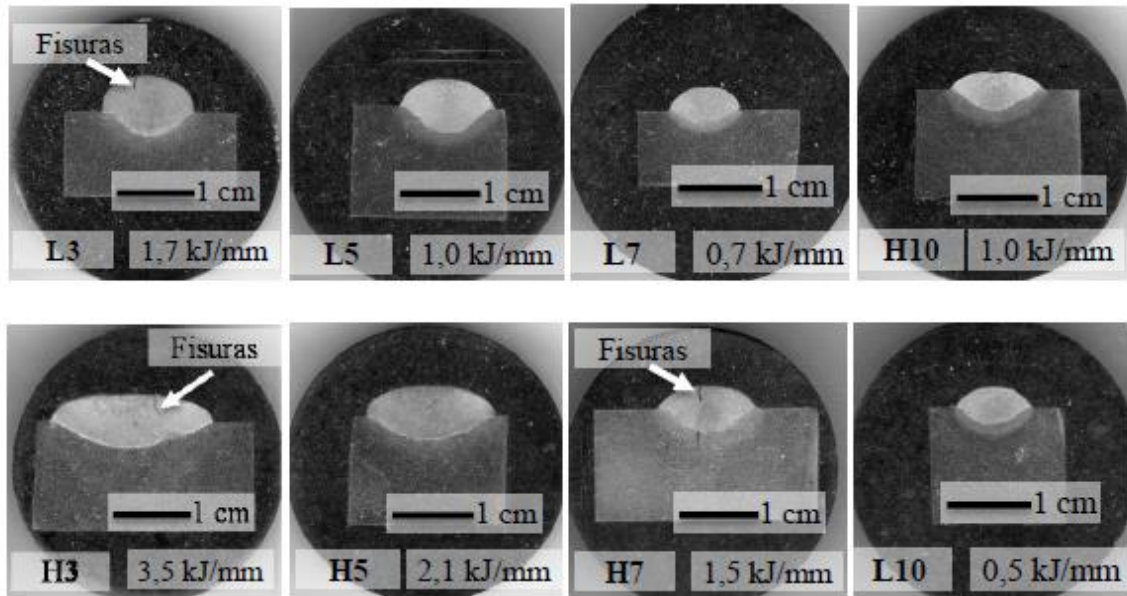


Figura 4.3. Macroestructuras de las probetas soldadas con Ar-20CO₂.

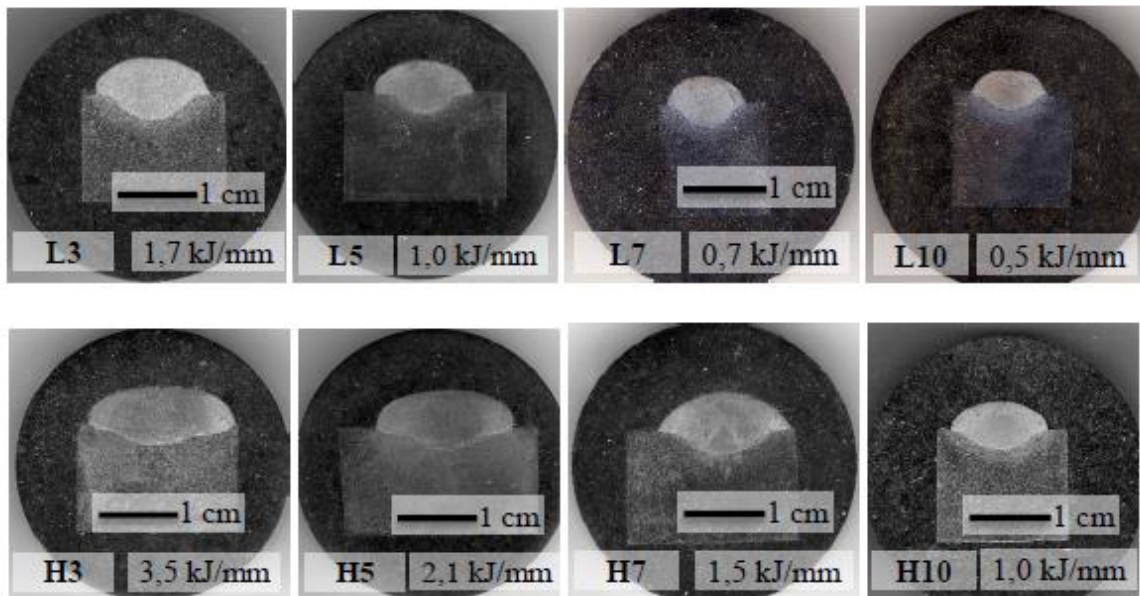


Figura 4.4. Macroestructuras de las probetas soldadas sin protección gaseosa

Puede verse que la geometría del cordón se vio fuertemente afectada por los parámetros de proceso empleados. Se observó que las probetas soldadas sin protección gaseosa presentaron un mayor aporte de material, debido al mayor largo libre o "stick out" [3, 4].

Capítulo 4 – Resultados

4.1.4 Análisis dimensional y dilución

En la figura 4.5 se grafica la evolución del ancho, la penetración y el sobre espesor del cordón con la velocidad de soldadura, con cada serie L y H por separado, a fin de ver el efecto de la potencia empleada.

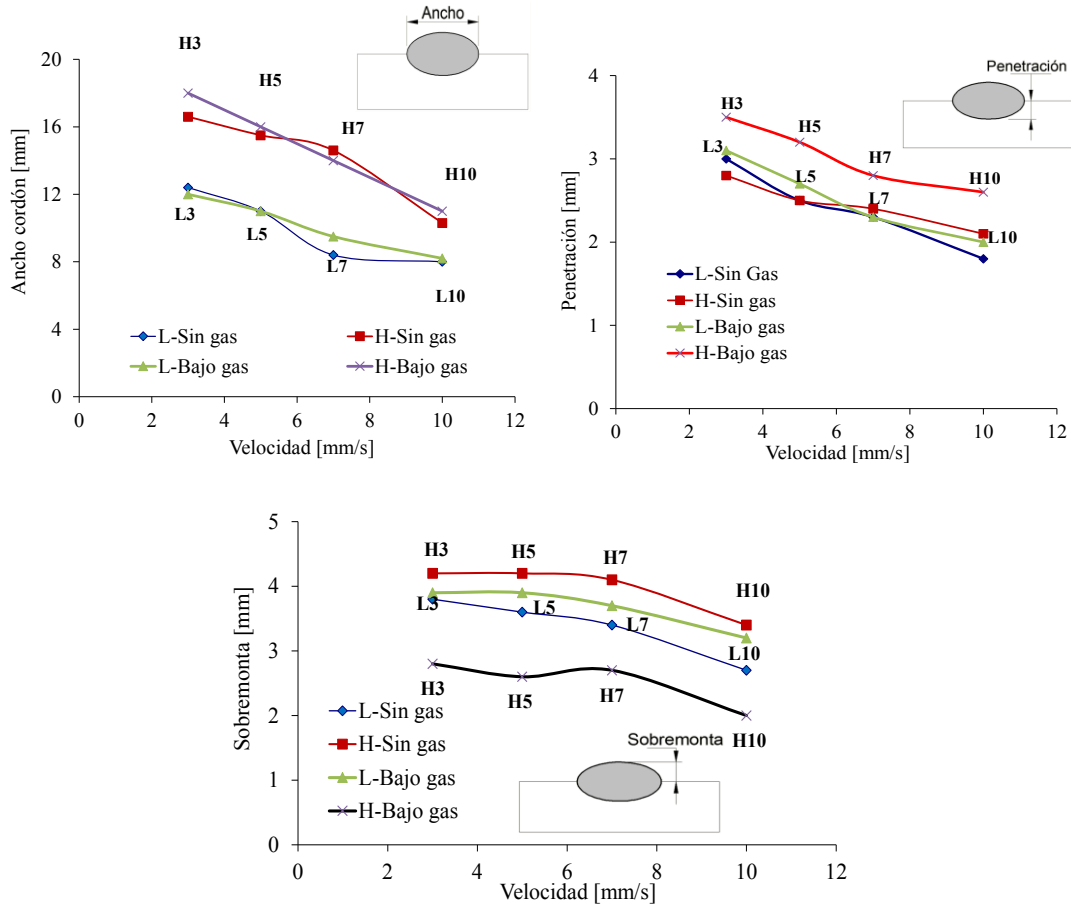


Figura 4.5. Análisis geométrico de sobremona, ancho y penetración

Se observa que el aumento de la velocidad de soldadura produjo una disminución del ancho del cordón y de la penetración, para todas las series. Además, al disminuir la potencia eléctrica el ancho del cordón también disminuyó, consistentemente con lo esperado [5]. Respecto de la penetración se observó que fue mayor para las probetas soldadas bajo gas y con alta potencia eléctrica. Esto podría estar asociado a la mayor corriente empleada y al efecto del CO₂ del gas de protección. La sobre-espesor fue menor para las probetas soldadas con alta potencia eléctrica y bajo gas. Esto estaría relacionado a que un aumento de la tensión produjo un aplanamiento del cordón y por ende una disminución en la sobre-espesor [6]. Las probetas soldadas con alta potencia eléctrica y sin gas de protección presentaron una mayor sobre-espesor debido a la mayor tasa de deposición de material. La velocidad modificó levemente la altura del cordón. Estas consideraciones ponen de manifiesto que las probetas soldadas con alto calor aportado y sin protección gaseosa son ideales

Capítulo 4 – Resultados

para recargue debido a que presentaron un cordón con el mayor ancho y sobremonta y con baja penetración, obteniendo un cordón con gran aporte de material y baja dilución.

En base a las geometrías de los cordones se calculó la dilución [6] de cada muestra mediante software de análisis de imágenes. En la tabla 4.2 se presentan los resultados.

Tabla 4.2. Dilución

Probeta	L3	L5	L7	L10	H3	H5	H7	H10
Calor Aportado [kJ/mm]	1,7	1,0	0,5	0,7	3,5	2,1	1,5	1,0
Dilución sin gas (%)	32	28	37	38	28	25	32	33
Dilución bajo gas (%)	35	34	30	32	38	36	36	35

El porcentaje de dilución varió entre 25 y 38 % para las distintas condiciones de soldadura. Considerando que el aporte térmico fue variado en un factor 7, el efecto de dicho aporte térmico sobre la dilución puede considerarse bajo. Si bien las variaciones son pequeñas, las muestras soldadas con mayor potencia eléctrica y sin gas mostraron los menores valores de dilución. Esto estaría relacionado al mayor aporte de material y la baja penetración, como puede observarse en las figuras 4.5. Respecto de las probetas soldadas con gas se observa un efecto inverso, al aumentar el calor aportado aumenta la dilución. En este caso el fenómeno se explicaría por su mayor penetración y menor sobre espesor. Además, se observó que la forma de la línea de fusión en las probetas soldadas con gas produjo una mayor área de penetración.

4.1.5 Composición Química

En la tabla 4.3 se muestra el resultado del análisis químico obtenido sobre el metal de aporte puro.

Tabla 4.3. Composición química, % peso.

C	Mn	Si	Cr	Nb	B	Fe
0.99	0.22	1.02	16.8	4.6	4.6	Resto

El material depositado presentó una alta concentración de elementos de aleación, dentro del sistema Fe-(Nb,Cr)-(C,B). La composición química cumple con las reglas para la formación de nanoestructuras las cuales son: una diferencia de radio atómico mayor al 12%, que el sistema sea multicomponente, con al menos tres elementos de aleación y que el calor de mezcla entre sus elementos sea negativo [7-9]. Se realizaron mediciones de Cr con EDS sobre cortes transversales a 1 mm desde la superficie libre del cordón. Los resultados obtenidos se presentan en la tabla 4.4

Tabla 4.4. Concentración de Cr en los distintos cordones depositados

Probeta	L3	L5	L7	L10	H3	H5	H7	H10
Calor aportado [kJ/mm]	1,7	1,0	0,7	0,5	3,5	2,1	1,5	1,0
Cr (Sin gas)	10,2	10,9	9,8	10,3	12,4	12,7	11,5	11,6
Cr (Bajo gas)	10,7	10,8	11,3	11,5	10	10,4	10,6	10,9

Capítulo 4 – Resultados

Para las probetas soldadas bajo gas se observó que el aumento de la velocidad de soldadura generó un incremento en la concentración de Cr en el depósito; el mismo efecto se detectó al disminuir el aporte térmico. Esto estaría relacionado con el nivel de dilución del aporte con el metal base, el cual presentó mayor penetración y menor sobremonta al aumentar el calor aportado [5, 6]. Además, la mayor oxidación de elementos en el arco a mayor aporte térmico, pudo haber reducido levemente la cantidad de Cr.

Sin protección gaseosa se observó que las probetas realizadas con alta potencia eléctrica presentaron mayores contenidos de Cr. Esto podría explicarse por la menor dilución debido al mayor aporte de material y a una menor penetración. No se observaron grandes diferencias respecto de la variación de la velocidad.

4.1.6 Difracción de rayos X

En la figura 4.6 y 4.7 se muestran los espectros obtenidos para todas las condiciones de soldadura.

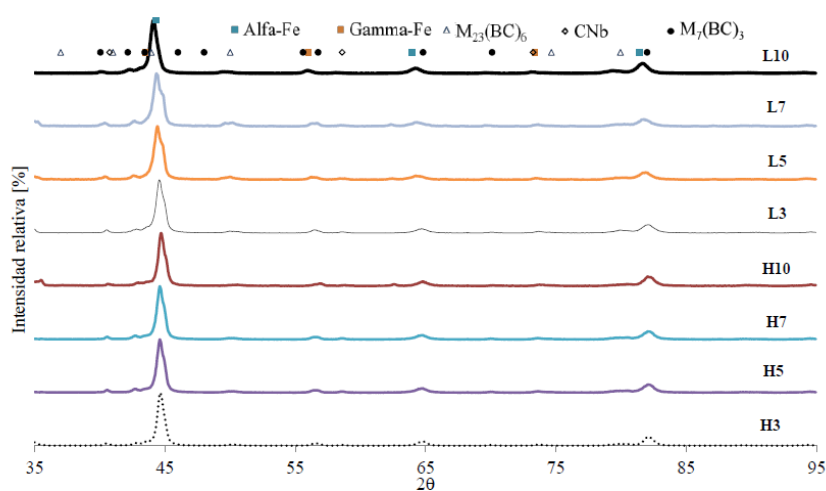


Figura 4.6. Espectro de DRX de todas las muestras soldadas bajo gas.

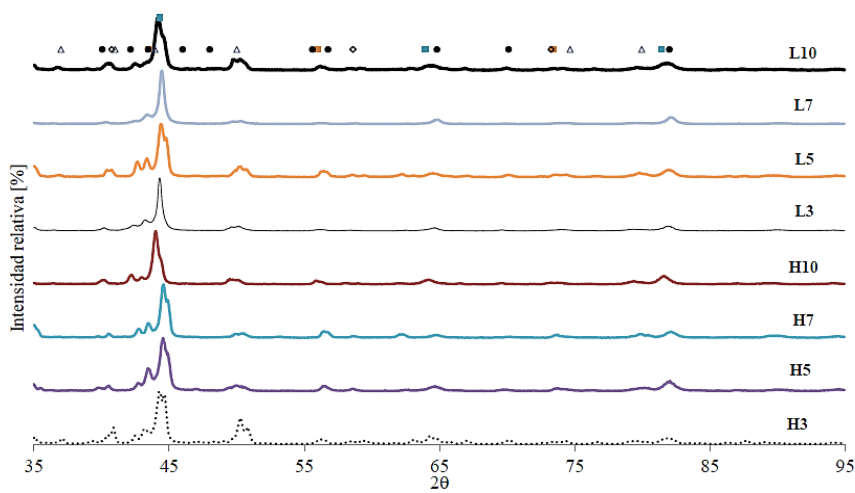


Figura 4.7. Espectros de DRX para las muestras soldadas sin gas.

Capítulo 4 – Resultados

Puede verse que la estructura estuvo formada principalmente por α -Fe, detectándose también la presencia de una baja fracción de γ -Fe, carboboruros metálicos ($M_7(BC)_3$, $M_{23}(BC)_6$) y carburos de niobio (NbC) [10]. No se observaron variaciones significativas de las fases presentes con el aporte térmico para las probetas soldadas bajo gas, pero sí se encontró una mayor cantidad de precipitados para las probetas soldadas con alto calor aportado y sin gas. Esto estaría relacionado con el mayor contenido de elementos de aleación producto de la menor dilución que se obtuvo en estas últimas probetas.

Asimismo, a partir de estos espectros se determinó el tamaño de cristalita, que varió de 105 nm para L10 (0,5 kJ/mm) hasta 130 nm para H3 (3,5 kJ/mm), mínimo y máximo de los calores aportados utilizados.

4.1.7 Microscopia electrónica de barrido SEM

En las figuras 4.8 y 4.9 se pueden observar las imágenes SEM de las microestructuras obtenidas para distintas condiciones de soldadura.

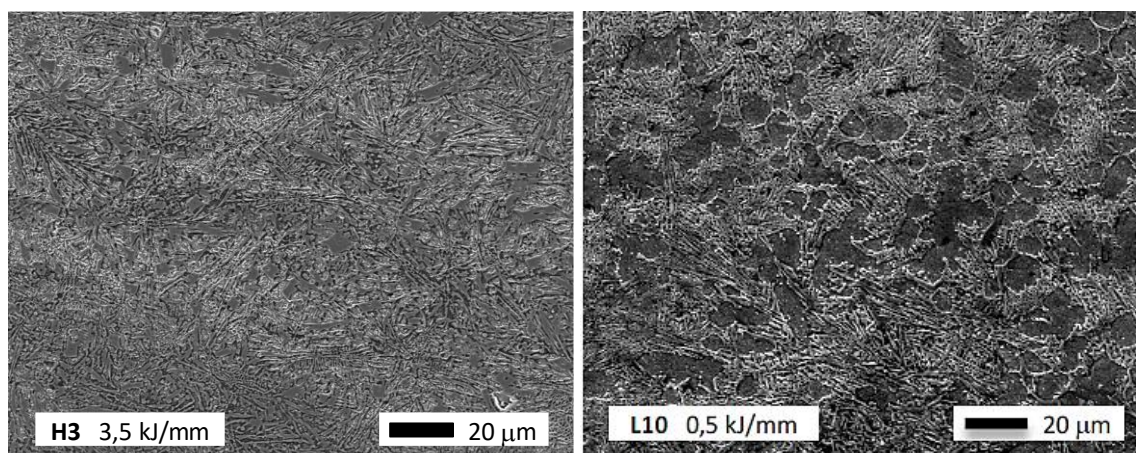


Figura 4.8 Micrográficas electrónicas de las probetas H3 y L10, bajo protección gaseosa

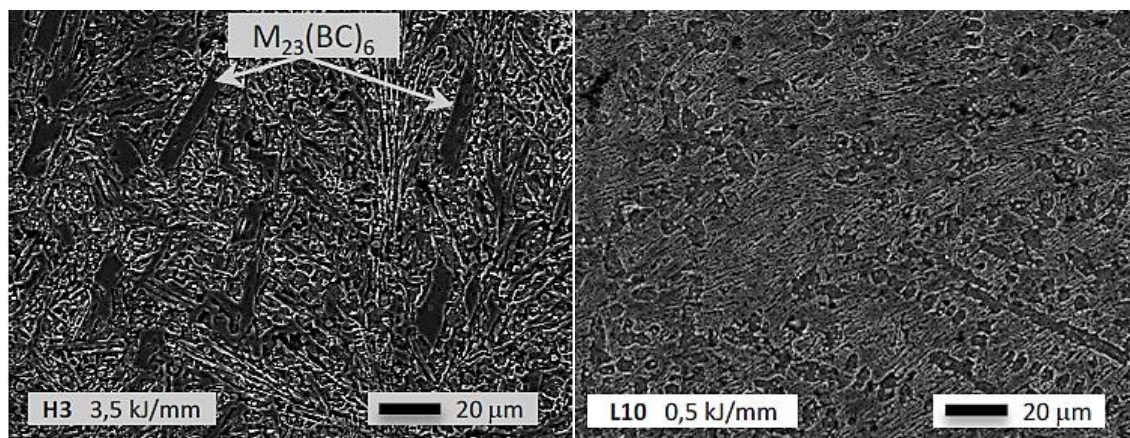


Figura 4.9. Micrográficas electrónicas de las muestras H3- L10 sin protección gaseosa.

Capítulo 4 – Resultados

Se observa un patrón de segregación dendrítico, el cual se vuelve más fino a medida que disminuye el aporte térmico. Asimismo, en la zona interdendrítica se ve una estructura laminar/globular, que también se afina al disminuir el aporte térmico. En las probetas soldadas con mayor aporte térmico se encontraron grandes precipitados del tipo $M_{23}(BC)_6$. Esto es consistente con lo observado en los patrones de DRX.

En las muestras analizadas se observó que el porcentaje de fase eutéctica aumentó con el incremento del calor aportado. Las probetas H5 y H3 presentaron precipitados alargados del tipo $M_{23}(BC)_6$. Se observó que el espaciado entre carboboruros cambio de 1 micrón a centenas de nanómetros. Además, la morfología paso de placas a una red de finos bloques. Este estaría relacionado con la variación de las velocidades de enfriamiento, siendo mayor para las probetas soldadas con menor aporte térmico. En todas las probetas se observaron dentro de las fases eutécticas carburos de niobio.

4.1.8. Cuantificación y distribución de fases eutécticas

En la figura 4.10 se presentan los resultados de los valores cuantitativos de las fases para las probetas soldadas con y sin gas de protección.

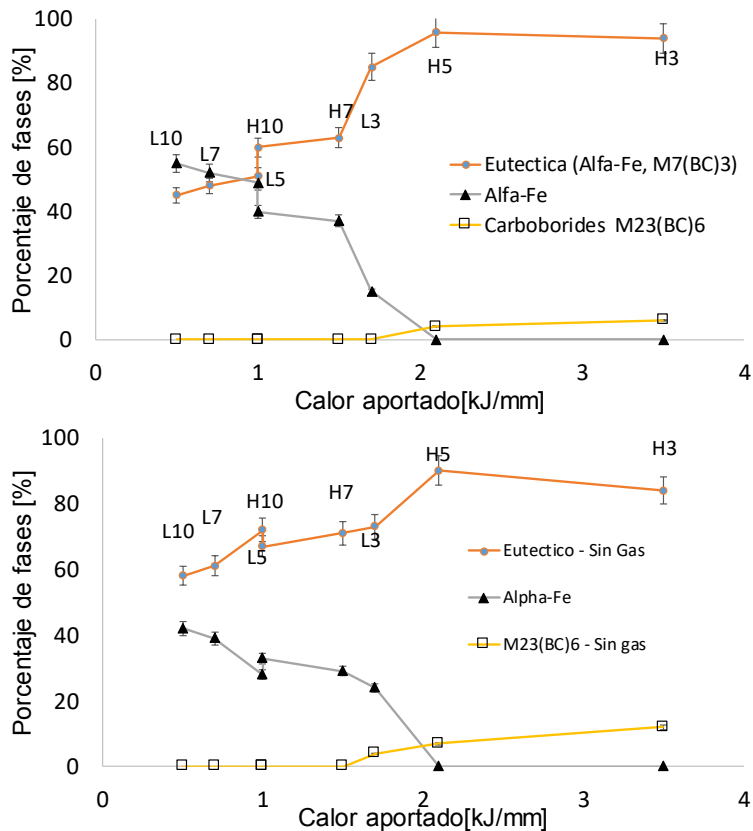


Figura 4.10. Porcentajes de fases en todas las muestras

Capítulo 4 – Resultados

Los valores cuantitativos de fases que se presentan en la figura 4.10 indican que las muestras soldadas con un calor aportado menores que 2 kJ/mm están formadas por fase eutéctica y α -Fe. Esto es coincidente con lo observado en las fotos microestructurales. Valores mayores de 2 kJ/mm muestran la presencia de carboboruros alargados de $M_{23}BC_6$. Esto indicaría que existen dos modos de solidificación, uno dendrítico con formación primaria de α -Fe y posteriormente sobre el líquido segregado transforma a eutéctico y otro con formación inicial de carboboruros alargados con dirección preferencial coincidente con gradiente de enfriamiento y el líquido remanente transforma en eutéctico. Es interesante remarcar que las muestras con un calor aportado mayor a 2 kJ/mm presentaron los menores valores de dilución y en consecuencia presencia de fases ricas en elementos de aleación. Los carburos de niobio se formaron delante del frente solidificación, en la zona de mezcla, debido a alto punto de fusión y posteriormente quedaron atrapados en el último líquido remanente que transformó finalmente en la fase eutéctica, figura 4.11. No se observó cambio significativo del tamaño del carburo en función del calor aportado.

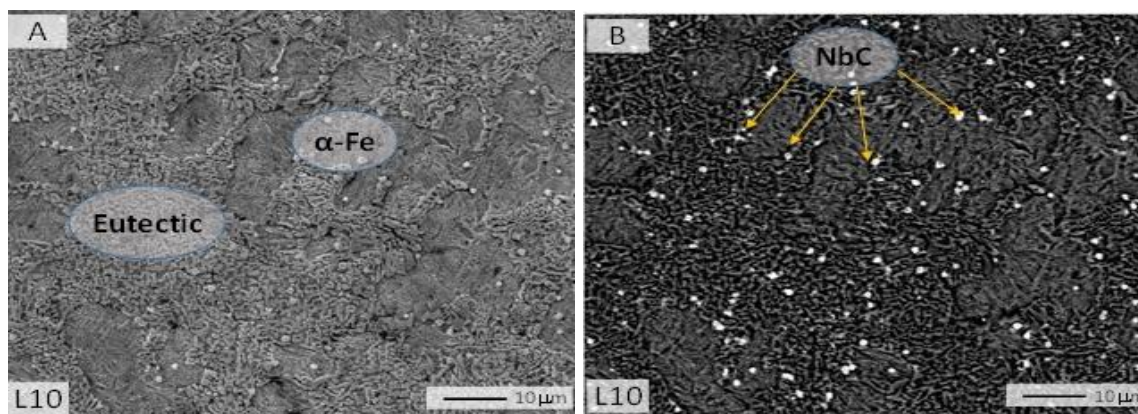


Figura 4.11. Imágenes de electrones secundarios (A) y retrodifundidos (B)

4.1.9. Microdureza Vickers de los cordones “bead on plate”

Se observó que la microdureza de la fase eutéctica aumentó con el aumento de la velocidad de soldadura. Esto estaría asociado a un afinamiento de dicha fase lo que produciría una mayor restricción del movimiento de las dislocaciones y en consecuencia mayor dureza [11, 12]. También se observó una disminución de la fracción de fase α -Fe con el aumento del calor aportado (L5 mayor fracción de α -Fe que H5 y ésta mayor que H3), figura 4.12a, 4.12b y 4.12c, y un eutéctico globular/laminar más grueso de menor microdureza (925, 837, 822 Hv para L5, H5 y H3, respectivamente). Este fenómeno se explicaría por la menor dilución, tabla 4.2, lo que favorece el segundo modo de solidificación. También se observó la presencia de carboboruros $M_{23}CB_6$ de gran dureza, que probablemente tuvieron una baja incidencia en la dureza macro debido a su baja fracción en volumen, evaluada visualmente.

Capítulo 4 – Resultados

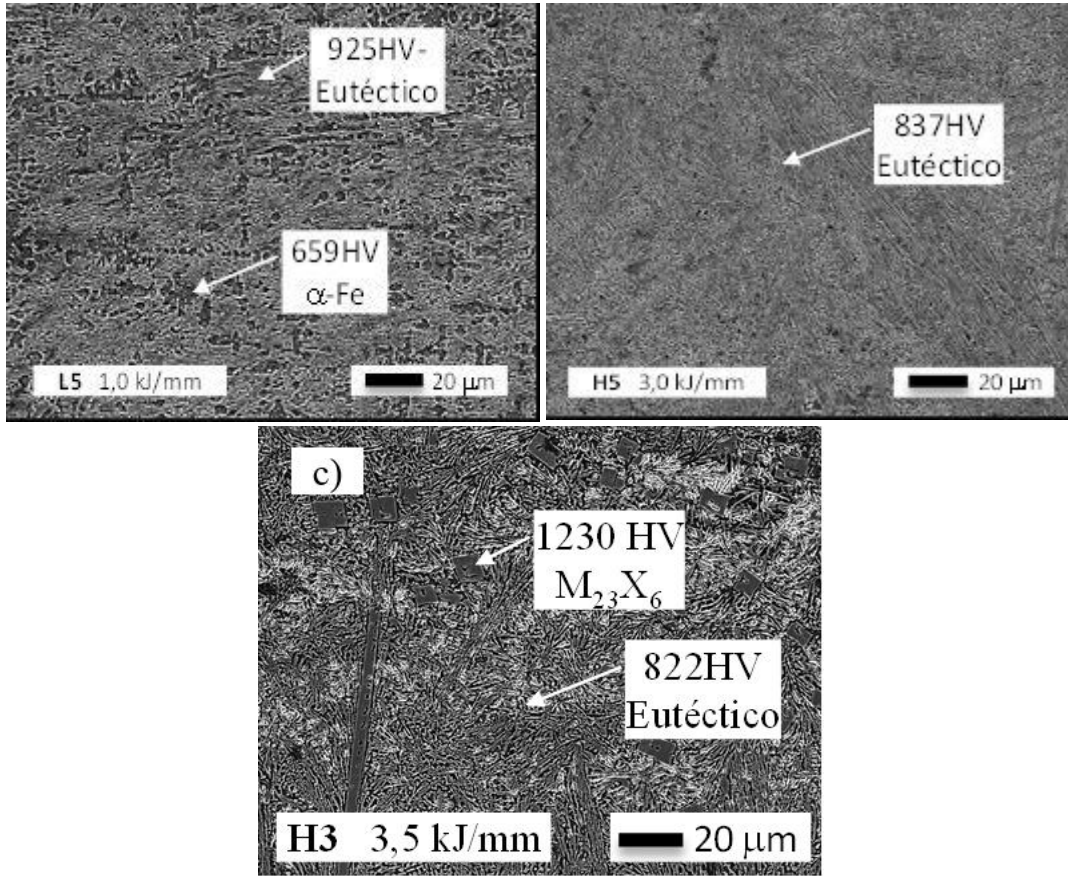


Figura 4.12. Valores de microdureza de las fases de las probetas L5, H5 y H3. Eutético: α -Fe + $M_7(BC)_3$.

La microdureza de la fase α -Fe fue de alrededor de los 620-680 HV y la de la fase eutéctica varió como se muestra en la figura 4.13.

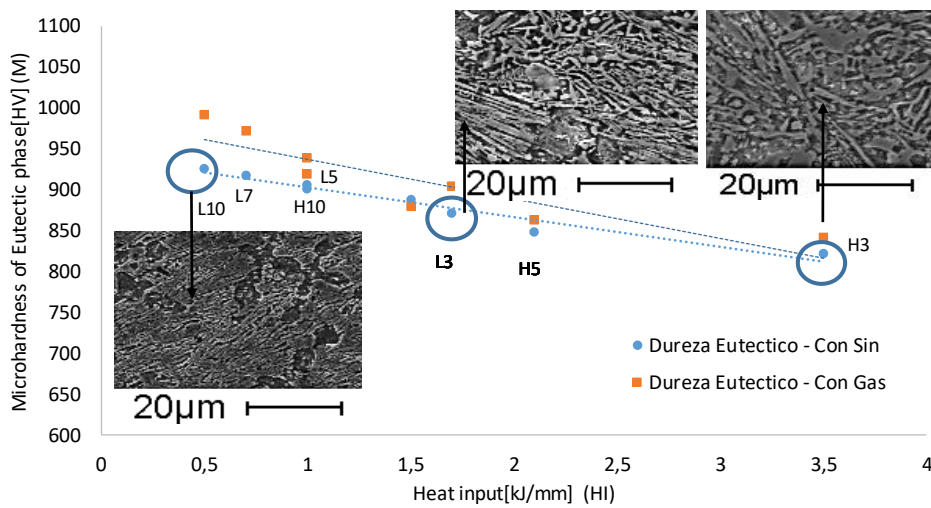


Figura 4.13. Microdureza de fases eutécticas

Capítulo 4 – Resultados

Se encontró una relación lineal entre el calor aportado y la microdureza del eutéctico (figura 4.13). Esto estaría relacionado con el tamaño del carboboruros eutéctico M_7C_3 , tipo laminares, y su distribución afinándose a medida que disminuía el aporte térmico incrementando su dureza (muestras con menor aporte térmico).

En la tabla 4.5 se observan los resultados de la medición de microdureza, promedio de por lo menos tres mediciones. Puede verse que los valores variaron entre 809 y 890 HV, siendo consistentes con lo esperado para este material [13-16]. Estas variaciones estarían relacionadas con el cambio del interespaciado eutéctico y la cantidad de fases presentes.

Tabla 4.5. Valores de dureza para las probetas soldadas con y sin gas

Probeta	L3	L5	L7	L10	H3	H5	H7	H10
Calor aportado [kJ/mm]	1,7	1,0	0,7	0,5	3,5	2,1	1,5	1,0
Dureza (Sin gas)	867	882	871	856	833	837	829	825
Dureza (Bajo gas)	827	839	850	861	809	838	840	850

Capítulo 4 – Resultados

4.2. Cordón simple Fe-(Cr,Nb, W, Mo)-(B,C)

4.2.1. Soldadura tipo bead on plate Fe-(Cr,Mo,W,Nb)-(B,C)

Para el estudio del efecto del calor aportado (CA) sobre las características de los depósitos obtenidos se soldaron 16 cupones en posición plana, tipo bead on plate, sobre una chapa base de 150x75x12,5 mm de acero al carbono SAE 1010. Los parámetros de soldadura empleados se pueden ver en la tabla 4.6, así como la identificación empleada y el calor aportado. La longitud libre del alambre fue de 18 mm en las probetas soldadas con protección gaseosa y 25 mm para las probetas soldadas sin ella (open arc) El gas de protección utilizado fue una mezcla de Ar-20CO₂. Las distintas probetas se agruparon en dos series denominadas con las letras L (low=bajo) y H (high=alto), asociadas a la potencia eléctrica empleada; el número agregado a la letra corresponde a la velocidad de soldadura utilizada.

Tabla 4.6. Parámetros de soldadura

Identificación	Tensión de arco (V)	Intensidad de corriente (A)	Potencia eléctrica (kW)	Velocidad de soldadura (mm/s)	Calor aportado (kJ/mm)
L3	25	200	5,0	3	1,7
L5	25	200	5,0	5	1,0
L7	25	200	5,0	7	0,7
L10	25	200	5,0	10	0,5
H3	35	300	10.5	3	3,5
H5	35	300	10.5	5	2,1
H7	35	300	10.5	7	1,5
H10	35	300	10.5	10	1.0

4.2.2. Inspección visual y análisis dimensional

Se realizó una inspección visual de los depósitos soldados a fin de detectar la presencia de defectos macroscópicos superficiales. En la figura 4.14 y 4.15 se observa los cordones soldados con y sin protección gaseosa respectivamente.

Capítulo 4 – Resultados

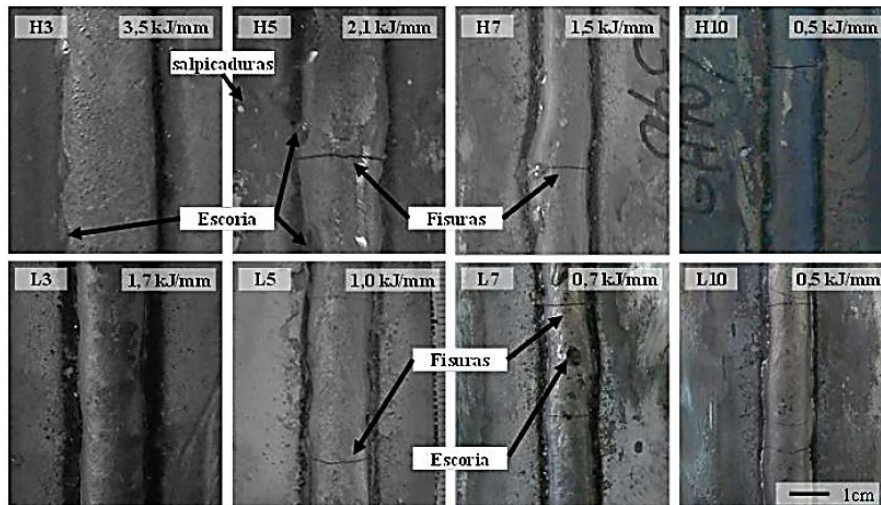


Figura 4.14. Vista superior de los cordones “bead on plate”, soldados con Ar-20%CO2

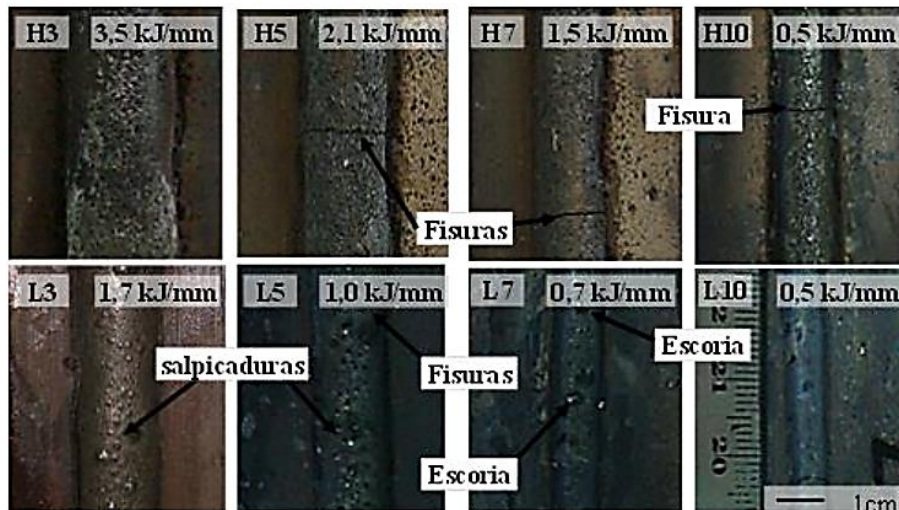


Figura 4.15. Vista superior de los cordones “bead on plate”, soldados sin protección.

Para las muestras soldadas con gas, el nivel de salpicaduras fue bajo y la terminación superficial fue buena. Se produjeron una gran cantidad de fisuras transversales al cordón producidas por el alivio de tensiones, típicas en estos materiales [2].

Para las muestras soldadas sin gas de protección se encontraron salpicaduras y escorias intermitentes en los laterales y sobre los cordones. Se observó una gran cantidad de fisuras transversales debido al alivio de tensiones durante el enfriamiento [2].

4.2.3 Micrografía y análisis dimensional de los cordones

En la Figura 4.16 y 4.17 se muestran macrografías de los cortes transversales de las distintas probetas soldadas con y sin protección gaseosa, respectivamente.

Capítulo 4 – Resultados

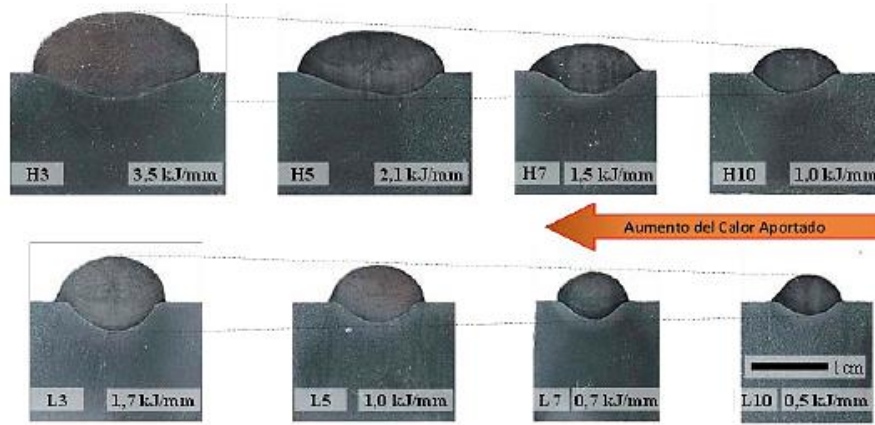


Figura 4.16. Macrografía de probetas soldadas con protección gaseosa Ar 20% CO₂

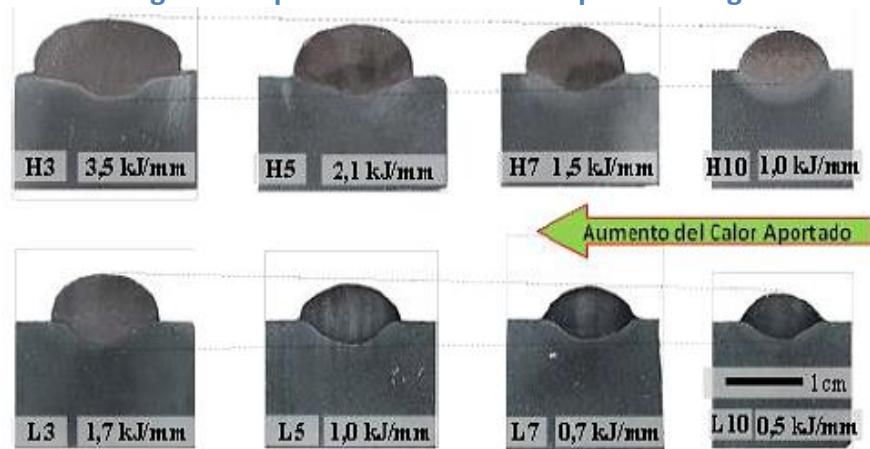


Figura 4.17. Macrografía de probetas soldadas sin protección gaseosa

En las macrografías no se observaron defectos macroscópicos, como poros o inclusiones. Se encontró buena adherencia de los cordones; El ángulo de mojado fue medido de 95 a 125° mediante software de análisis de imágenes. La forma de la línea de fusión fue tipo hongo.

En las gráficas de la figura 4.18 se observa los valores medidos de ancho, penetración y sobremonta de cada uno de los cordones para ambas condiciones soldadas FCAW y FACW-S

Capítulo 4 – Resultados

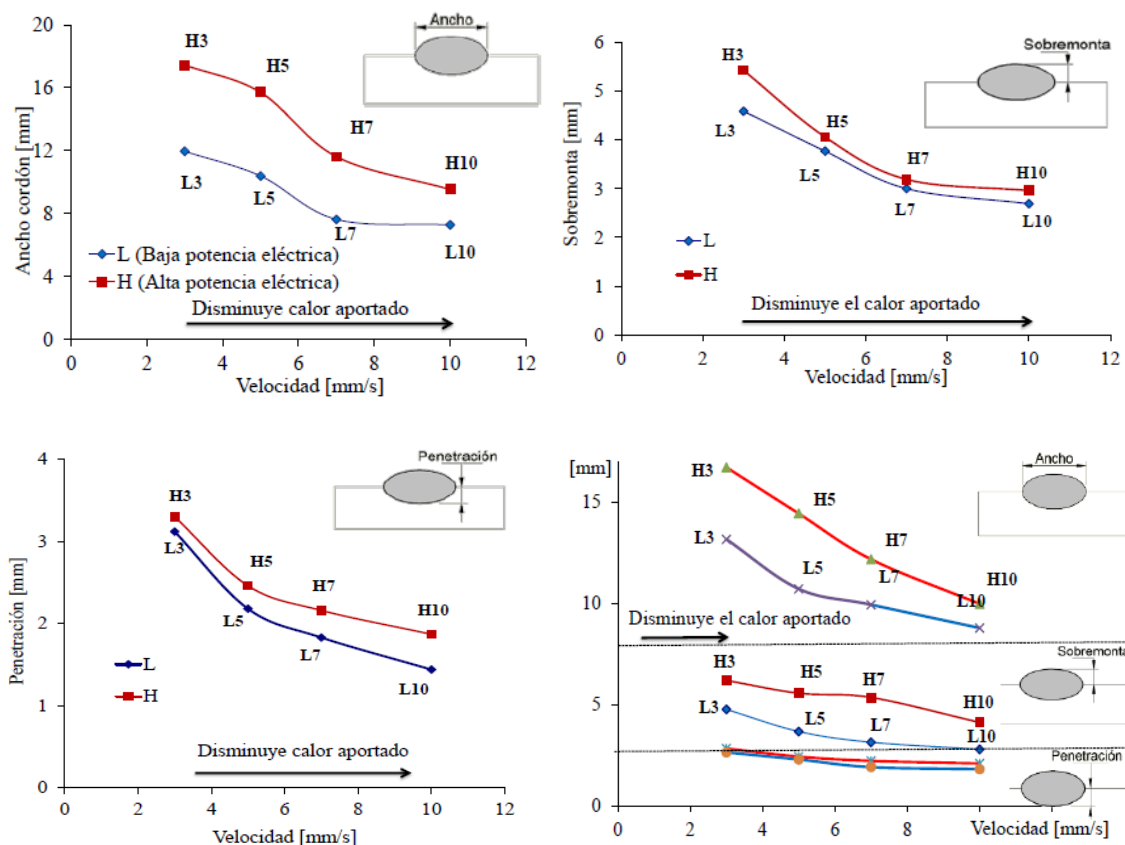


Figura 4.18. a, b y c) Ancho, sobremonta y penetración de las muestras soldadas con gas de protección d) Grafica de variaciones dimensionales condición open arc.

En las muestras soldadas con gas de protección se observó que un aumento de la velocidad de soldadura produjo una disminución de la penetración, de la sobremonta y del ancho del cordón, consistentemente con lo reportado en la bibliografía [5]. Asimismo, un aumento en la potencia eléctrica aplicada generó un leve incremento en el ancho del cordón, así como una mayor penetración y altura de la sobremonta. A su vez, las probetas con similar calor aportado presentaron variaciones en la geometría de los cordones, principalmente en la altura de la sobremonta. Esto estaría relacionado con que el aumento de tensión del arco tiende a aplanar el cordón y con la mayor deposición con el aumento de la corriente [5].

En las muestras soldadas sin gas de protección se encontró que variar la potencia eléctrica generó aumentos en el ancho y sobremonta del cordón mientras que la penetración de los cordones se mantuvo en valores similares. A su vez, las probetas con igual aporte térmico presentaron leves variaciones en la geometría de los cordones.

Capítulo 4 – Resultados

4.2.4. Medición de dilución de las muestras soldadas.

En la tabla 4.7 se presenta la variación de la dilución con el aporte térmico para ambos casos. Dichos valores de dilución se calcularon a partir de mediciones realizadas sobre los cortes transversales.

Tabla 4.7. Dilución volumétrica

Probeta	H3	H5	H7	H10	L3	L5	L7	L10
Calor Aportado [kJ/mm]	3,5	2,1	1,5	1,0	1,7	1,0	0,7	0,5
Dilución sin gas (%)	21	24	24	28	24	31	33	34
Dilución bajo gas (%)	29	31	32	33	34	30	29	28

El porcentaje de dilución en las probetas soldadas con protección gaseosa estuvo entre 28 y 34 % para las distintas condiciones de soldadura, no se observó variaciones significativas. Esto estaría asociado con el aumento de la penetración en la misma medida que la cantidad de material depositado con el aumento del calor aportado. Las probetas con similar aporte térmico (L5=H10 y H7=L3) presentaron leves diferencias respecto de la dilución a pesar haber cambiado un 50% los valores de tensión y corriente. Este resultado es más que interesante debido a que el cambio de los parámetros de soldadura no presentó variaciones significativas en la dilución, lográndose mayor espesor de recubrimiento sin aumentar la dilución.

Los valores de dilución en las muestras soldadas sin protección gaseosa variaron entre el 21 % para H3 y un 33% para L7. Además, se observó la tendencia de la disminución de la dilución con el aumento de calor aportado. Esto estaría relacionado con la mayor deposición de material y la baja penetración para las probetas con alto aporte térmico.

4.2.5. Composición química del metal de aporte puro

En la tabla 4.8 se muestra el resultado del análisis químico obtenido de la probeta de metal de aporte puro.

Tabla 4.8. Composición química del metal de aporte puro % en peso

C	Mn	Si	Cr	Nb	Mo	W	B	Fe
1,49	0,33	2,29	19,15	7,24	3,95	8,07	4,85	Resto

El material depositado presentó una alta concentración de elementos de aleación, dentro del sistema Fe-(Nb,Cr,Mo,W)-(C,B). La composición química de cupón soldado sin protección gaseosa presentó un porcentaje mayor comparado con las muestras soldadas con gas, lo que estaría relacionado con la reacción de dichos elementos con el gas de protección.

4.2.6. Difracción de rayos X

En la figura 4.19 y 4.20 se observan los patrones de difracción de rayos X para todas las condiciones soldadas.

Capítulo 4 – Resultados

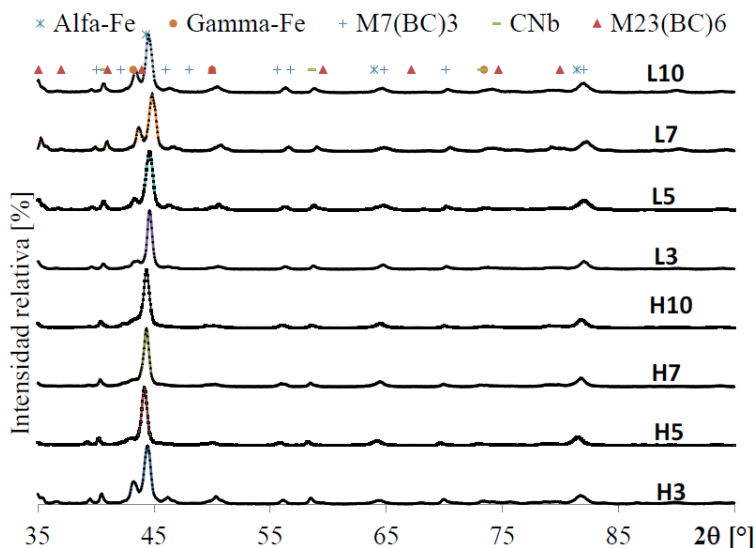


Figura 4.19. Espectro de DRX de muestras soldadas con protección gaseosa

Para las probetas soldadas con protección gaseosa se observó principalmente la presencia de α -Fe, γ -Fe y carboboruros metálicos ($M_7(BC)_3$, $M_{23}(BC)_6$ y carburos de niobio (NbC). La presencia de la fase γ -Fe se producen en regiones donde la concentración de elementos de aleación son tales que estabilizan la fase gamma. Esto explicaría la presencia de dichas fases en las probetas soldadas (5-8%). El porcentaje de los carboboruros alargados $M_{23}(BC)_6$ fue de 14-16% para las probetas H3, L7 y L10 y de menos del 10% para el resto. Esto estaría asociado al mayor contenido de elemento de aleación producto de la menor dilución con el metal base (ver tabla 4.7).

El tamaño de cristalito medido varió entre 65 y 90 nm. Estas variaciones podrían estar relacionadas con el porcentaje total de elementos de aleación en la matriz [17-22], lo que afectaría la formación de las nanoestructuras. No se observaron fases amorfas indicando que la solidificación tuvo lugar a una velocidad menor a la velocidad de enfriamiento crítica para la formación de vidrios metálicos, lo que produce una estructura de la matriz de α -Fe de grano nanométrico.

Las muestras soldadas sin protección gaseosa no presentaron fases vítreas en sus diagramas de DRX, indicando que la solidificación tuvo lugar por encima de la velocidad de enfriamiento crítica para la formación de vidrios metálicos.

En la figura 4.20 se observa que la estructura estuvo formada principalmente por α -Fe, γ -Fe y carboboruros metálicos ($(FeCr)_7(BC)_3$, $(FeCr)_{23}(BC)_6$, $(WMo)_{23}(BC)_6$, y carburos de niobio (NbC). Se observó una disminución monótona de la fase γ -Fe (de 8 a 4%) y de los carboboruros $(FeCr)_{23}(BC)_6$ desde 22% hasta 6%, con la disminución del aporte térmico. Esto estaría relacionado con la menor dilución y en consecuencia mayor cantidad de elementos de aleación tales como el Cr y B que promueven la formación de dichas fases.

Capítulo 4 – Resultados

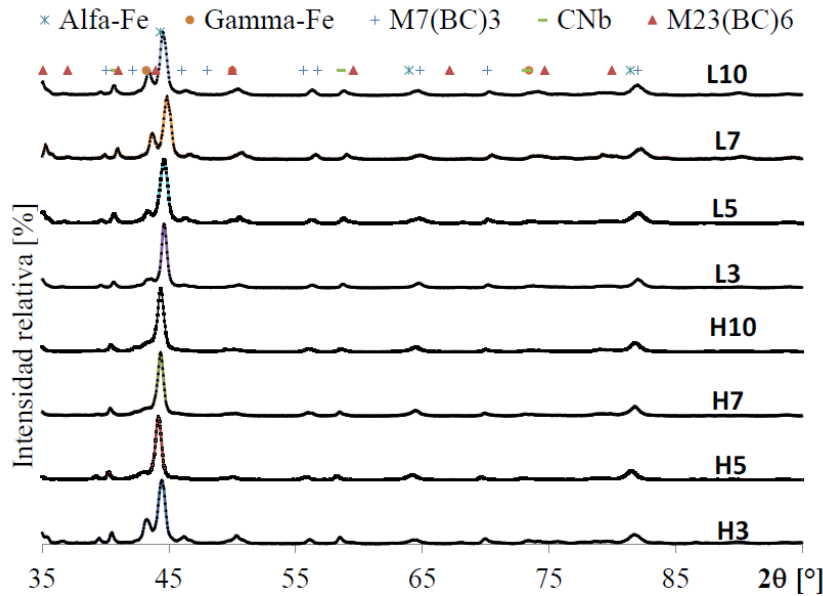


Figura 4.20. Espectro de DRX de probetas soldadas sin gas de protección

El tamaño de cristalito fue de 60 y 80 nm, variaciones que podrían estar relacionadas con el porcentaje total de elementos de aleación en la matriz [14-17], lo que podría afectar el tamaño de las nanoestructuras.

4.2.7 Microscopía electrónica de barrido SEM- Muestras soldadas por proceso FCAW

En la Figura 4.21 se muestran las imágenes SEM de las microestructuras tomadas sobre cortes transversales soldadas en modo FCAW, a 2 mm de la superficie del cordón, en modo de electrones retrodifundidos (BS).

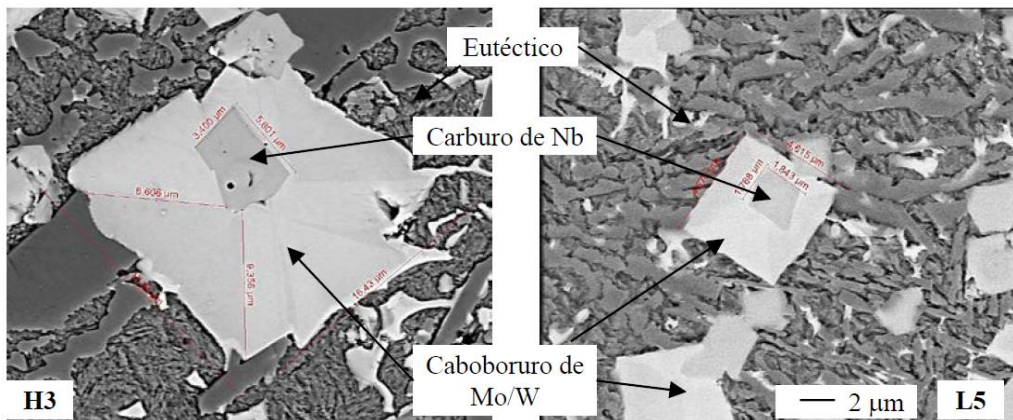


Figura 4.21. Micrografías SEM-BS, de las probetas H3 y L5.

Las estructuras encontradas fueron extremadamente complejas. Debido al punto de fusión el primer precipitado en aparecer durante la solidificación fue el NbC [17], el cual actuó como sitio de nucleación para la formación de los carboboruros de Mo/W [17]. Asimismo, se observan carburos primarios alargados del tipo $M_{23}C_6$. Posteriormente el líquido remanente transformó en el eutéctico

Capítulo 4 – Resultados

formado por γ o α -Fe y $M_7(BC)_3$. La austenita fue observada sobre zonas segregadas, como se indica en la figura 4.22a. Estos resultados coinciden con lo detectado en DRX. A partir del filtrado realizado sobre la imagen en modo BS se separaron los carboboruros de Mo/W y la fracción de austenita (Figura 4.22b). El porcentaje de γ -Fe calculada fue de 11%, valor que coincide con el medido en DRX.

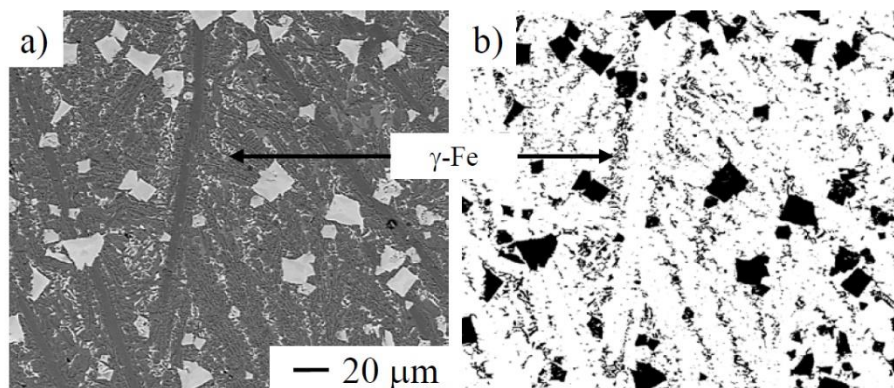


Figura 4.22. Micrografías SEM de la probeta H3: a) BS, b) Inversión de blanco y negro y posterior filtrado de grises.

En la figura 4.23 se puede observar un patrón de solidificación eutéctico de fases irregulares. El tamaño de los carboboruros de Mo/W fue de alrededor de 20 μm para las probetas soldadas con mayor aporte térmico y de menos de 5 micrones para las probetas con bajo aporte térmico. En el mismo sentido, se observó que la se obtuvo una distribución más homogénea al disminuir el calor aportado.

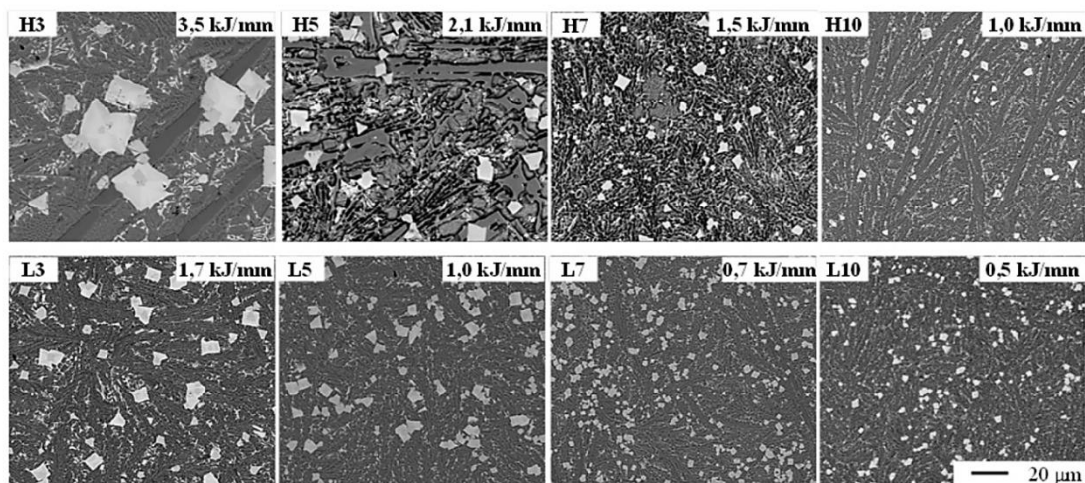


Figura 4.23. Micrografías SEM de todas las probetas soldadas con protección gaseosa.

Este fenómeno estaría asociado a que a bajos calores aportados se produjo una mayor velocidad de enfriamiento, o sea mayor gradiente térmico, lo que favoreció una mayor nucleación de precipitados. Por el contrario, el mayor calor aportado, menor gradiente térmico, generó una mayor difusión en el líquido de W, Mo y C y en consecuencia un mayor crecimiento. En la misma línea se

Capítulo 4 – Resultados

observó un refinamiento del eutéctico con el aumento de la velocidad de soldadura. En la figura 4.24a se muestran la evolución de la distancia media entre carburos Mo/W y el tamaño de los mismos, en función del aporte térmico. En la figura 4.24b se muestra el ancho del carburo eutéctico en función del aporte térmico, medidos a partir de las imágenes SEM, en modo BS.

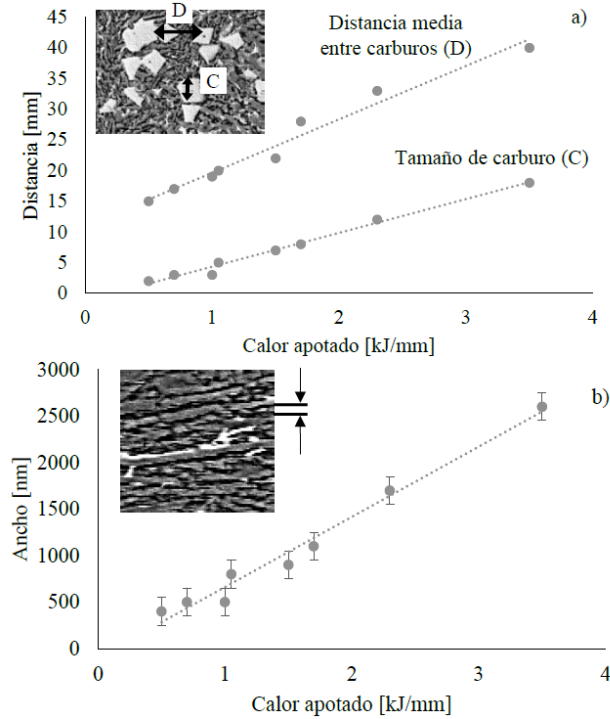


Figura 4.24. Relación entre el calor aportado y a) Distancia media y tamaño de carburo Mo/W y b) Espesor de carburo eutéctico.

En la figura 4.25 se muestran las imágenes SEM de las microestructuras tomadas sobre cortes transversales soldados en modo FCAW-S a 2 mm de la superficie del cordón.

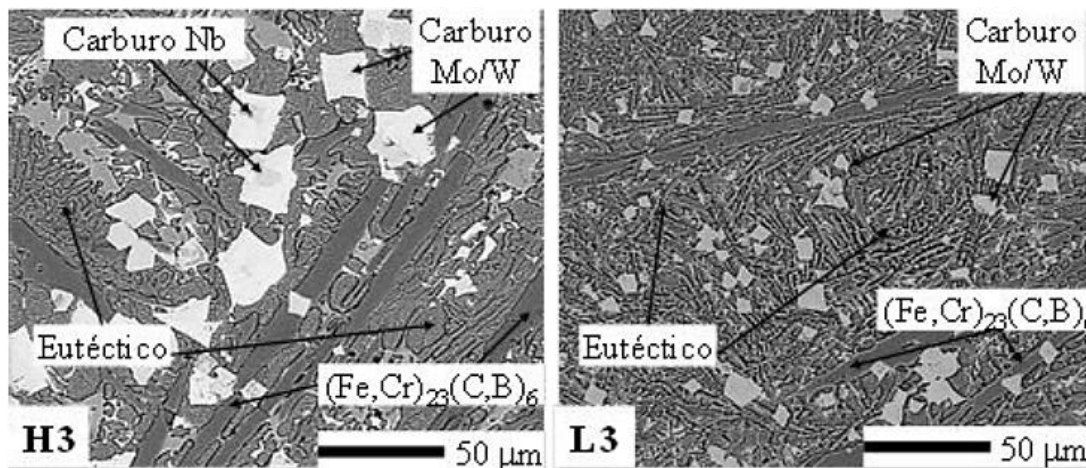


Figura 4.25. Imágenes SEM de la microestructura de L3 y H3, en modo retrodifundido.

Capítulo 4 – Resultados

Se observaron microestructuras complejas siendo el resultado de la solidificación de un sistema multicomponente. En la figura 4.25 se pueden observar los carburos de niobio, la fase eutéctica, los carboboruros de $(WMo)_{23}(BC)_6$ y los carboboruros de $(FeCr)_{23}(BC)_6$. Se observó que la disminución del calor aportado produjo un afino de las fases. En el mismo sentido, se observó una disminución de los carboboruros de $(WMo)_{23}(BC)_6$ y un aumento de la fracción eutéctica con la disminución del CA. Estos resultados coinciden con lo reportado en los DRX.

En la figura 4.26 se muestran las mediciones de tamaño y distribución de los carburos.

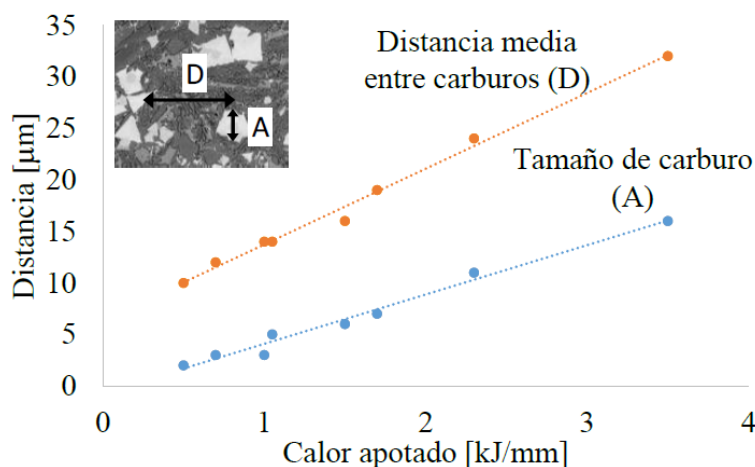


Figura 4.26. Tamaño de carburo y Distancia media entre carburos en función del CA.

Se puede ver qué aumentó el tamaño de los carboboruros de $(WMo)_{23}(BC)_6$ desde unas centenas de nanómetro hasta 15 micrones y la distribución o distancia entre el mismo aumento en el mismo sentido. Esto estaría relacionado con la frecuencia de nucleación producidas como consecuencia del efecto generado por la dilución y las diferentes tasas de enfriamiento.

Respecto del ancho del carboboruro $(FeCr)_7(BC)_3$, perteneciente al eutéctico, el espesor varió de aproximadamente 2 micrones para H3 a unos 200 nanómetros para L10. Esto estaría correlacionado con la mayor frecuencia de nucleación.

La fracción en volumen del carboboruro $(FeCr)_{23}(BC)_6$ aumentó con el incremento del calor aportado. Este resultado se encuentra acorde con lo encontrado en los espectros de DRX. Esto estaría asociado a la mayor fracción de Cr en el líquido, antes de la solidificación producto de la menor dilución.

4.2.8 Microscopía electrónica de barrido - Muestras soldadas por proceso FCAW-S

En la figura 4.27 se puede observar una mayor presencia de carboboruros $(Cr,Fe)_{23}(B,C)_6$ en toda la serie High y Low en comparación a la serie soldada con protección gaseosa, además del aumento de su cantidad y tamaño. De manera similar sucede con el tamaño y la presencia de los carboboruros de Mo/W, los cuales disminuye sustancialmente su tamaño a partir de la muestra L5.

Capítulo 4 – Resultados

Al igual que lo reflejado en la serie soldada con protección gaseosa se puede observar un patrón de solidificación eutéctico de fases irregulares.

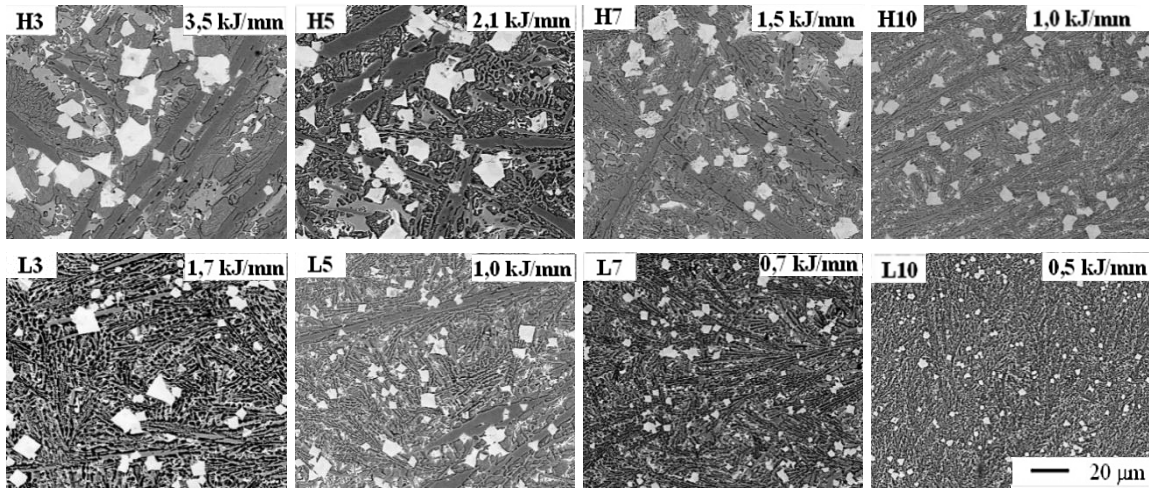


Figura 4.27. Micrografías SEM de todas las probetas soldadas sin protección gaseosa.

4.2.9 Cuantificación de carboboruros $(FeCr)_{23}(BC)_6$

En la figura 4.28 se presentan las imágenes correspondientes con las micrografías sin y con procesamiento digital para cuantificar los carburos alargados. Estas imágenes fueron tomadas de probetas soldadas sin protección gaseosa.

Capítulo 4 – Resultados

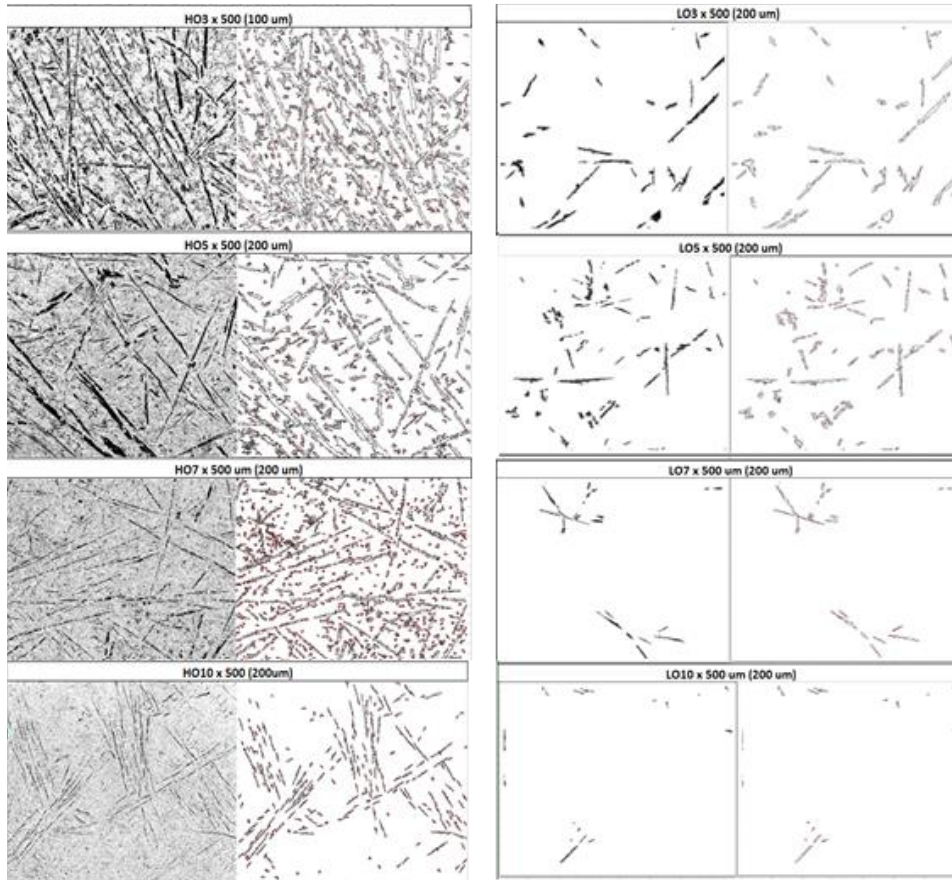


Figura 4.28. Deconvolución y cuantificación de carboboruros, probetas sin gas.

Se cuantifico toda la serie de cupones de las probetas soldada tipo “bead on plate” como se muestra en las figuras 4.28 y 4.29. Se utilizó software “imag-j” para filtrar y contrastar escalas de grises para una posterior deconvolución de las micrografías y posterior cuantificación.

En la tabla 4.9 se muestran los resultados. Se observa una disminución del porcentaje de carboboruros con la disminución del calor aportado. Esto estaría relacionado con el contenido de Cr, el cual varía según dilución, como muestra la tabla 4.7.

Tabla 4.9. Cuantificación de área. Open arc

Muestra	% Área
H3	21
H5	14
H7	10
H10	4
L3	3
L5	3
L7	1
L10	0

Capítulo 4 – Resultados

En la figura 4.29 se exponen los resultados de las fotos filtradas y sin procesamiento de las probetas soldadas bajo gas.

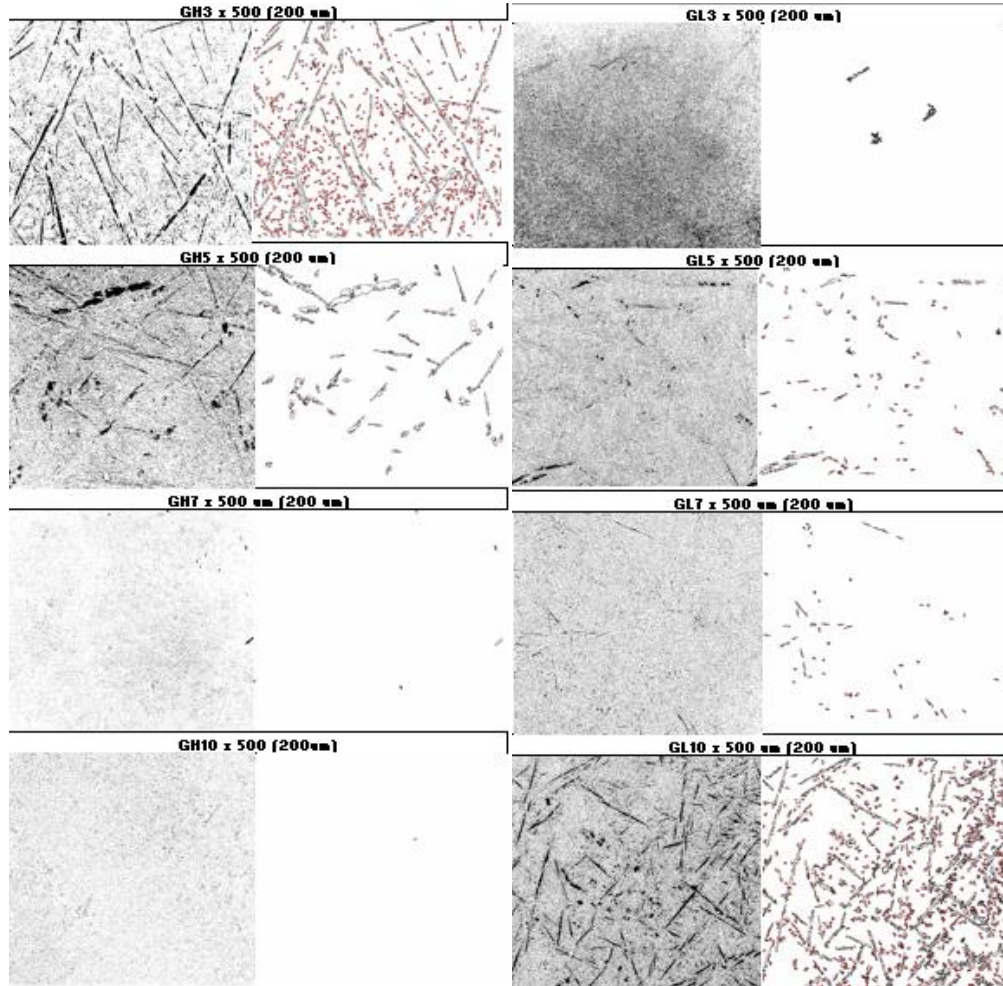


Figura 4.29. Deconvolución y cuantificación de carboboruros, probetas bajo gas.

En la tabla 4.10 se muestran los resultados.

Tabla 4.10. Cuantificación de área, probetas bajo gas.

Muestra	% Área
L3	1
L5	3
L7	4
L10	11
H3	9
H5	4
H7	0
H10	0

Capítulo 4 – Resultados

Es interesante observar en la tabla 4.10 que el contenido de carboboruros tiene una relación directa con la dilución del cordón, ver tabla 4.7.

4.2.10 Microdureza Vickers de los cordones bead on plate

En la figura 4.30 se observan los perfiles verticales de microdureza medidos en la zona central de los depósitos soldados con protección gaseosa. Cada medición se realizó una separación de 0,5 mm entre improntas con una carga de 2 Kg (HV_2). También se realizó microdureza de fases con una carga de 100 gr ($HV_{0,1}$) y ($HV_{0,025}$), midiéndose carboboruros de cromo $(FeCr)_{23}(BC)_6$; tungsteno/molibdeno $(WMo)_{23}(BC)_6$ y la fase eutéctica conformada por el carboboruro $(FeCr)_7(BC)_3$ y el hierro α . Se promediaron cinco mediciones de cada condición.

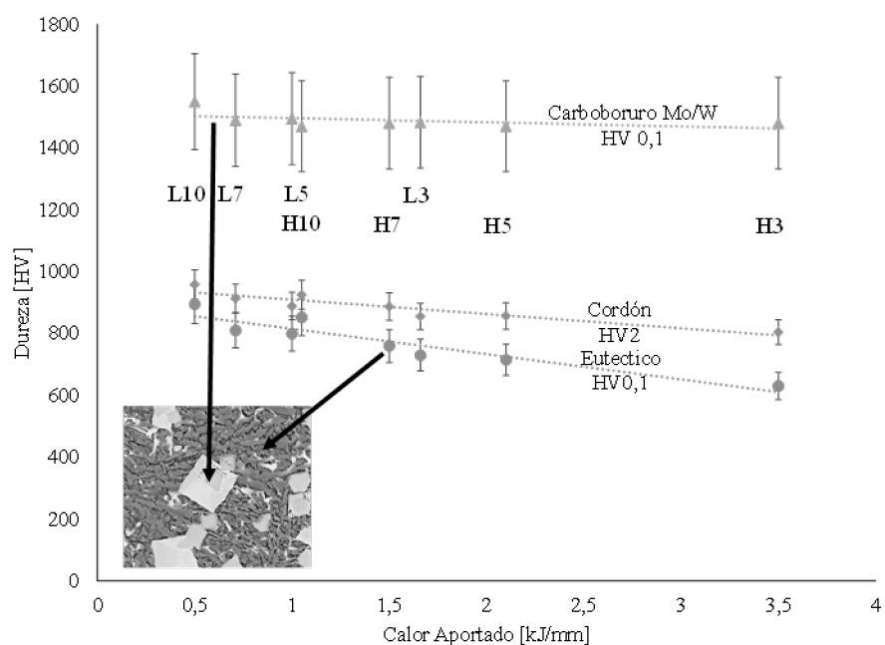


Figura 4.30. Valores de microdureza de las fases de las probetas.

Puede verse que los valores de microdureza promedio se encontraron entre 800 y 970 HV_2 , mostrando una disminución con el aporte térmico. Esto estaría asociado con las variaciones de las microdurezas de las fases. La microdureza del carboboruro de Mo/W fue de unos 1500 HV en promedio, considerando la presencia en su interior del carburo de niobio que dificultó la medición. La disminución de calor aportado produjo un aumento de la dureza del eutéctico debido al refinamiento de la distribución γ o α -Fe y $M_7(BC)_6$ [10,16]. A su vez, los carboboruros Cr/Fe alargados presentaron una dureza de alrededor de los 810 HV.

En la figura 4.31 se presentan las mediciones de microdureza de las fases de las probetas soldadas sin protección gaseosa.

Capítulo 4 – Resultados

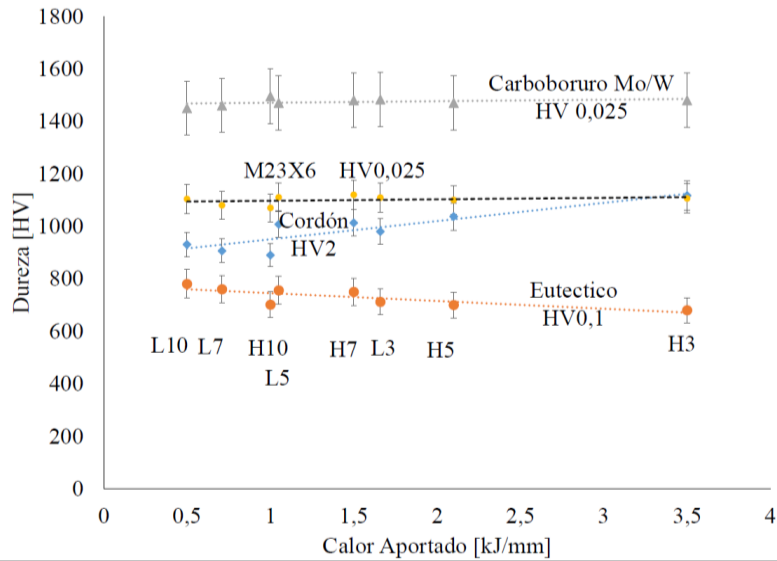


Figura 4.31. Microdureza de fases muestra soldada sin gas.

Se Puede ver, en la figura 4.31, que los valores de dureza de los cordones fueron de entre 860 y 1100 HV, siendo mayor para las probetas soldadas con alto aporte térmico. Esto estaría asociado con las variaciones de las microdurezas de las fases, como se observa en la figura 5.54. La microdureza del carboboruro de $(W\text{Mo})_{23}(\text{BC})_6$ fue de entre los 1400 – 1700 HV y del $(\text{FeCr})_{23}(\text{BC})_6$ de 1100 HV. Este último fue el responsable del aumento de la dureza HV2 del cordón, debido a la mayor fracción en volumen del mismo en las probetas de mayor calor aportado. Además, se observó un ablandamiento del eutéctico debido al mayor tamaño y distribución de γ o α -Fe y $(\text{FeCr})_7(\text{BC})_3$ para las probetas con alto aporte térmico.

Capítulo 4 – Resultados

4.3. Recargues con una y dos capas Fe-(Cr, Nb)-(C, B)

4.3.1. Soldadura de con una y dos capas Aleación Fe-(Cr, Nb)-(C, B)

Se soldaron 4 cupones con 1 y 2 capas, con y sin protección gaseosa. La secuencia de soldadura fue de 4 cordones para la primera capa y de 3 cordones para la segunda capa, como se muestra esquemáticamente en la figura 4.32. La longitud libre del alambre fue de 18 mm, bajo gas, y 25 mm para las probetas soldadas sin protección gaseosa. Los parámetros de soldadura empleados se pueden ver en la tabla 4.11, así como la identificación empleada en cada caso.

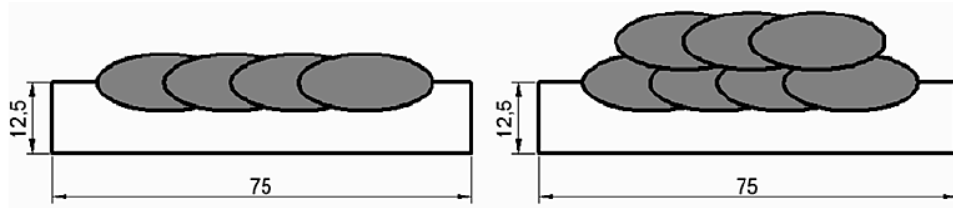


Figura 4.32. Esquemas de recargues de una y dos capas

Tabla 4.11. Parámetros de Soldadura

Identificación	Capas	Gases de protección	Tensión de arco (V)	Intensidad de corriente (A)	Velocidad de soldadura (mm/s)	Calor aportado (kJ/mm)
LG1/A1	1	Ar-20 CO2	35	300	3	3,5
LG2/A2	2	Ar-20 CO2	35	300	3	3,5
LO1/O1	1	-	35	300	3	3,5
LO2/O2	2	-	35	300	3	3,5

4.3.2. Inspección visual

En la figura 4.33 se puede ver el aspecto superficial de los cordones depositados para la primera capa.

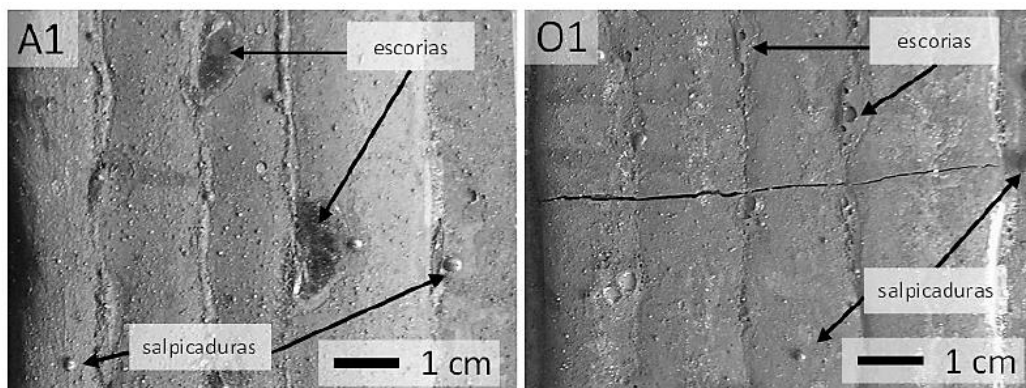


Figura 4.33. Vista superior de los cordones

Capítulo 4 – Resultados

Se observó que en todas las probetas soldadas los niveles de salpicaduras y de generación de escoria fueron bajos. Además, los cordones presentaron una buena terminación superficial. En la mayoría de ellos se encontraron fisuras, que se generaron durante el enfriamiento del cordón, producidas por el alivio de tensiones, típico en estos materiales [2]. El ancho de los cordones aumentó con las probetas soldadas sin protección gaseosa.

4.3.3. Macrografía y análisis dimensional de cupones

En la figura 4.34 se muestran las macrografías 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 la mayoría de ellos se encontraron fisuras transversales que se produjeron durante el enfriamiento del cordón soldado.

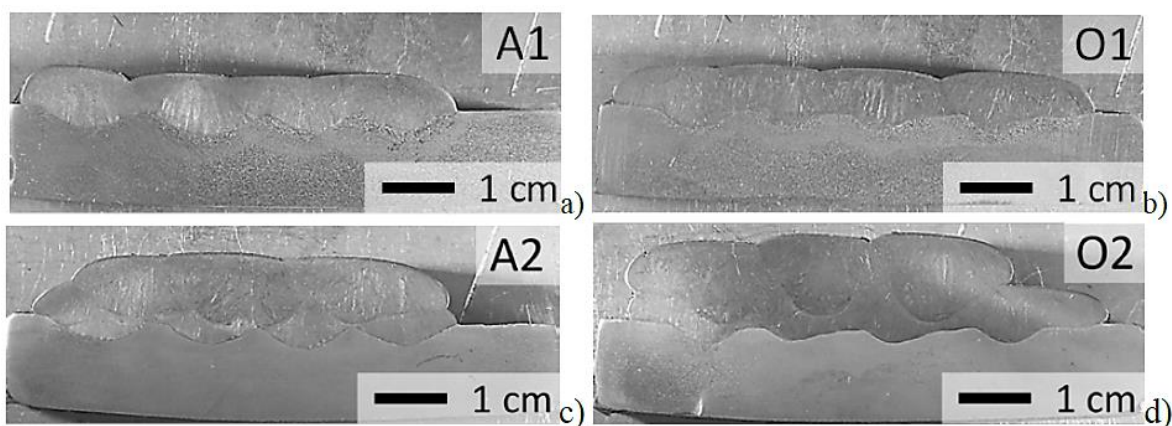


Figura 4.34. Macrografía de los cupones de recargues de uno y dos capas

La primera y la segunda capa presentaron una dilución respecto del metal base del 28-35% y del 10-16%, respectivamente. Se observó que las probetas soldadas sin protección gaseosa presentaron menor dilución. Esto estaría relacionado con el mayor aporte de material y la menor penetración, como se observa en la figura 4.5.

4.3.4. Composición Química

En la tabla 4.12 se muestra el resultado del análisis químico obtenido sobre cada capa.

Tabla 4.12. Composición química del metal depositado (%peso)

	C	Mn	Si	Cr	Nb	B	Fe
A1	0,76	0,32	0,24	11,65	2,51	4,47	resto
O1	0,81	0,28	0,24	12,49	2,74	4,60	resto
A2	0,86	0,25	0,24	13,29	2,80	4,92	resto
O2	1,00	0,20	0,23	14,25	2,86	4,95	resto
Metal base	0,10	0,58	0,20	--	--	--	resto

Para todas la muestras soldadas, el material depositado presentó una alta concentración de elementos de aleación, dentro del sistema Fe-(Nb,Cr)-(C,B). Se observó que los contenidos de C, Cr,

Capítulo 4 – Resultados

Nb y B fueron mayores en las probetas soldadas con dos capas. Además, las muestras soldadas sin protección gaseosa presentaron un leve incremento en el contenido de elementos de aleación, debido a la menor dilución con el metal base. La composición química cumple con las reglas para la formación de nanoestructuras las cuales son: una diferencia de radio atómico mayor al 12%, que el sistema sea multicomponente, con al menos tres elementos de aleación y que el calor de mezcla entre sus elementos sea negativo [20-22].

4.3.5. Caracterización microestructural

En la figura 4.35 se muestran los espectros de DRX obtenidos para todas las condiciones.

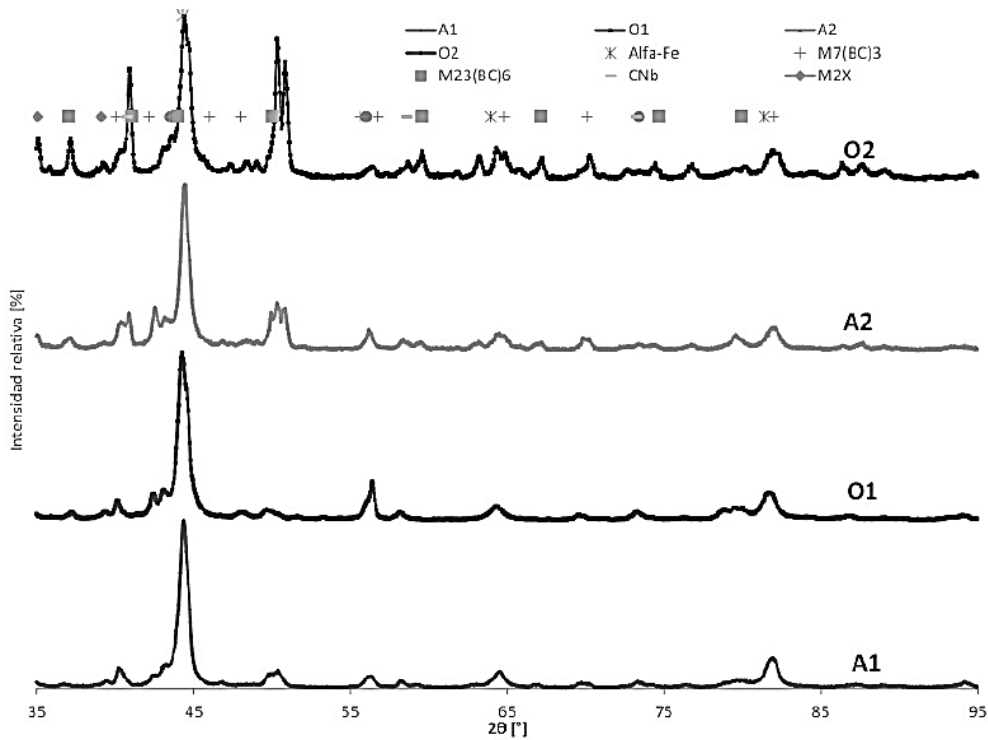


Figura 4.35. Espectro de difracción de los cupones de uno y dos capas

Puede verse que la microestructura estuvo formada principalmente por α -Fe y una baja fracción de γ -Fe, con carboboruros metálicos $((\text{FeCr})_7(\text{BC})_3)$, $((\text{FeCr})_{23}(\text{BC})_6)$ y carburos de niobio (NbC). El tamaño de cristalita medido en base a los espectros DRX fue de 80 - 120 nm. Estas variaciones podrían estar relacionadas con el porcentaje total de precipitados, lo que podría afectar la distribución de los elementos de aleación y por ende el tamaño de cristalita de los nanocristales [7].

En la tabla 4.13 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 [23, 24]. La técnica empleada fue mediante bases de datos y factores RIR (Reference Intensity Ratios).

Capítulo 4 – Resultados

Tabla 4.13. Cuantificación de fases

Probeta	α -Fe [%]	$M_{23}(BC)_6$ [%]	$M_7(BC)_3$ [%]	NbC [%]
A1	55	18	26	1
O1	48	26	25	1
A2	41	33	24	2
O2	36	42	20	2

En la tabla 4.13 se observa que la probeta soldada con dos capas presentó un aumento en la cantidad de precipitados $M_{23}(BC)_6$. Este hecho estaría relacionado con la menor dilución, produciendo un material más rico en elementos de aleación, lo que favorecería la formación de dichos carburos [9,10]. Respecto de las probetas soldadas bajo gas se encontró una menor fracción de precipitados ultraduros $(Fe;Cr)_{23}(C;B)_6$, para 1 y 2 capas. Esto estaría asociado con el menor contenido de Cr, B y C.

En la figura 4.36 se pueden ver las imágenes SEM de la microestructura obtenidas para las probetas de 1 y 2 capas, con y sin gas. Se pueden distinguir los carburos de niobio de tamaño de 2 a 4 μm dentro de los carboboruros alargados $(Fe;Cr)_{23}(C;B)_6$ y además se observa el eutéctico formado por láminas planas y globulares de espesor 1 a 3 μm de precipitados del tipo $(Fe;Cr)_7(C;B)_3$ en una matriz α -Fe.

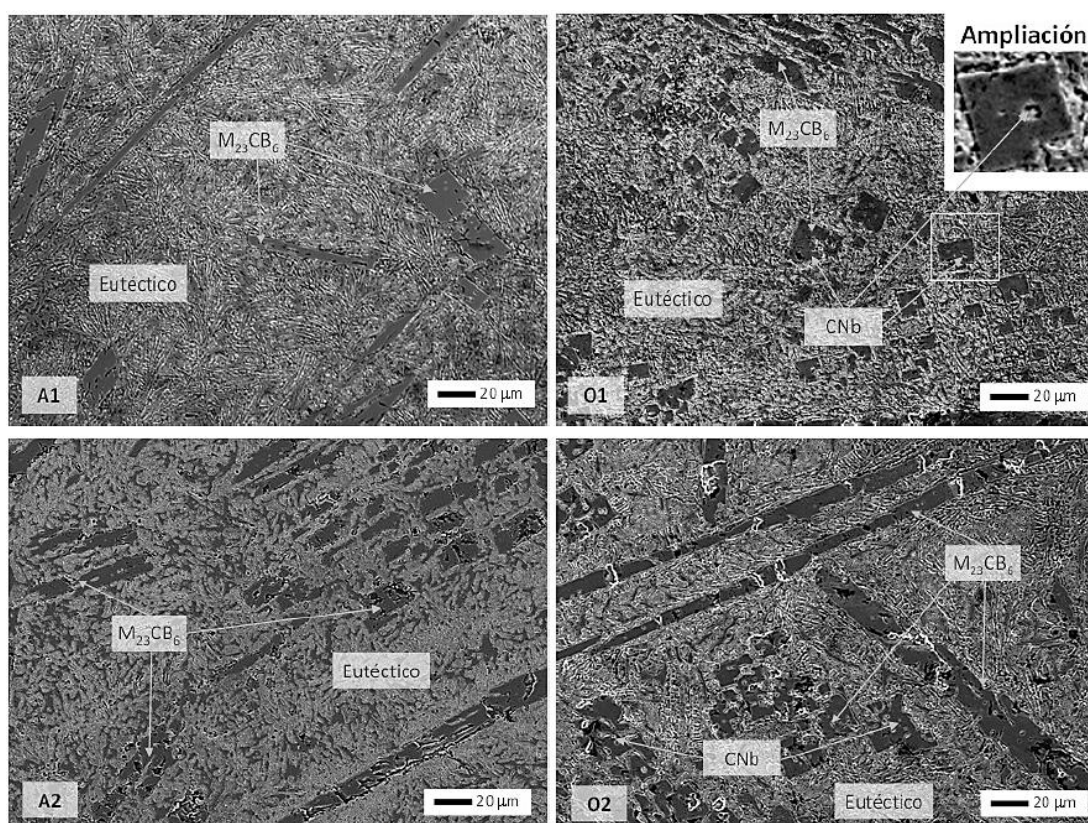


Figura 4.36 Micrografías SEM de las probetas A1, O1, A2 y O2

Capítulo 4 – Resultados

Se puede ver en la figura 4.16 que el tamaño y la cantidad de los precipitados $M_{23}CB_6$ aumentaron con el número de capas y en las muestras soldadas sin gas de protección. Esto es consistente con lo que se observó en los espectros de XRD. Esto podría estar relacionado con la dilución y menor velocidad de enfriamiento debido a una mayor tasa de deposición [25, 26]

4.3.6. Microdureza Vickers

En la gráfica de la figura 4.37 puede verse que los valores variaron entre 780 y 1020 HV, siendo consistentes con lo esperado para este material [10].

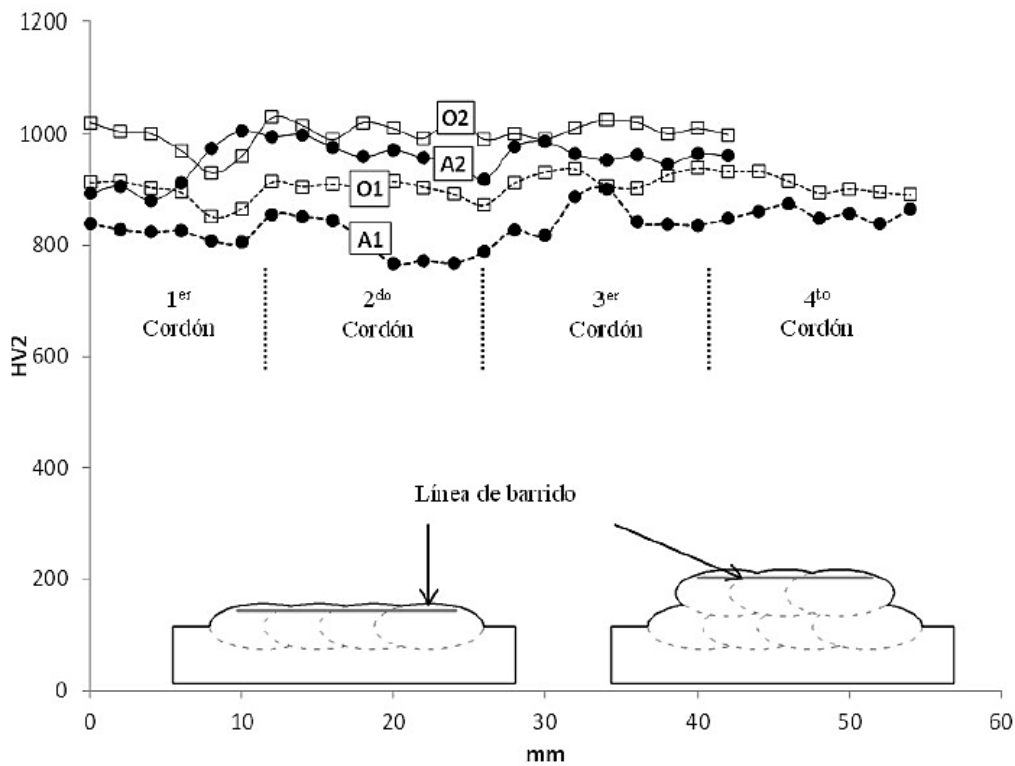


Figura 4.37. Valores de dureza medidos a un 1.5 mm de la superficie superior de la capa

En las probetas soldadas con dos capas se observaron mayores valores de la microdureza, que en aquéllas con una sola capa. Este aumento estaría asociado al mayor contenido de elementos de aleación que favorece la formación de $M_{23}BC_6$ lo que produce aumento de dureza [10,13]. Las probetas soldadas sin gas de protección presentaron mayor dureza (comparadas con la misma cantidad de capas) debido a la mayor fracción de precipitados ultraduros $M_{23}CB_6$.

Capítulo 4 – Resultados

4.3.7. Desgaste Abrasivo.

En la tabla 4.14 se observan los resultados de pérdida de peso de tres mediciones por condición.

Tabla 4.14. Valores de pérdida de peso para las probetas A1, O1, A2 y O2

Identificación	Muestra	Peso Inicial [g]	Peso Final [g]	Pérdida de peso [g]	Promedio pérdida de peso [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	
O1	1	95,5715	95,4295	0.1420	0.1392
	2	96,5499	96,4104	0.1395	
	3	91,7001	91,5640	0.1361	
A2	1	107,2602	107,1499	0.1103	0.1053
	2	105,4873	105,3890	0.0983	
	3	106,8541	106,7469	0.1072	
O2	1	134.1918	134.1028	0.0890	0.0935
	2	139.8596	139.7598	0.0998	
	3	135.8433	135.7515	0.0918	

Puede verse que, para cada condición, los valores variaron en alrededor de un 10%, siendo consistentes con lo esperado para este tipo de ensayo. Las probetas soldadas con dos capas presentaron mayor resistencia al desgaste (30-40 %) que las de una sola. Esto estaría asociado a la presencia de mayor cantidad de precipitados ultraduros que favorecen la resistencia al desgaste abrasivo [27-34]. Además, en este sentido, se observó que las probetas soldadas sin protección gaseosa tuvieron una mejor resistencia al desgaste.

En la figura 4.38 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. Los precipitados alargados actuaron como una barrera frente al rayado. Este efecto beneficioso fue reforzado por la presencia de partículas de NbC, que previenen el desprendimiento de los carburos M23BC6 debido a su distribución finamente dispersada en la matriz y a sus propiedades mecánicas [26, 27], ver figura 4.18b. El espesor promedio de los surcos fue de entre 1 y 20 μm .

Capítulo 4 – Resultados

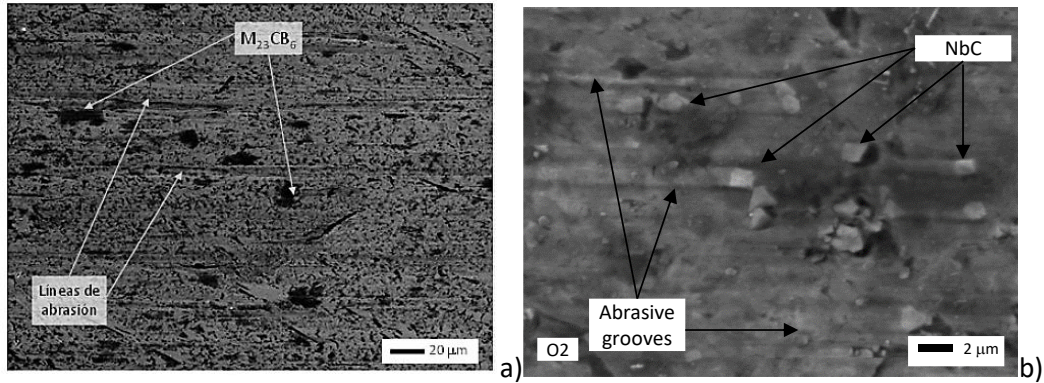


Figura 4.38. Imagen SEM de superficie desgastada por Abrasión.

En las imágenes SEM de cortes transversales que se muestran en la figura 4.39, se puede ver una mayor presencia de precipitados ultraduros en la probeta O2. 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.

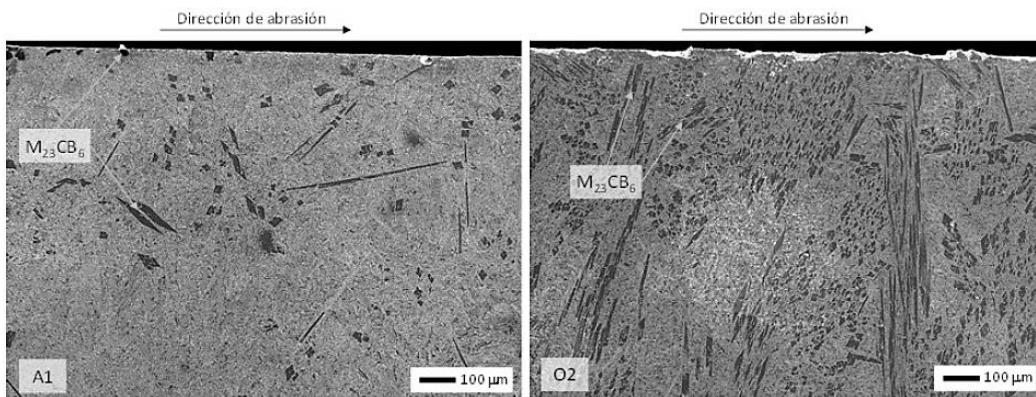
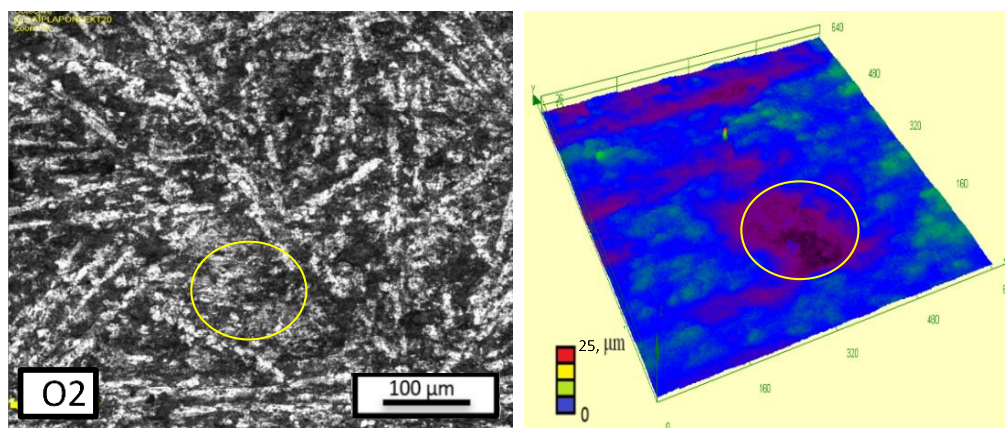


Figura 4.39. Corte longitudinal de las probetas desgastadas A1 y O2

En la figura 4.40 se muestra una reconstrucción 3D de la superficie sometida a abrasión obtenida mediante microscopia confocal de las muestras O2, O1 y A1.



Capítulo 4 – Resultados

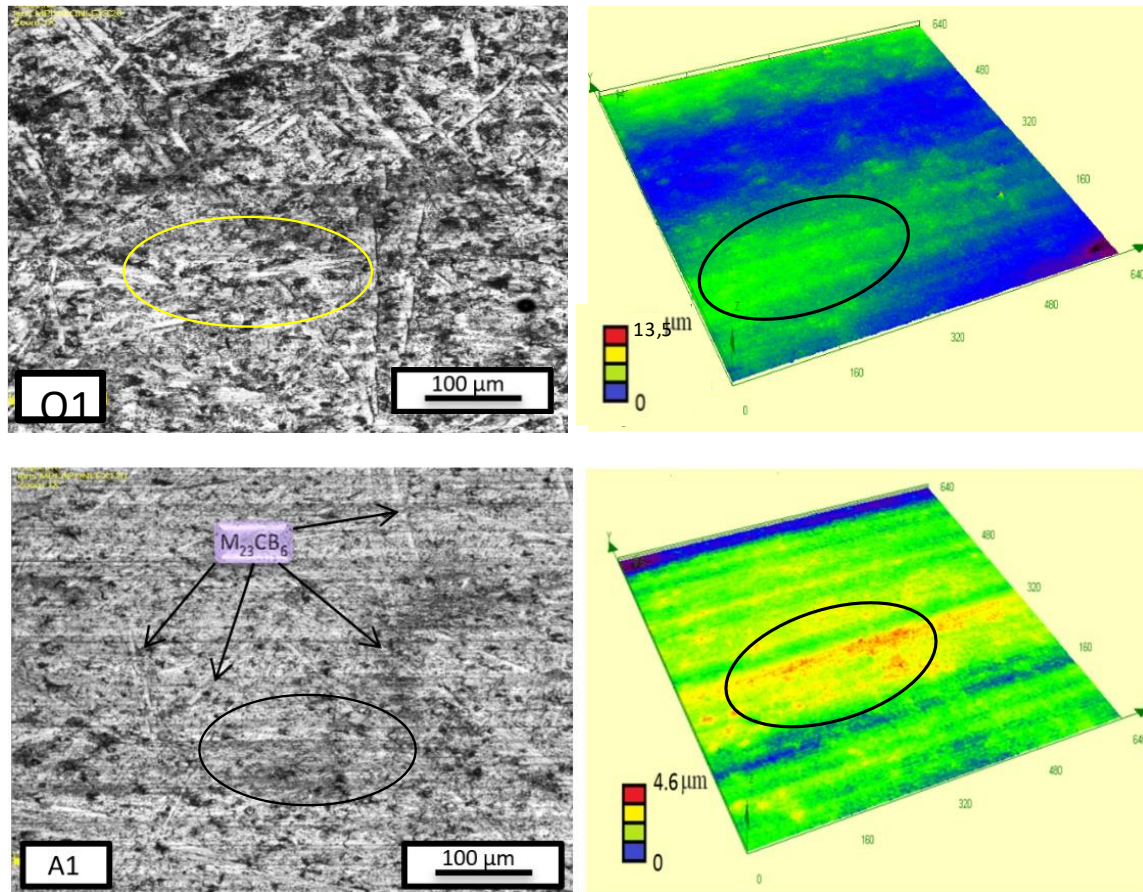


Figura 4.40. Imagen electrónica de la superficie desgastada y confocal de probeta O2, O1 y A1

Se puede ver que la rugosidad promedio fue de $5 \mu\text{m}$. Además la máxima profundidad de abrasión (de color rojo) coincidió con el bajo nivel de carboboruros en la muestra A1, sin embargo en la muestra O2 y O1 se observa un menor nivel de pérdida de material por arado consecuencia de la presencia de carboboruros $(\text{Cr,Fe})_{23}(\text{B,C})_6$.

Capítulo 4 – Resultados

4.4. Recargues con una y dos capas Fe-(Cr, Nb, W, Mo)-(C, B)

4.4.1. Soldadura con una y dos capas aleación Fe-(Cr, Nb, W, Mo) – (C, B)

Los depósitos en estudio se obtuvieron con un consumibles tipo alambre tubular de diámetro 1,6 mm, soldados mediante soldadura semiautomática (FCAW y FCAW-S) en forma mecanizada. Se soldaron 4 cupones con 1 y 2 capas, con y sin protección gaseosa. La secuencia de soldadura fue de 4 cordones para la primera capa y de 3 cordones para la segunda capa, como se muestra esquemáticamente en la figura 4.41. La longitud libre del alambre fue de 18 mm, bajo gas, y 25 mm para las probetas soldadas sin protección gaseosa.

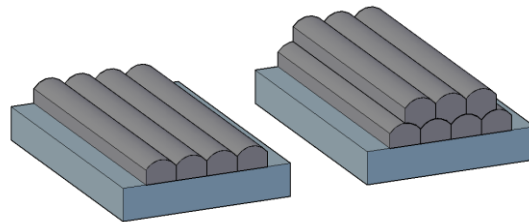


Figura 4.41. Esquema secuencia de soldadura

Los parámetros eléctricos de soldadura empleados se pueden ver en la **tabla 4.15**, así como la identificación empleada para cada probeta en cada caso.

Tabla 4.15. Parámetros de soldadura

Cupón	Tensión [V]	Corriente [A]	Gases	Calor aportado [kJ/mm]
HG1	35	300	Ar-20 CO2	3,5
HO1	35	300	-	3,5
HG2	35	350	Ar-20 CO2	3,5
HO2	35	350	-	3,5

4.4.2. Inspección visual

En la figura 4.42 se puede ver el aspecto superficial de los cordones depositados para la primera capa.

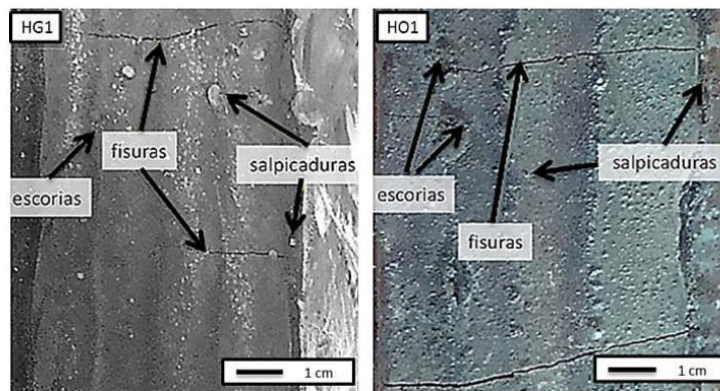


Figura 4.42. Vista superior de los cordones

Capítulo 4 – Resultados

Sobre los cupones se observó que las probetas soldadas con gas presentaron mayores niveles de salpicaduras y poca escoria. El mayor porcentaje de proyecciones estaría relacionado con el cambio en el modo de transferencia de globular a globular repelido para la probeta soldada sin protección gaseosa [5]. Se observaron fisuras transversales que se generaron durante el enfriamiento del cordón, producidas por las tensiones residuales, típico en estos materiales.

4.4.3. Macrografía y análisis dimensional de cupones

En la figura 4.43 se presentan las macrografías de los depósitos soldados de 1 y 2 capas con y sin protección gaseosa.

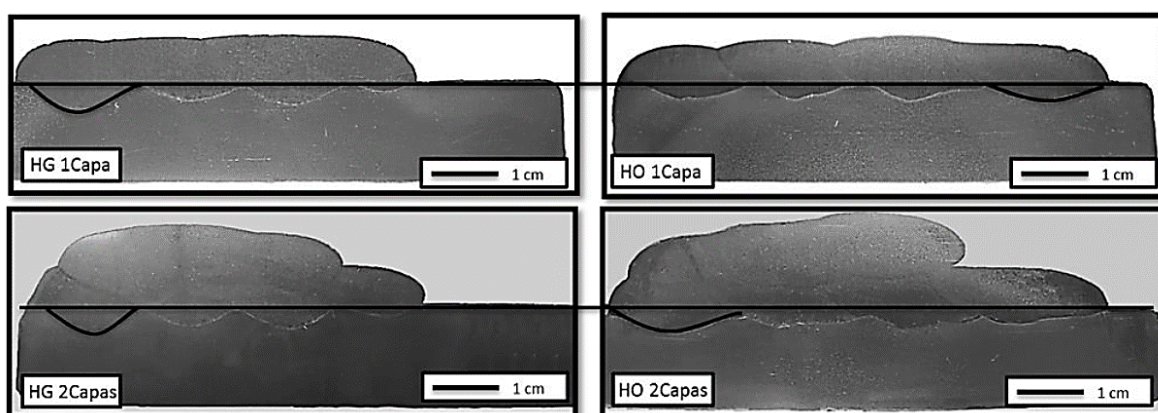


Figura 4.43. Macrografía de cortes transversales de los cupones soldados.

No se detectaron defectos macroscópicos como poros e inclusiones, poniéndose así de manifiesto la estabilidad del sistema de soldeo. Las probetas soldadas con gas y sin gas de protección presentaron una dilución del 26% y 19% respectivamente. La diferencia de dilución entre aleaciones podría ser explicada por cambios producidos en la fuerza de vapor que se produce en las probetas soldadas sin protección gaseosa. Respecto de la relación entre dilución y protección gaseosa se observó que las probetas soldadas sin gas presentaron mayor tasa de deposición y menor dilución con el sustrato. Ambos fenómenos estarían relacionados con el aumento del “stick out”, de 18 a 25 mm y la menor penetración asociada al cambio del modo de transferencia de globular a globular repelido.

4.4.4. Composición Química

En la tabla 4.16 se muestra el resultado del análisis químico obtenido sobre cada probeta y cada capa.

Capítulo 4 – Resultados

Tabla 4.16. Composición química del metal depositado (%peso)

Probeta	C	Mn	Cr	Nb	Mo	W	B
HG1/A1	1,49	0,39	14,3	5,5	3,2	5,7	4,8
HO1/O1	1,60	0,39	14,9	5,7	3,4	6,1	4,9
HG2/A2	1,60	0,34	17,1	7,2	4,0	7,5	5,1
HO2/O2	1,70	0,37	18,1	7,3	4,1	7,8	5,1

La composición química resultante presentó una alta concentración de elementos de aleación conformando sistemas multicomponentes Fe-(Nb,Cr,Mo,W)-(C,B), cumpliendo con los tópicos para la formación de nanoestructuras que establecen como mínimo la interacción de tres elementos de aleación con una diferencia de radio atómico mayor al 12% y que el calor de mezcla entre sus tres elementos principales sea negativo [7].

Mayores concentraciones de C, Cr, Nb, B y Mo/W fueron observadas en las muestras con 2 capas, especialmente el Cr, en las probetas soldadas sin gas de protección. Esto podría estar relacionado principalmente con la menor dilución en las probetas soldadas sin gas. La mayor longitud libre del alambre produjo un incremento en la tasa de deposición.

4.4.5. Caracterización microestructural y microscopia electrónica SEM

En la figura 4.44 se muestran los espectros de DRX obtenidos para todas las condiciones

Capítulo 4 – Resultados

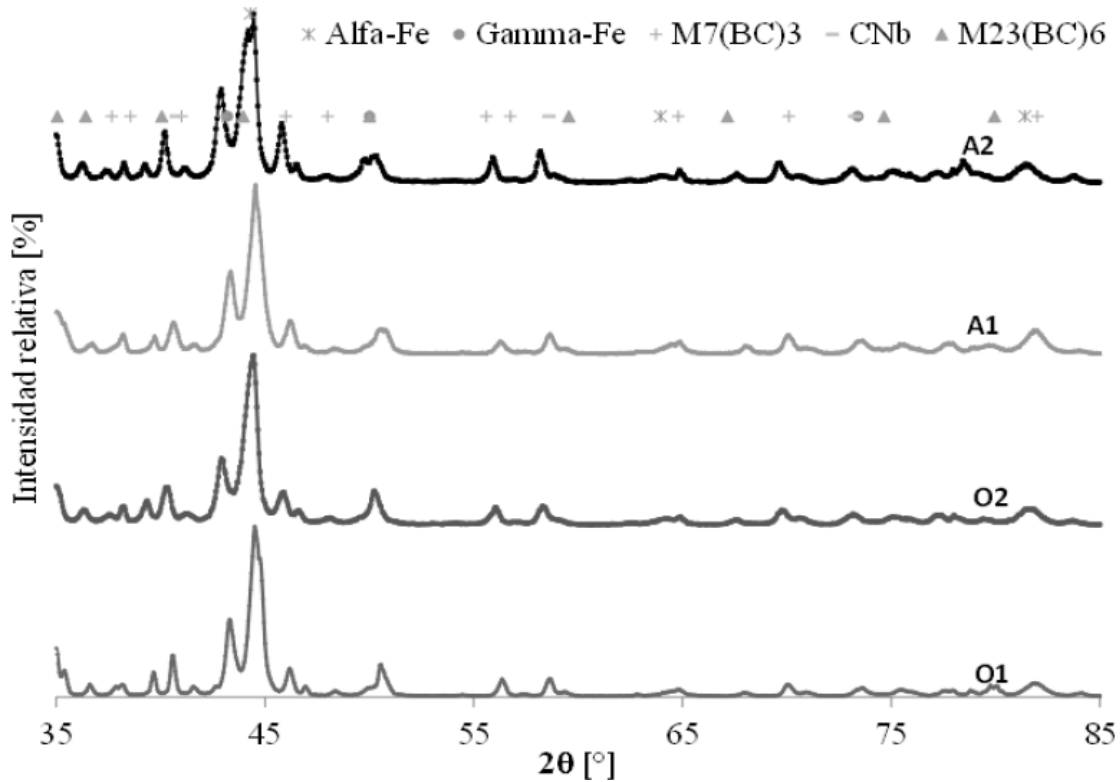


Figura 4.44. Espectros de DRX de todas las condiciones.

En la figura 4.44 se puede ver que la microestructura estuvo formada por γ -Fe y α -Fe, detectándose la presencia de carboboruros metálicos $(Cr,Fe)_7(B,C)_3$, $(Cr,Fe)_{23}(B,C)_6$ [16]. También se identificaron carburos de Nb en todas las probetas. El tamaño de cristalito fue de entre 50-90 nm. El porcentaje de carburos y carboboruros fue mayor al 70%. Se observó un leve aumento de γ -Fe y de los carboboruros $(Cr,Fe)_7(B,C)_3$ en las probetas soldadas bajo protección gaseosa y con dos capas. Esto estaría asociado a la mayor velocidad de enfriamiento y al mayor contenido de elementos de aleación.

En la figura 4.45 se muestra una micrografía de electrones retrodifundidos de la probeta A1. Se puede distinguir una gran dispersión de precipitados duros en formas de bloque y tipo listones homogéneamente distribuidos. El porcentaje de los mismos es de alrededor del 65%, lo que es consistente con lo observado en los espectros de difracción de rayos x.

Capítulo 4 – Resultados

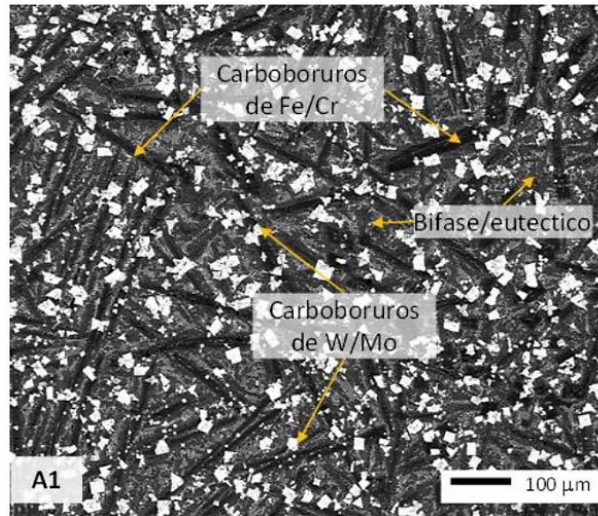


Figura 4.45. Imagen de la microestructura de la zona central del último cordón de A1

En la figura 4.46 se muestran diferentes imágenes de electrones secundarios y retrodifundidos realizadas sobre el último cordón y en la zona central del mismo.

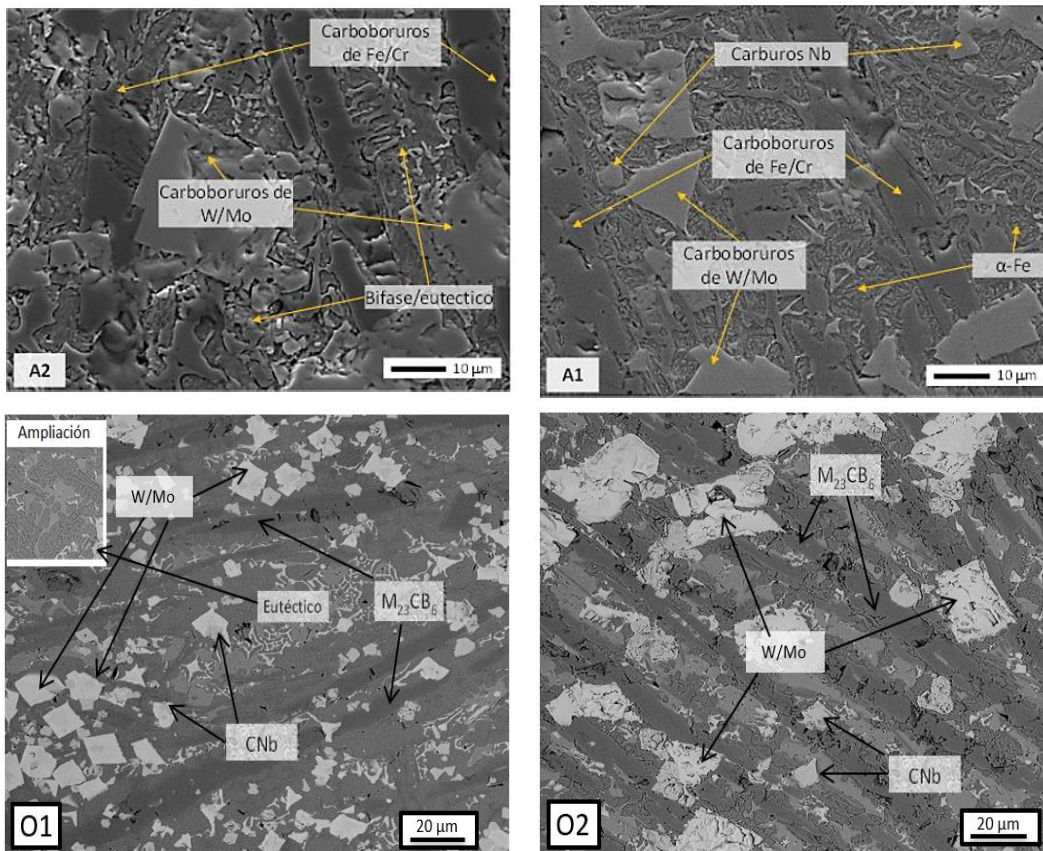


Figura 4.46. Imágenes SEM, con electrones secundarios y retrodifundidos (SE/BS) de las muestras soldadas con y sin protección gaseosa.

Capítulo 4 – Resultados

Se observan los carburos de niobio de tamaño de 2 a 4 μm , carboboruros de Mo/W en forma de bloque de 10 μm en la primer capa y de 20 μm para la de dos capas, carboboruros alargados $(\text{Cr,Fe})_{23}(\text{B,C})_6$ de 10 a 15 μm de ancho y el eutéctico formado de láminas planas y globulares de precipitados del tipo $(\text{Cr,Fe})_7(\text{B,C})_3$ de espesor 1 a 3 μm en una matriz $\alpha\text{-Fe}$.

Además imágenes realizadas con electrones retrodifundidos, figura 4.47, (BS) mostraron carboboruros complejos W/Mo tipo bloque, homogéneamente distribuidos, carboboruros tipo listón $(\text{Cr,Fe})_{23}(\text{B,C})_6$, y el microconstituyente eutéctico constituido por láminas planas y globulares de carboboruros $(\text{Cr,Fe})_7(\text{C;B})_3$ y $\alpha\text{-Fe}$ [41-44]. También se observaron carburos de Nb dentro de los carboboruros W/Mo. El porcentaje de carburos y carboboruros fue mayor del 70%. Además se observó un aumento marcado de la cantidad los carboboruros alargados $(\text{Cr,Fe})_{23}(\text{B,C})_6$ en las probetas soldadas con dos capas y sin protección gaseosa, como se observa en la figura 4.47. Esto estaría asociado a las menores velocidad de enfriamiento y dilución con el sustrato.

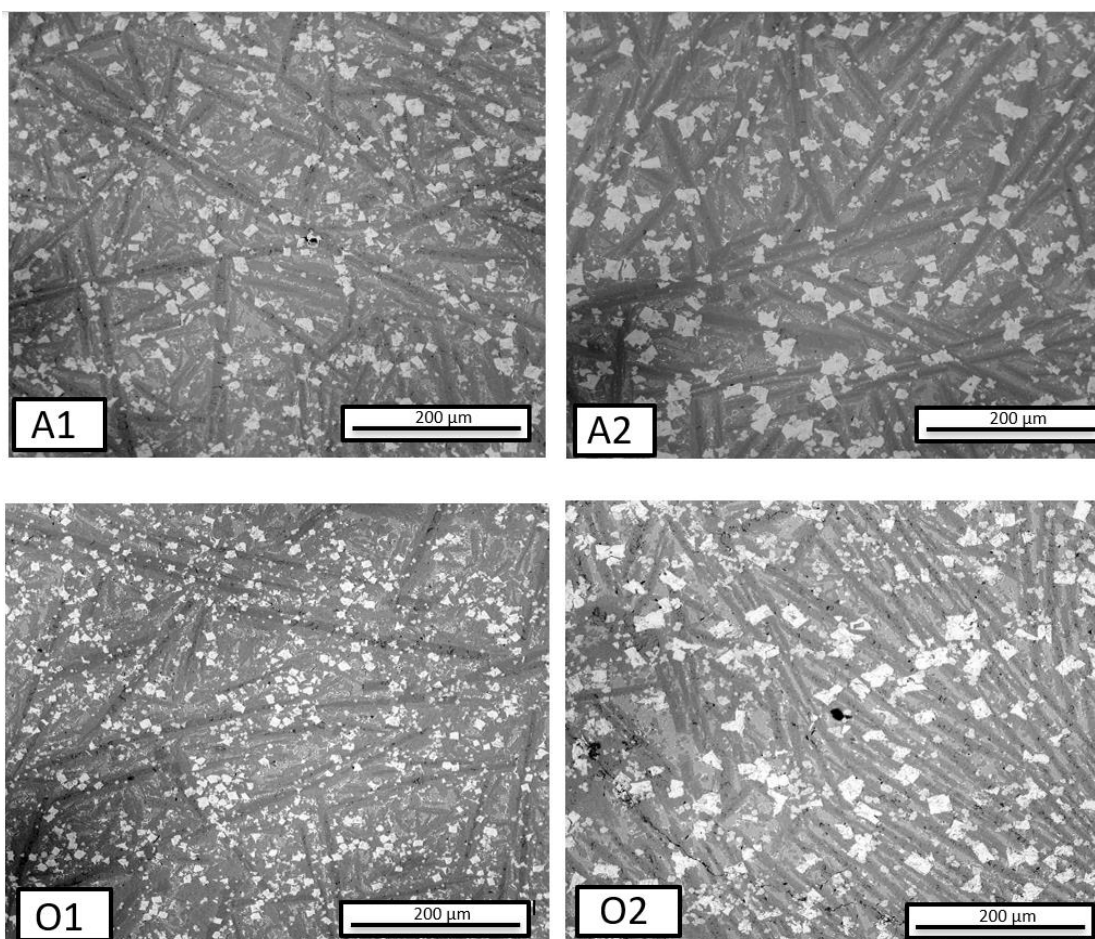


Figura 4.47. Imágenes electrónicas comparativas de la distribución de fases y carboboruros.

Capítulo 4 – Resultados

4.4.6. Microdureza Vickers de los depósitos de recargue

En la figura 4.48 se muestran los perfiles horizontales de dureza de los diferentes cupones.

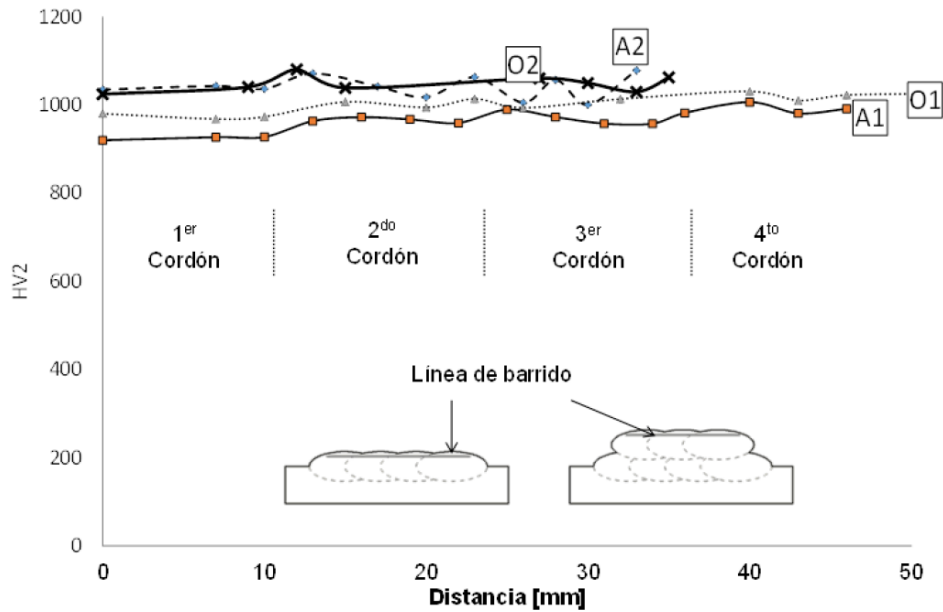


Figura 4.48. Gráfica de los barridos de dureza.

La dureza HV₂ tomadas sobre los depósitos, estuvo entre los 900 y los 1100 HV, esto es consistente con lo reportado para este tipo de materiales [10, 16]. Se puede ver que las probetas con dos capas presentaron las mayores durezas. Esto se explicaría por alta fracción de fases de duras en ambas condiciones producto de su mayor contenido de elementos de aleación, ver tabla 4.3.4. No se observaron grandes diferencias en función del tipo de protección gaseosa.

En la figura 4.49 se presentan los resultados de microdureza de las diferentes fases. Los valores de microdureza son el promedio de 3 mediciones realizadas sobre cada fase con HV_{0.025}.

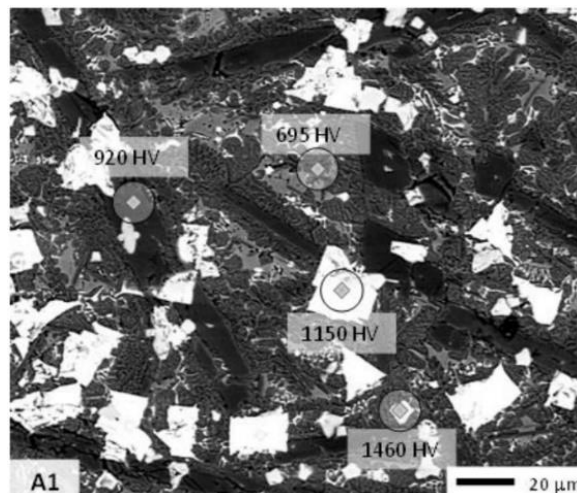


Figura 4.49. Medidas de microdureza de fases, cupón A1.

Capítulo 4 – Resultados

Se puede ver que las microdurezas de fases fueron de: 1460 HV para los carburos de niobio, 1150 HV para los carboboruros de Mo/W, de 920 HV para los carboboruros de Fe/Cr y de 695 HV para el eutéctico. Se observó que la microdureza de la zona bifásica o eutéctica varió en función del número de capas siendo menor para las probetas soldadas sin gas de protección. Esto estaría relacionado con la disminución de la cantidad en volumen del carboboruro eutéctico $(Cr,Fe)_7(C;B)_3$.

4.4.7. Desgaste Abrasivo.

En la tabla 4.17 se observan los resultados de pérdida de peso de tres mediciones por condición.

Tabla 4.17. Valores de pérdida de peso para las probetas A1, O1, A2 y O2

Identificación	Muestra	Peso Inicial [g]	Peso Final[g]	Pérdida de peso [g]	Promedio pérdida de peso [g]
A1	1	118,1891	118,1278	0,0613	0,0629
	2	127,7730	127,7077	0,0653	
	3	127,2155	127,1552	0,0623	
O1	1	151,7279	152,6713	0.0547	0,0579
	2	152,6998	152,6409	0,0588	
	3	164,8876	164,8274	0,0602	
A2	1	143,04868	142,9899	0,0588	0,0523
	2	126,8030	126,7638	0,03925	
	3	142,613	142,5542	0,05885	
O2	1	184,3861	184,3378	0,048275	0,0511
	2	186,4209	186,3758	0,0451	
	3	186,188	186,1278	0,060125	

Las muestras soldadas con dos capas presentaron mayor resistencia al desgaste (10-15%) en comparación con las de una capa. Además, en este sentido, se observó que las probetas soldadas sin protección gaseosa tuvieron una mejor resistencia al desgaste. Esto está relacionado con los mayores porcentajes y distribución de fases duras como los carboboruros $(Fe;Cr)_{23} (C;B)_6$ y los carboboruros W/Mo. Además la tasa de desgaste cambió levemente para los depósitos con dos capas, hecho asociado a la menor dilución, al aumento de tamaño de los carburos de W/Mo y al aumento en la cantidad carboboruros $(Fe;Cr)_{23} (C;B)_6$.

En la figura 4.50 se muestran las imágenes SEM de la superficie desgastada de la probeta O1. La zona analizada pertenece al centro de la superficie de desgaste

Capítulo 4 – Resultados

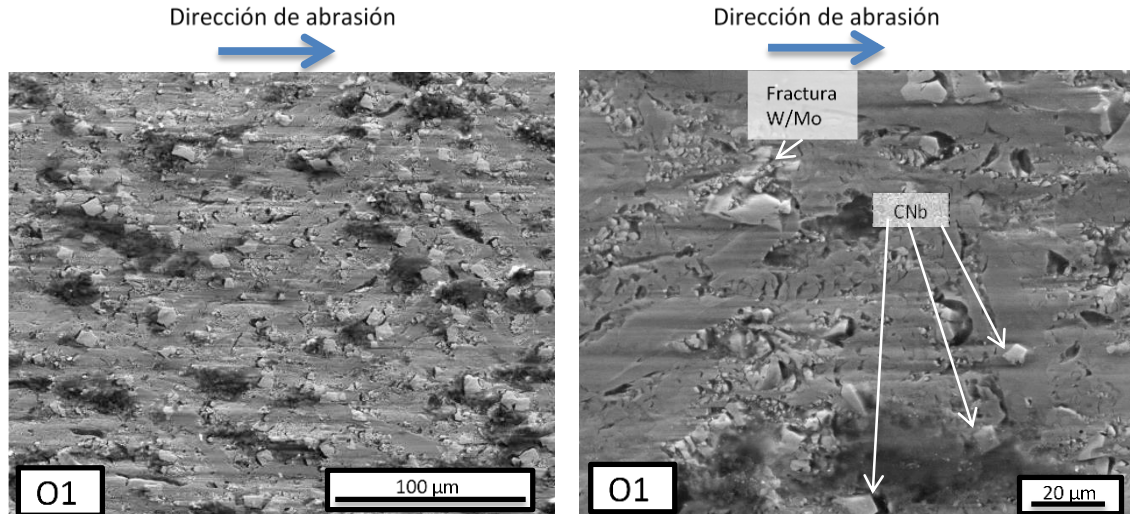


Figura 4.50. Imagen SEM de la superficie desgasta de probeta O1

Se observó que las líneas de abrasión en sentido a la dirección de desgaste, producidas por el rayado de la arena. Los carboboruros de W/Mo, que rodearon al NbC, aumentaron la resistencia al rayado del material debido a que impidieron el desprendimiento del carburo.

Líneas Auxiliares

4.5 Resistencia al desgaste abrasivo en recargues sometidos a tratamiento térmico post- soldadura.

Se seleccionó cupones con dos capas y soldados con protección gaseosa de la serie Fe-(Cr,Nb)-(B,C) para llevar a cabo tratamientos térmicos post- soldadura. Los mismos se realizaron a 500, 600, 700, 800 y 900 °C, durante 3 horas. Las probetas se identificaron en función de la temperatura de revenido y AW (as welded = como soldado) para la que no tratada térmicamente.

4.5.1. Patrones de difracción de rayos x de las muestra tratadas térmicamente.

En la figura 4.51 se muestra los patrones de difracción de rayos x de las muestras tratadas. Se puede ver que la microestructura estuvo formada por α -Fe, detectándose también la presencia de carboboruros metálicos [(Cr,Fe)₇(B,C)₃, (Cr,Fe)₂₃(B,C)₆]. Se observó una disminución monótona del carboboruro (Cr,Fe)₇(B,C)₃ desde la probeta AW hasta los 800°C. Además se puede ver un crecimiento de la fracción de carburos (Cr,Fe)₂₃(B,C)₆. Se detectó la presencia de carburos de Nb y de precipitados (Cr,Fe)₆(C,B) para todas las probetas.

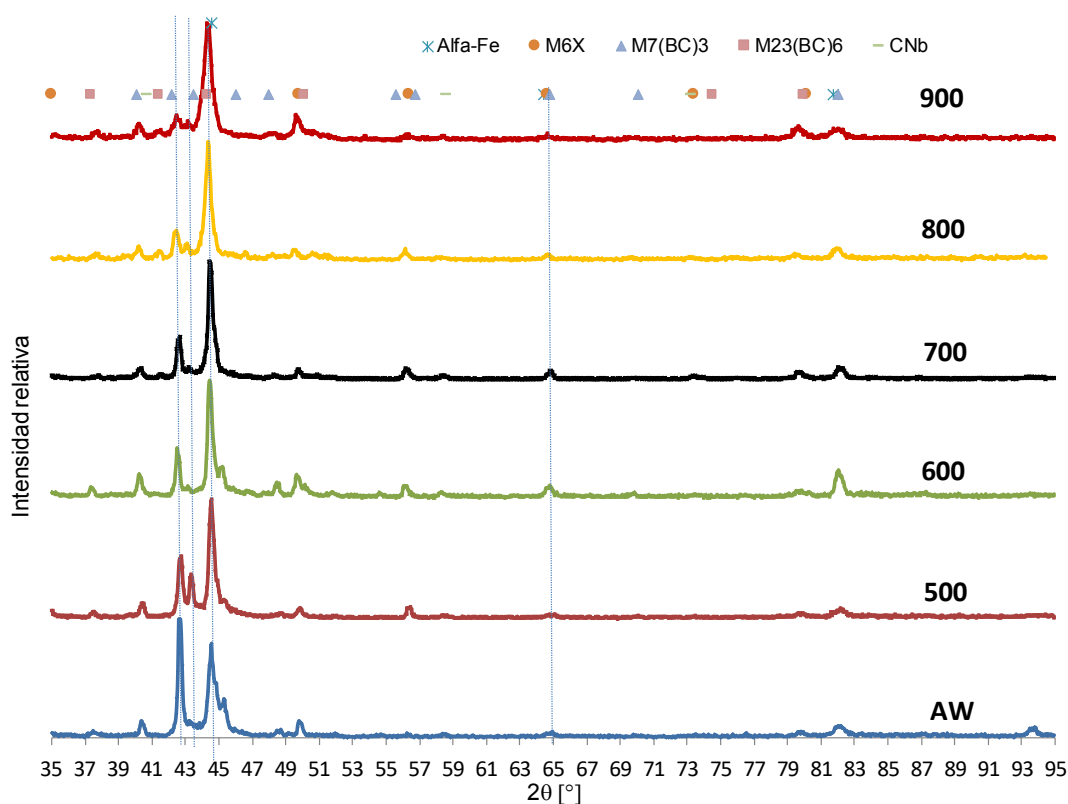


Figura 4.51. Espectros de difracción de muestras tratadas térmicamente.

Capítulo 4 – Resultados

En la Fig. 4.52(a) y (b) se muestra una micrografía de la probeta AW. Se pueden distinguir los carburos de niobio de tamaño de 2 a 4 μm , los carboboruros $(\text{Cr,Fe})_{23}(\text{B,C})_6$ de 10 a 15 μm y el eutéctico formado de láminas planas y globulares de espesor 1 a 3 μm de precipitados del tipo $(\text{Cr,Fe})_7(\text{B,C})_3$ en una matriz $\alpha\text{-Fe}$.

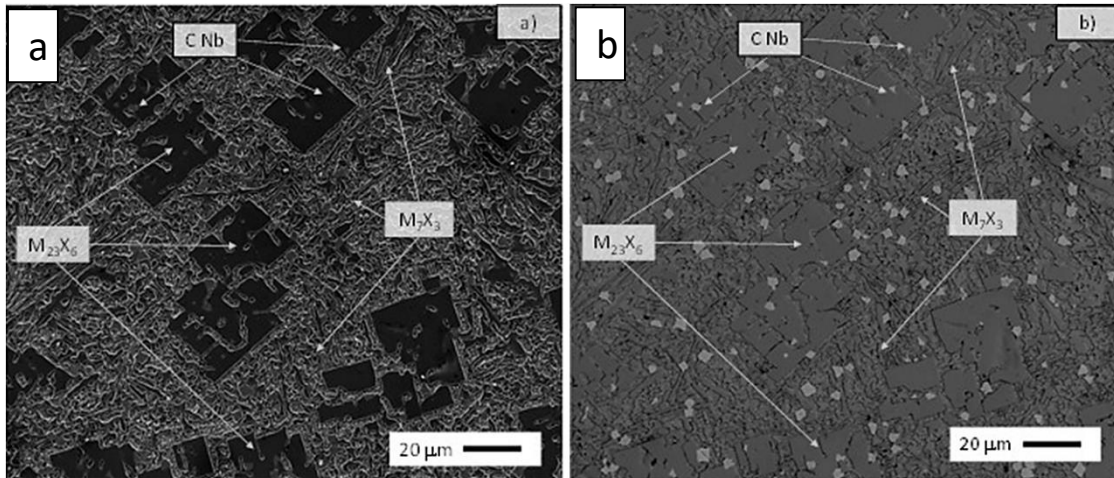
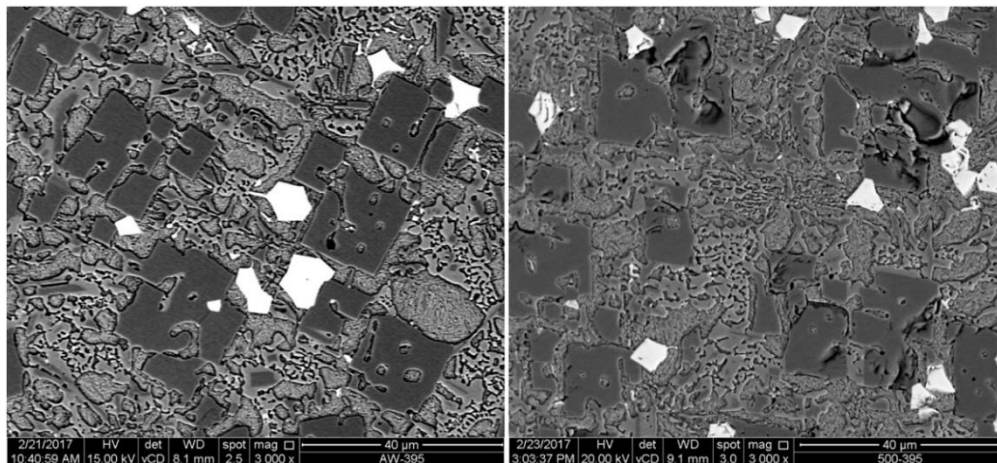


Figura. 4.52. (a) Imagen SEM de AW; (b) Imagen SEM con BSE.

En la Figura. 4.53 se muestran las imágenes SEM de las probetas tratadas térmicamente entre 500 y 900 $^{\circ}\text{C}$. Se encontró un engrosamiento del carburo eutéctico para las probetas tratadas desde los 500 a los 800 $^{\circ}\text{C}$. Esto estaría relacionado con la redistribución de C y B y la transformación del carboboruro $(\text{Cr,Fe})_7(\text{B,C})_3$ al $(\text{Cr,Fe})_{23}(\text{B,C})_6$ [16]. Esto es consistente con lo observado en los espectros de difracción. Además se observó la precipitación de pequeños carburos M_6X ($M=\text{Cr,Fe}$; $X=\text{C,B}$) sobre la matriz $\alpha\text{-Fe}$. Esto estaría asociado con la pérdida de solutos de la matriz nanoestructurada. En la probeta tratada a 900 $^{\circ}\text{C}$ se puede ver una disolución parcial de los carburos eutécticos y la coalescencia de los carburos secundarios del tipo $(\text{Cr,Fe})_7(\text{B,C})_3$ [35-40].



Capítulo 4 – Resultados

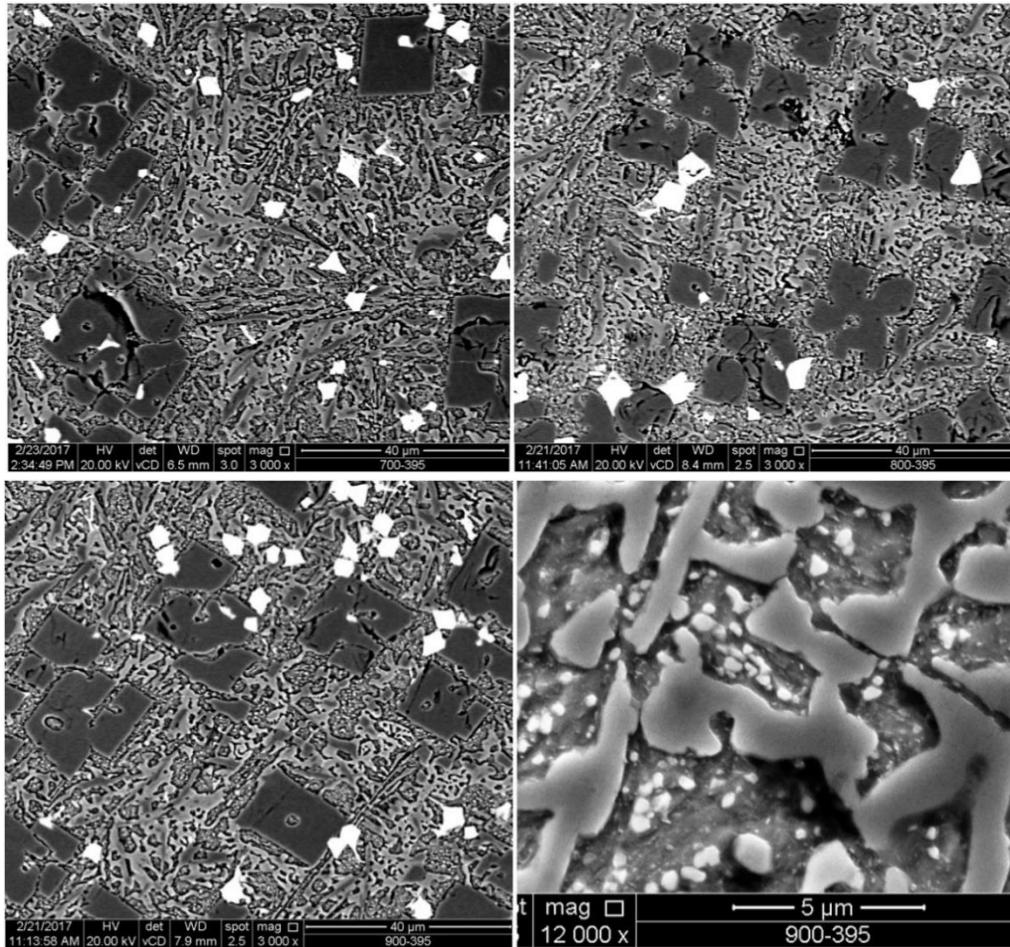


Figura. 4.53. Imágenes SEM de las probetas 500, 600, 700, 800 y 900 °C.

4.5.2. Microdurezas de fases de los depósitos tratados

En la Fig. 4.54 se presentan los resultados de microdureza, promedio de cinco mediciones, de las diferentes fases. La microdureza de las fases se midió con HV0,025.

Se observó que la dureza del depósito HV2 presentó una disminución hasta los 800 °C y un endurecimiento para la probeta tratada a los 900 °C. Esto estaría asociado con las variaciones de las microdurezas de las fases, como se observa en la Fig. 4.54. Se puede ver que la microdureza del carboboruro $(Cr,Fe)_{23}(B,C)_6$ no presentó significativas modificaciones en todas las probetas siendo los valores obtenidos consistentes con lo esperado para este tipo de materiales [16]. Además, el tratamiento térmico de la fase α -Fe hasta los 800 °C produjo una disminución de la microdureza. Esto estaría asociado con la pérdida de elementos solubilizados y el aumento del tamaño de cristalita [16-18]. Por último, para la probeta tratada a 900 °C se observó un fuerte aumento de la dureza debido a la presencia de carburos $(Cr,Fe)_6(B,C)$ y $(Cr,Fe)_7(B,C)_3$ de gran dureza [13-15].

Capítulo 4 – Resultados

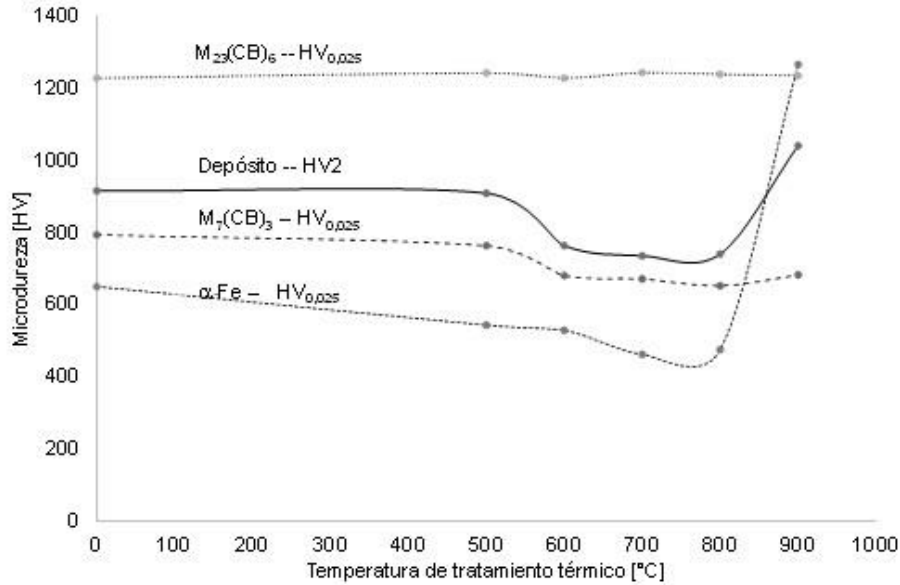


Figura 4.54. Gráfica de la microdureza en función de la temperatura de revenido.

4.5.3. Desgaste Abrasivos de muestras tratadas.

En la Figura 4.55 se presentan los resultados de pérdida de peso, promedio de tres mediciones. Las probetas tratadas térmicamente entre 600 y 800°C presentaron una menor resistencia al desgaste (30-40 %). Esto estaría asociado a la disminución de la microdureza de la matriz, como se indica en la figura 4.54, Además, en este sentido, se observó que las probetas 900°C presentaron una leve mejor resistencia al desgaste.

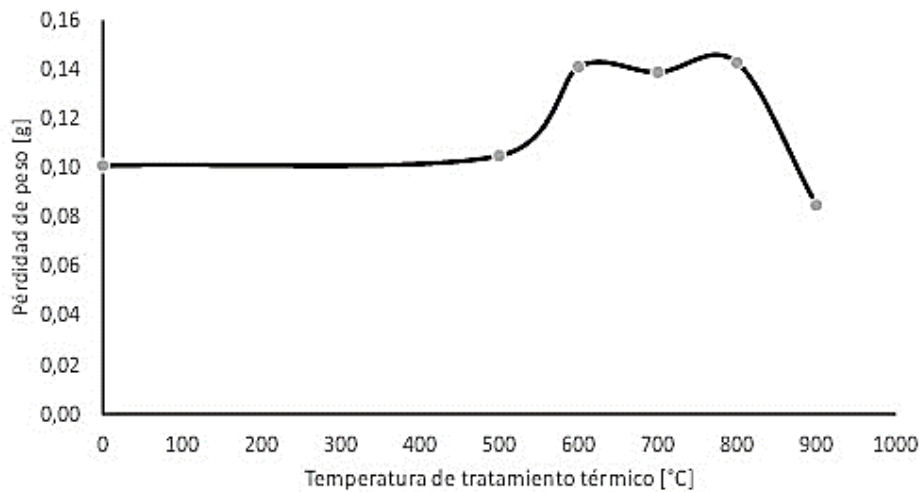


Figura 4.55. Pérdida de peso de todas las condiciones

En la Fig. 4.56 se muestra una imagen SEM de la superficie desgastada. La zona analizada pertenece al centro de la superficie de desgaste. 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 μ m.

Capítulo 4 – Resultados

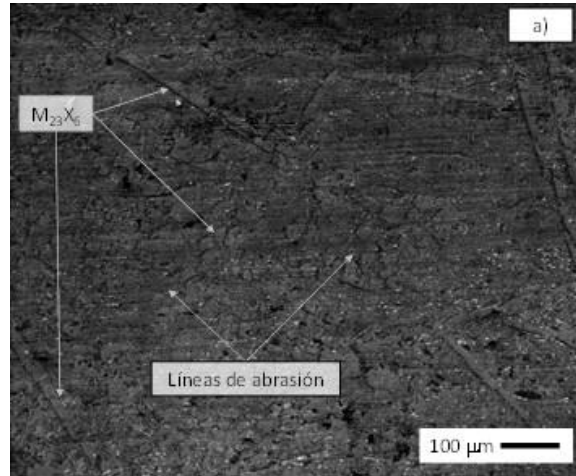


Figura 4.56. Imagen de la superficie desgastada de la muestra 900°C

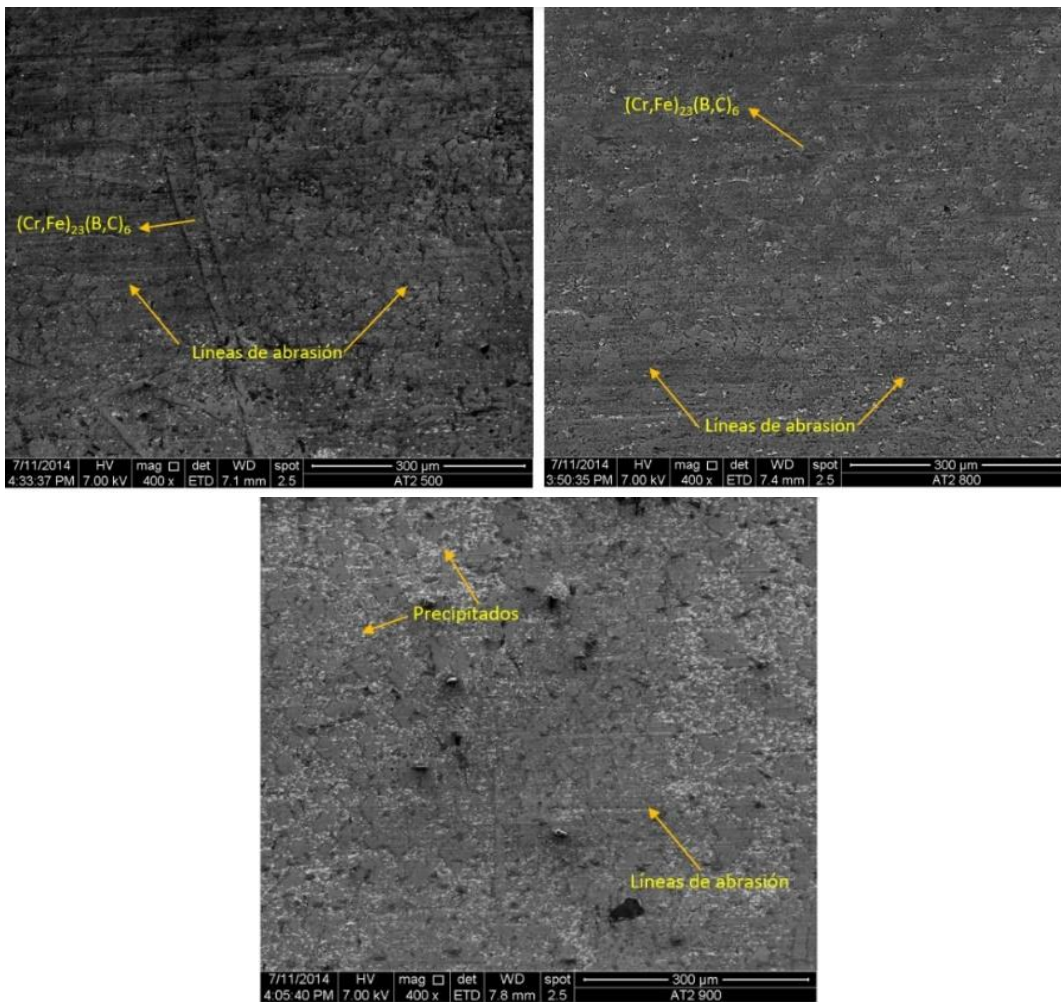


Figura 4.57. Imágenes SEM de las superficies desgastadas de las muestras AT2 tratadas a 500, 800, 900 °C

Capítulo 4 – Resultados

En la figura 4.57 se muestran las imágenes SEM de las probetas que presentaron las variaciones más representativas. Las zonas analizadas pertenecen al centro de la superficie de desgaste. Se detectó la presencia de las líneas de abrasión, en el sentido a la dirección de desgaste producidas por el rayado de la arena. Además se observó la presencia de carboboruros $(Cr,Fe)_{23}(B,C)_6$ seccionados por la abrasión y un afinamiento en el ancho de los mismos producto del aumento en la resistencia debido a un aumento en la dureza de la matriz α -Fe y la presencia de precipitados en las muestras tratadas a $900\text{ }^{\circ}\text{C}$

4.5.4. Microscopia de Transmisión (TEM)

En la figura 4.58a se observa una imagen de campo claro de la muestra sin tratamiento térmico, (AW), en la zona de la matriz α -Fe, mostrando los límites de grano siendo el ancho medido de unos cientos de nanómetros. El espectro de difracción de electrones confirma una estructura de la ferrita cúbica deformada debido a la presencia de intersticiales en la red [1]. El grupo espacial es $Im\text{-}3m$, el número de grupo espacial es 229 y el parámetro de red 2.882 \AA . Esto fue confirmado en el espectro de difracción de rayos X. La composición química cualitativa realizada por medio energía dispersiva de rayos x (EDS), figura 4.58c indica la presencia de Fe – Cr – C.

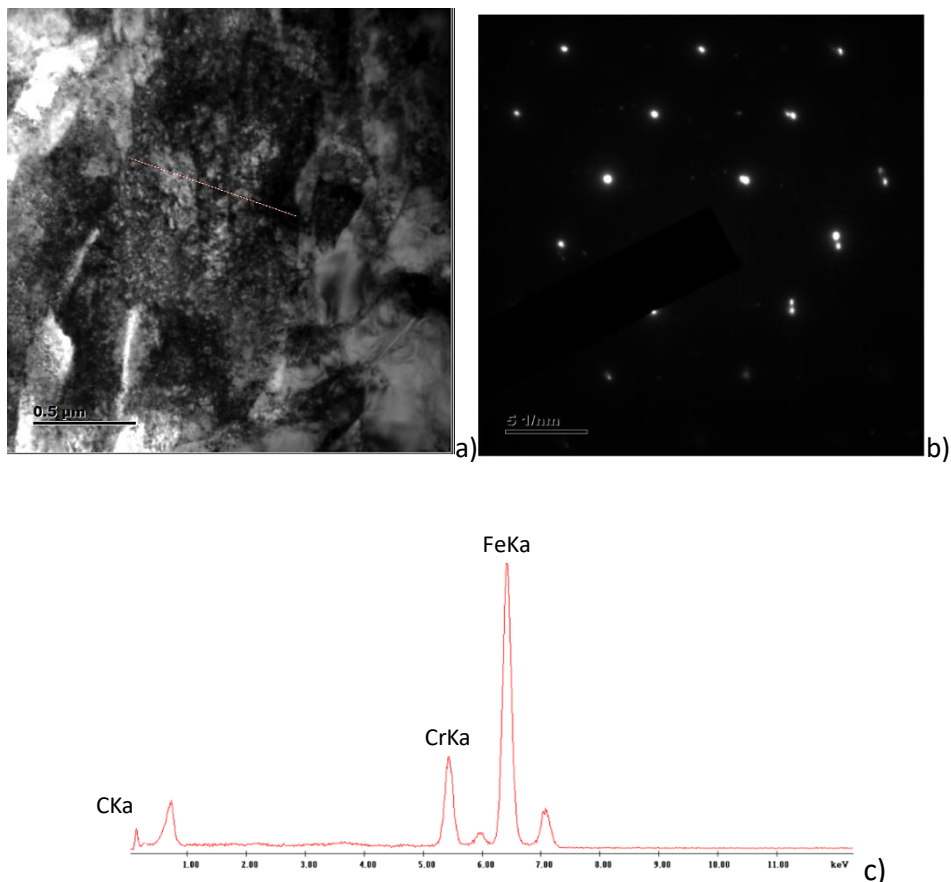
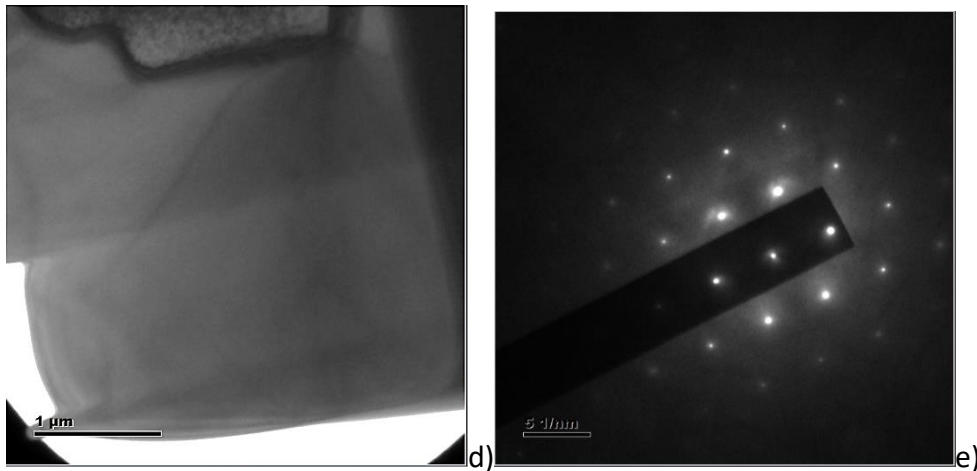
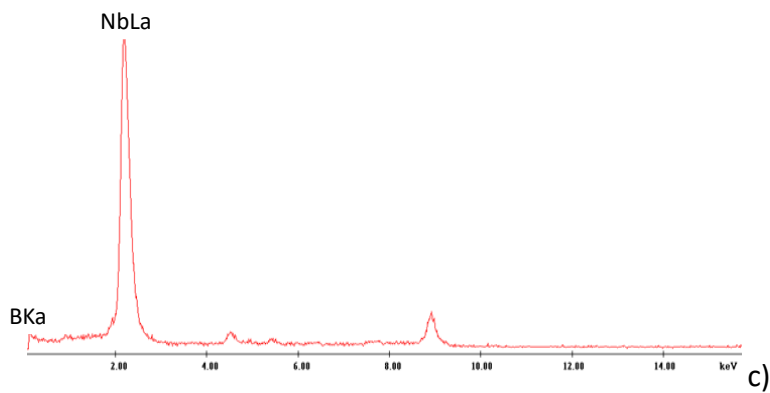
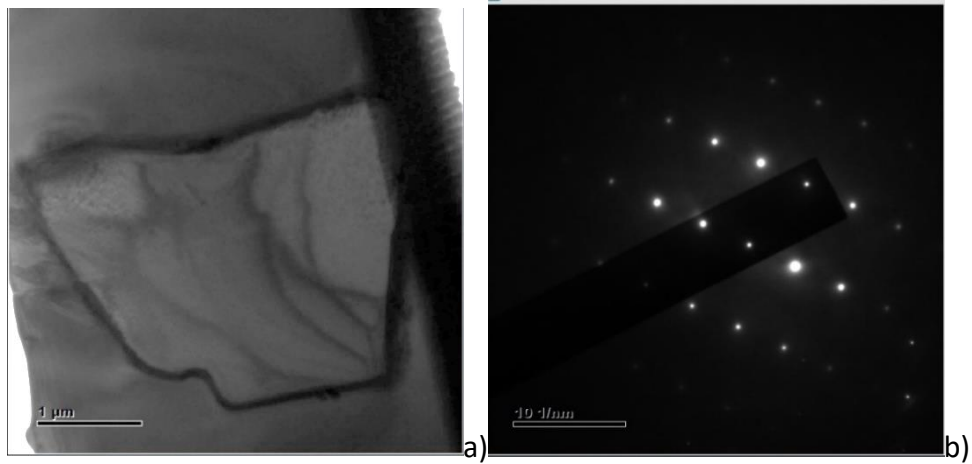


Figura 4.58. Imagen de microscopia de transmisión a) matriz α -Fe, b) patrón de difracción y c) composición química.

Capítulo 4 – Resultados

En la figura 4.59 a, b y c se muestra la imagen de campo claro y el patrón de difracción y cuantificación cualitativa de carburos de niobio de estructura cubica de la probeta sin tratamiento térmico. Las figuras 4.59 d, e y f corresponden al $M_{23}BC_6$, estructura cubica, grupo y numero espacial Fm-3m 225 y parámetro de red 10,658 Å. Por último, las fotos 4.59 g, h) e i) fueron realizadas al carboboruro eutéctico M7BC3. La estructura cristalográfica es ortorrómbica, grupo espacial Pnma y número 62. Los parámetros de red $a = 4.426$, $b = 7.010$, $c = 12.140$. Estas imágenes fueron realizadas sobre la muestra AW.



Capítulo 4 – Resultados

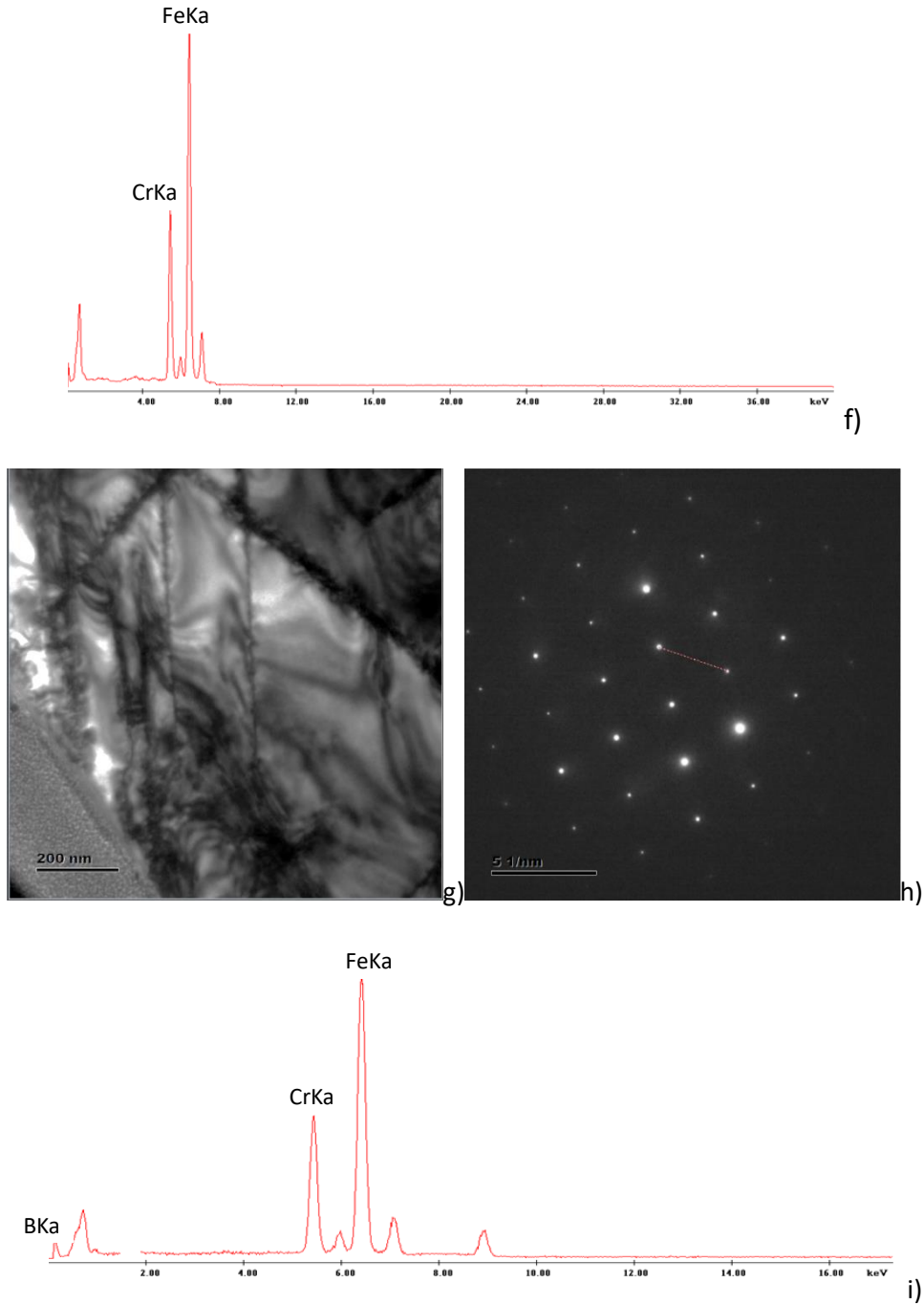


Figura 4.59. Imágenes campo claro, difracción de e y composición química de a), b) y c) Carburo de Nb, d), e) y f) $(Cr,Fe)_{23}(B,C)_6$ y g),h) e i) $(Cr,Fe)_7(B,C)_3$.

En las figuras 4.60 a) y b) se muestran las imágenes de campo claro de la muestra tratada a 900°C. Se pueden ver los precipitados de M6X sobre la matriz α -Fe. Los patrones de difracción de electrones indican una estructura cristalina cubica compleja de composición química Cr,Fe-C [45-49]. Estos carburos de Cr,Fe es consecuente con lo encontrado con los patrones de difracción de rayos x.

Capítulo 4 – Resultados

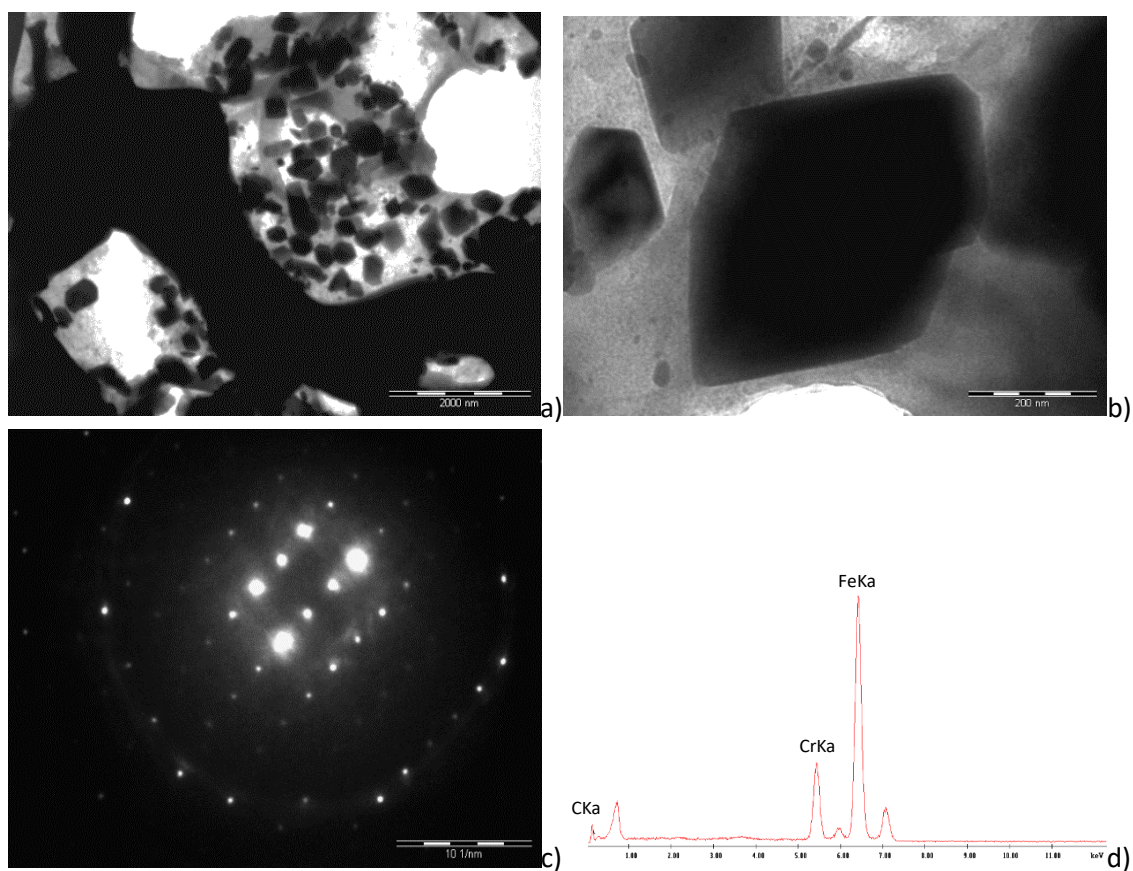


Figura 4.60. Imágenes de la muestra tratada térmica a 900 C a) y b) Campo claro de precipitados de Fe c) patrón de difracción de electrones y d) EDS.

Capítulo 4 – Resultados

4.6. Desgaste de Alta presión

Con el fin de estudiar el comportamiento del material Fe-(Cr, Nb)-(C, B) en aplicaciones de desgaste de 2 cuerpos se realizó la siguiente línea. La misma consta de la confección de probetas cilíndricas extraídas de las muestras soldadas en cordón simple sin protección gaseosa. Debido a que la zona 2 de desgaste difiere en altura, ver figura 4.61, respecto a la analizada en la sección 4.1, zona 1, se realizó nuevamente la caracterización macroestructural y de dureza.

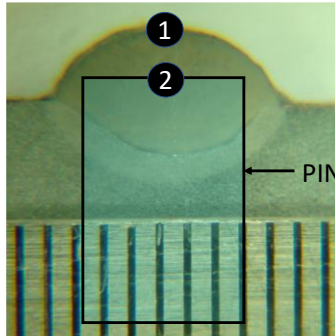


Figura 4.61. Esquema de las diferentes zonas de análisis del cordón Fe-Cr,Nb-B,C.

A continuación, se detallarán estudios metalográficos realizados sobre la cara superior del pin, la cual fue sometida a desgaste.

En la figura 4.62 se muestra la variación de las fases en función del calor aportado clasificado por calor aportado y velocidad de soldadura

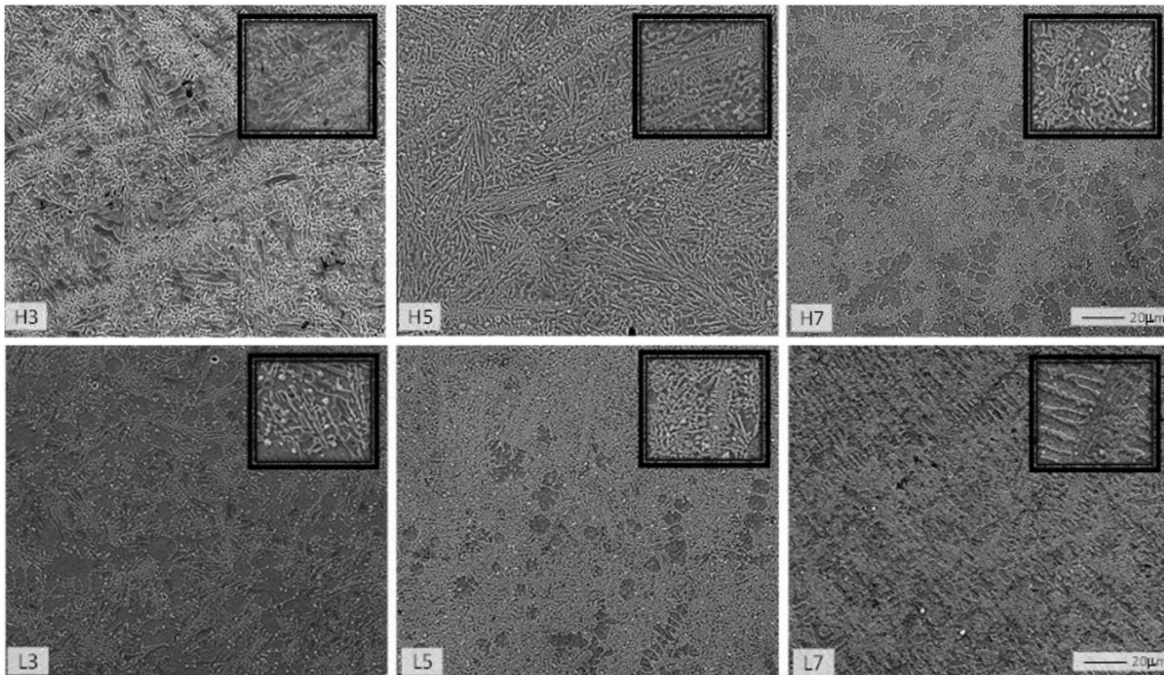


Figura 4.62. Microestructuras de las muestras soldadas.

Capítulo 4 – Resultados

Se puede ver en la figura 4.62 que la microestructura presenta un modo de segregación dendrítico formado por una fase eutéctica y otra alfa-hierro, la cual se afino con el aumento de la velocidad de soldadura. La fase eutéctica formada por carburos que alcanzaron el largo de los 20 μm por un ancho de 3 μm (H3) disminuyeron de tamaño con el aumento de la velocidad y la disminución del calor aportado hasta valores de 1 μm x 2 μm (L7), ver magnificación figura 4.63. Además, el porcentaje de fase eutéctica aumentó con el incremento del calor aportado. Las probetas H5 y H3 presentaron precipitados alargados del tipo M23(BC)6. Ambos efectos estarían relacionados con los niveles de dilución y el modo de solidificación reportados en la sección 4.1.

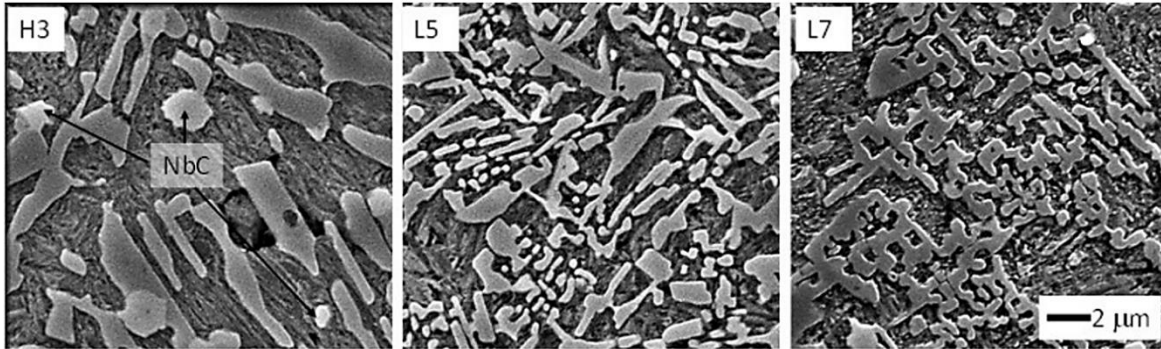


Figura 4.63 Microestructuras de fases eutécticas

A partir de las imágenes de las fases eutécticas (figura 4.62) se observa que el espaciado entre carboboruros cambio de 1 micrón a centenas de nanómetros. Además, la morfología paso de placas a una red de finos bloques. Este estaría relacionado con la variación de las velocidades de enfriamiento, siendo mayor para las probetas soldadas con menor aporte térmico. En todas las probetas se observaron dentro de las fases eutécticas carburos de niobio.

4.6.2. Micro dureza Vickers de fases eutécticas y depósitos sodados

La microdureza en la cara de desgaste se muestra en la figura 4.64.

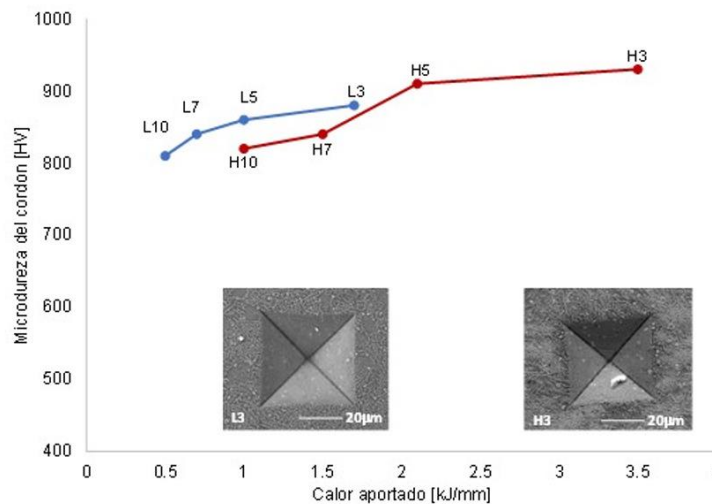


Figura 4.64 Grafica de microdureza en función del calor aportado.

Capítulo 4 – Resultados

La microdureza fue medida sobre la superficie del pin y se observaron cambios respecto a la medida en la superficie del cordón de la tabla 4.5. Los valores máximos se observaron para las probetas soldadas con alto calor aportado (figura 4.44). Esto estaría relacionado con la presencia de fases duras como son los carboboruros $M_{23}BC_6$. Las probetas soldadas con menores aportes térmicos presentaron una disminución de la microdureza relacionado con la dureza de la fase α -Fe (alrededor de los 640 HV) y de la fase eutéctica.

4.6.3. Tasa de desgaste de alta presión (ASTM G-132-01)

En la figura 4.65 se presentan los resultados de los ensayos realizados sobre todas las probetas de 1 cordón simple sin protección gaseosa.

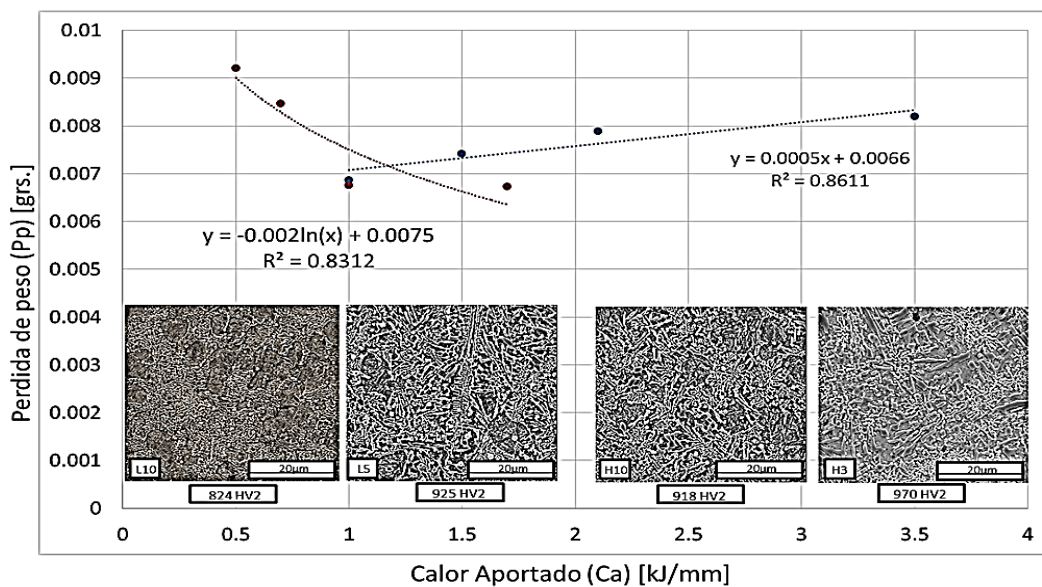


Figura 4.65. Tasa de desgaste de fases eutécticas

La pérdida de peso medida para todas las probetas presentó dos líneas de tendencia, como se muestra en la figura 4.65. La primera línea, entre 0,5 y 1,7 kJ/mm, estaría controlada principalmente por la fracción de la fase α -Fe y morfología de las carboboruros eutécticos y la segunda por la presencia de fase duras, encontrándose las condiciones de máxima resistencia en las posiciones intermedias de 1,0 a 1,7 kJ/mm [50-53].

4.6.4. Perfil de rugosidad de superficie desgastada

Mediante mediciones de rugosidad observados en la figura 4.66 se corroboró los valores obtenidos en las probetas que presentaron un mayor desgaste, L10 y L7 que tuvieron las más altas rugosidades asociado a la penetración de las partículas duras en comparación con las probetas con menor tasa de desgaste donde se observó un perfil más plano.

Capítulo 4 – Resultados

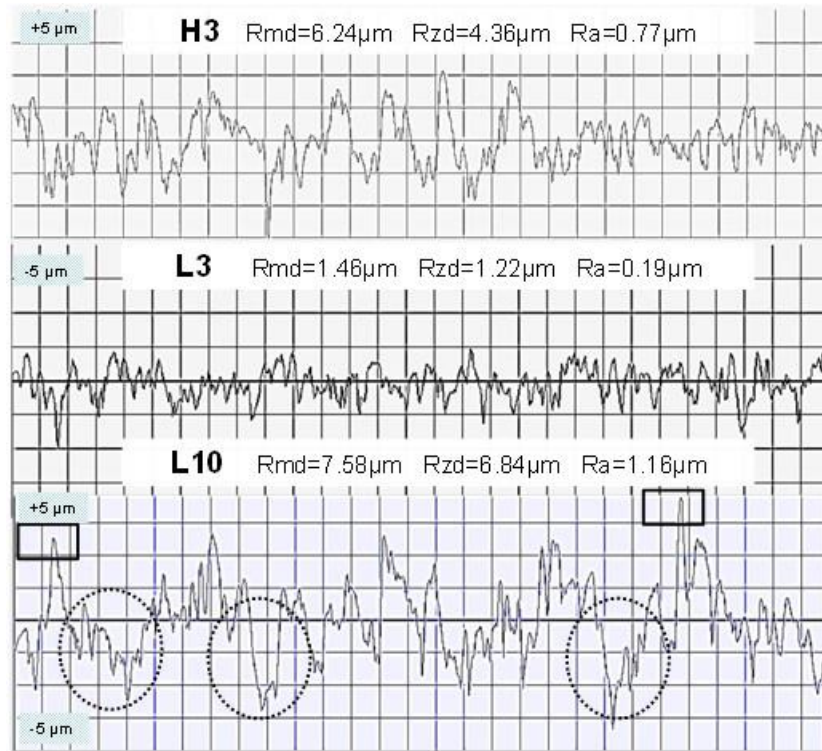
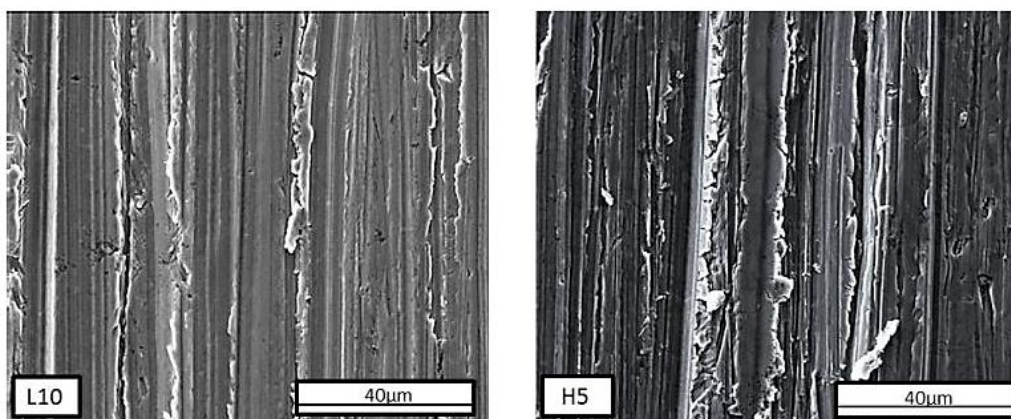


Figura 4.66. Perfiles de rugosidad de las muestras H3, L3, L10

4.6.5. Micrografías SEM de superficies desgastadas.

Todas las muestras presentaron surcos de abrasión producto del contacto entre dos cuerpos: la aleación en estudio y las partículas duras de carburo de silicio (SiC). En las micrografías electrónicas mostradas en la figura 4.67 se muestra la superficie desgastada de las muestras que presentaron elevada tasa de desgaste L10 y H5 y las de mayor resistencia L5 y H10. Se observan surcos de abrasión en la dirección de deslizamiento, microfracturas y delaminación, los cuales son menores en las probetas más resistentes.



Capítulo 4 – Resultados

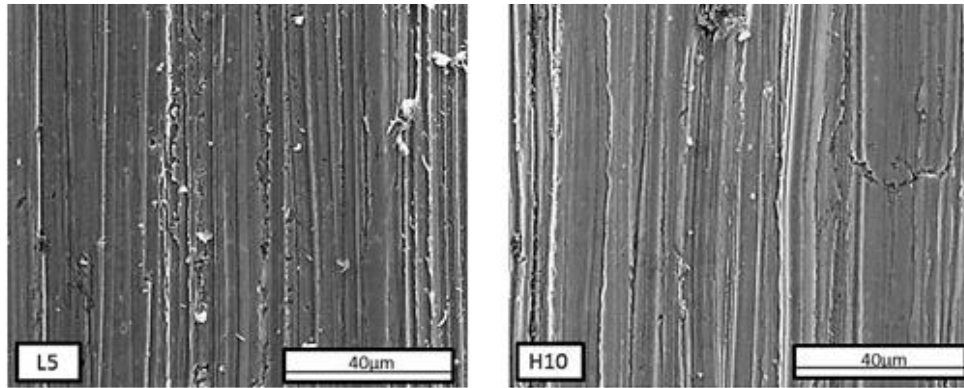
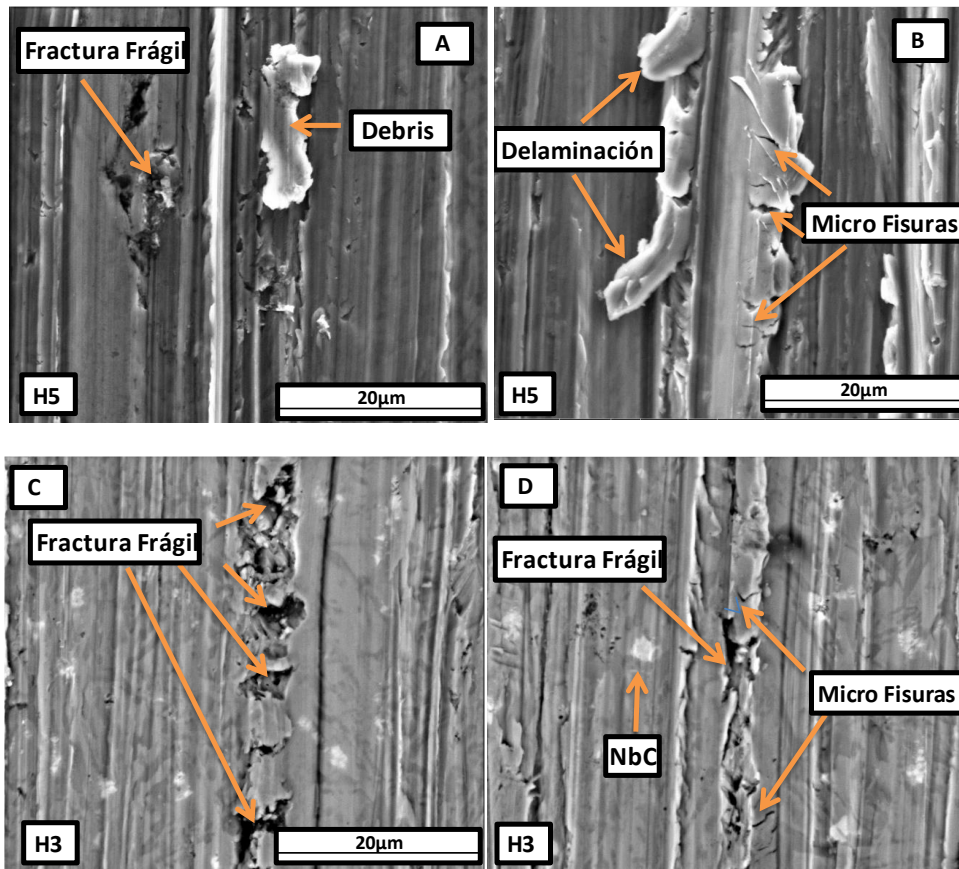


Figura 4.67. Imagen electrónica comparativa de superficie desgastada

En la figura 4.67 puede verse un estrechamiento de los surcos de abrasión para las probetas L5 y H10 en comparación con las de mayor desgaste, esto estaría relacionado con el refinamiento de las láminas de carboboruros M_7CB_3 en el microconstituyente eutéctico como se observa en la figura 4.48 entre la probeta H5 y H10.

En las micrografías electrónicas de la figura 4.68 se muestran los mecanismos de desgaste determinados por la interacción de dos cuerpos compuestos por la superficie soldada y las partículas duras contenidas en el abrasivo.



Capítulo 4 – Resultados

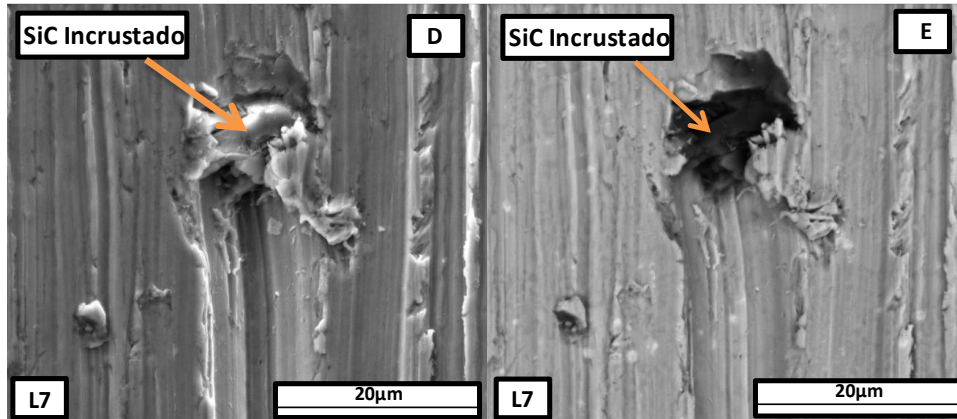


Figura 4.68 Mecanismos de desgaste

Se puede observar en la Fig. 4.68a el material de debris adherido a los surcos. Además, en la figura 4.68b se muestra delaminación en los bordes de los mismos el cual estaría relacionado con el efecto de deformación plástica. Por medio de la técnica de electrones secundarios retrodifundidos (BSE) se puede ver claramente el corte por abrasión del carburo de niobio NbC en todas las muestras. Estos no presentaron resistencia al desgaste debido a que el tamaño de los mismos fue mucho menor que el carburo de silicio y fue arrancado junto con la matriz

Se identificaron microfisuras transgranulares e intergranulares dentro de los surcos de abrasión como así también en los bordes. Estas podrían iniciarse en las zonas de interface del carboboruro eutéctico.

En las muestras con mayor pérdida de peso se encontró la presencia de material abrasivo incrustado en la superficie desgastada, como se muestra en la Fig 4.68.e-f esto fue corroborado con una mayor profundidad de los surcos de arado. Esto estaría asociado a la presencia de una mayor fase α -Fe de menor dureza que el eutéctico.

Capítulo 4 – Resultados

Bibliografía

- [1] Hoja de datos técnicos TeroMatec 395NOA, Eutectic Castolin-ESAB, USA, 2008.
- [2] Chan, Alvaro & Hannahs, Dan & J. Jellison, Michael & Breitsameter, Michael & Branagan, Daniel & Stone, Harvey & Jeffers, Greg. (2008). Evolution of Drilling Programs and Complex Well Profiles Drive Development of Fourth-Generation Hardband Technology. SPE/IADC Drilling Conference, Proceedings.
- [3] BONISZEWSKY, T., 1992, "Self-Shielded Arc Welding". Woodhead Publishing Ltd. in Association with the Welding Institute, Cambridge England.
- [4] J. Norrish, *Advanced welding processes*. Woodhead Publishing, pp. 288, 2006.
- [5] Flux Cored Arc Welding-Hobart Institute of Welding Technology, 2012.
- [6] S Merrick, D. Kotecki, and J. Wu, *Materials and applications - Part 2. Welding Handbook*, American Welding Society. 1998.
- [7] Bulk glassy and nonequilibrium crystalline alloys (part2), Proc. Japan Acad., 81, Ser. B (2005).
- [8] H. Gleiter, Nanostructured materials: basic concepts and microstructure. Acta Materialia, v.48, n.1, p.1-29. 2000.
- [9] J. Weissmiller, Some basic notions on nanostructured solids. Materials Science and Engineering, A v.179-180, p.102-107. 1994.
- [10] BRANAGAN, D.J.; MARSHALL, M.C.; Meacham, B.E., High toughness high hardness iron based PTAW weld materials. Materials Science and Engineering A 428, p. 116–123, 2006.
- [11] Mechanical Behavior of Materials - Marc André Meyers, Krishan Kumar Chawla.
- [12] Wang, Xiang & Zurob, Hatem & Xu, Guang & Ye, Qibin & Bouaziz, Olivier & Embury, David. (2013). Influence of Microstructural Length Scale on the Strength and Annealing Behavior of Pearlite, Bainite, and Martensite. Metallurgical and Materials Transactions A.
- [13] G.E. Fougere, J.R. Weertman and R.W. Siegel, On the hardening and softening of nanocrystalline materials. Nanostructured Materials Journal, v.3, n.1-6, p. 379-384. 1993.
- [14] D.G. Morris, The origins of strengthening in nanostructured metals and alloys. Revista de metalurgia, v.46, n.2, p.173-186. 2010.
- [15] Chieh Fan, Ming-Che Chen, Chia-Ming Chang, Weite Wu, Microstructure change caused by (Cr,Fe)₂₃C₆ carbides in high chromium Fe–Cr–C hardfacing alloys, Surface & Coatings Technology 201 (2006) 908–912.
- [16] M. Kirchgaßner, E. Badisch, F. Frane, Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact, Wear 265 (2008) 772–779.

Capítulo 4 – Resultados

- [17] ZHI, X.; XING, J.; FU, H., “Effect of niobium on the as-cast microstructure of hypereutectic high chromium cast iron”; *Materials Letters* 62, p 857–860, 2008.
- [18] GLEITER, H., *Nanostructured materials: basic concepts and microstructure*. Acta Materialia, v.48, n.1, p.1-29. 2000.
- [19] D. J. Branagan, *Enabling Factors Toward Production of Nanostructured Steel on an Industrial Scale*, *Journal of Materials Engineering and Performance* 14(1):5-9 · February 2005.
- [20] Inoue A., *Recent development and application products of bulk glassy alloys*, *Acta Materialia* Volume 59, Issue 6, April 2011, Pages 2243-2267
- [21] Bulk glassy and nonequilibrium crystalline alloys (part1), *Proc. Japan Acad.*, 81, Ser. B (2005).
- [22] Chi-Ming Lin, Hsuan-Han Lai, Jui-Chao Kuo, Weite Wu, *Effect of carbon content on solidification behaviors and morphological characteristics of the constituent phases in Cr-Fe-C alloys*. *MATERIAL CHARACTERIZATION* 62 (2011) 1124 –1133.
- [23] Software de análisis de espectros de difracción Xpowder, versión 2004.
- [24] CULLITY, B.D.; STOCK, S.R. *Elements of x-ray diffraction*. 3 ed. Prentice Hall. 2001. 520 p.
- [25] Qiang LIU et. al, *Effect of Cooling Rate and Ti Addition on the Microstructure and Mechanical Properties in As-cast Condition of Hypereutectic High Chromium Cast Irons*, *ISIJ International*, Vol. 52 (2012), No. 12, pp. 2210–2219.
- [26] *ASM Handbook, Volume 6A: Welding Fundamentals and Processes*, Thomas Lienert, Thomas Siewert, Sudarsanam Babu, 2011.
- [27] KATO; K. *Abrasive wear of metals*. *Tribology International*. vol 30. 5. p. 333-338. 1997.
- [28] ZUM GAH; K.H. *Wear by hard particles*; *Tribology International*. vol 31. 10. p. 587-596. 1998.
- [29] FUJIMURA. H; NOTOMI. A. *Development of hard overlay welding for high wear resistance*; *IIW DOC XII-1071-88*, 1988.
- [30] CHATTERJEE S., PAL T.K., *Wear behavior of hardfacing deposits on cast iron*; *Wear* 255, pp. 417–425. 2003.
- [31] CHEN H.X., CHANG Z.C., *Effect of niobium on wear resistance of 14% Cr with cast iron*; *Wear* 166 pp. 197–201. 1993.
- [32] BUCHELY M.F., GUTIERREZ J.C., LEON L.M., TORO A., *The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys*, *Wear* 259, pp. 52-61. 2005.
- [33] BUCHANAN V.E., MCCARTNEY D.G., SHIPWAY P.H., *A comparison of the abrasive wear behaviour of iron-chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying*, *Wear* 264, pp. 542-549. 2008.

Capítulo 4 – Resultados

- [34] FRANCIS, J.A.; Principles for open-arc weld deposition of high-chromium white iron surface layers. Adelaide Editor. 1999.
- [35] Sha Liu, Zhijie Wang, Zhijun Shi, Yefei Zhou, Qingxiang Yang, Experiments and calculations on refining mechanism of NbC on primary M7C3 carbide in hypereutectic Fe-Cr-C alloy. Journal of Alloys and Compounds 713 (2017) 108-118.
- [36] T. Ohide and G. Ohira. Solidification of high chromium alloyed cast irons. Institute of the British Foundryman, 76(1):7{14, 1983.
- [37] J. T. H. Pearce. Examination of M7C3 carbides in high chromium cast irons using thin foil transmission electron microscopy. Journal of Materials Science Letters, 2(8):428-432, 1983.
- [38] Vinod Kumar. Formation and morphology of M7C3 in low Cr white iron alloyed with Mn and Cu. ASM International, 12:14-18, 2003.
- [39] Zhou Jiyang. Colour Metallography of Cast Iron - Grey Iron III. China Foundry, 6(4):366-374, 2009.
- [40] Sha Liu, Yefei Zhou, Xiaolei Xing, Jibo Wang, Yulin Yang, and Qingxiang Yang. Agglomeration model of (Fe,Cr)7C3 carbide in hypereutectic Fe-Cr-C alloy. Materials Letters, 183(September):272-276, 2016.
- [41] Mats Hillert. Difusion and interface control of reactions in alloys. Metallurgical Transactions A, 6(1):5-19, 1975.
- [42] M. Hillert, L. Hoglund, and J. Agren. Difusion-controlled lengthening of Widmanstätten plates. Acta Materialia, 51(7):2089{2095, 2003.
- [43] Jean Marc Debierre, Alain Karma, Franck Celestini, and Rahma Guerin. Phase-field approach for faceted solidification. Physical Review E - Statistical, Nonlinear, and Soft Matter Physics, 68(4 1):416041-4160413, 2003.
- [44] Nairn Barnes, Samuel Clark, Sridhar Seetharaman, Patricio F. Mendez, Growth mechanism of primary needles during the solidification of chromium carbide overlays, Volume 151, 1 June 2018, Pages 356-365.
- [45] G. Krauss, Principles of Heat Treatment of Steel, ed. ASM. 1980.
- [46] S. Oyama, The Chemistry of Transition Metal Carbides and Nitrides, ed. B.A. Professional. 1996.
- [47] S. Yamasaki, Modelling Precipitation of Carbides in Martensitic Steel, degree of Doctor of Philosophy at Darwin college, Cambridge, 2004.
- [48] P. Ettmayer, W. Lengauer, Carbides: Transition Metal Solid State Chemistry, Encyclopedia of Inorganic Chemistry, ed. J.W. Sons. 1984.

Capítulo 4 – Resultados

[49] A. Výrostková, et al., Carbide Reactions and Phase Equilibria in Low Alloy Cr-Mo-V Steels Tempered at 773-993 °K. Part I: Experimental Measurements. *Acta Metallurgica*, 46(1): p. 31-38.1998.

[50] JJ. Coronado, Effect of load and carbide orientation on abrasive wear resistance of white cast iron, *Wear* 270 (2011) 823–827.

[51] O.N. Dogan, J.A. Hawk, Effect of carbide orientation on abrasion of high Cr white cast iron, *Wear* 189 (1995) 136-142.

[52] Karl-Heinz Zum Gahr, *Microstructure and Wear of Materials*, Tribology Series, 1987.

[53] K. Wiecek et al., The effect of temperature on the evolution of eutectic carbides and M₇C₃/M₂₃C₆ carbides reaction in the rapidly solidified Fe-Cr-C alloy. *Journal of Alloys and Compounds* 698 (2017) 673-684.

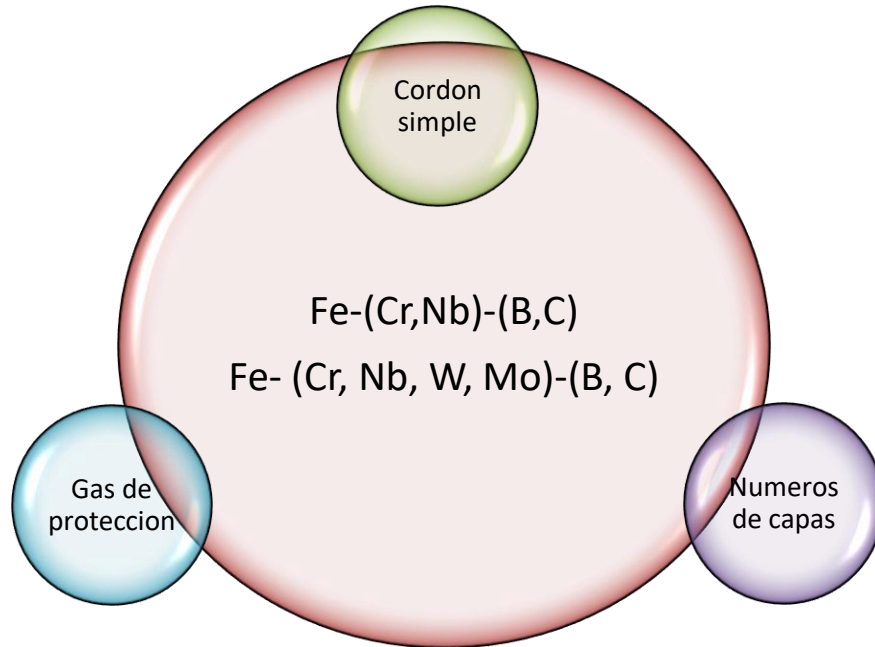
Capítulo 5

Discusión

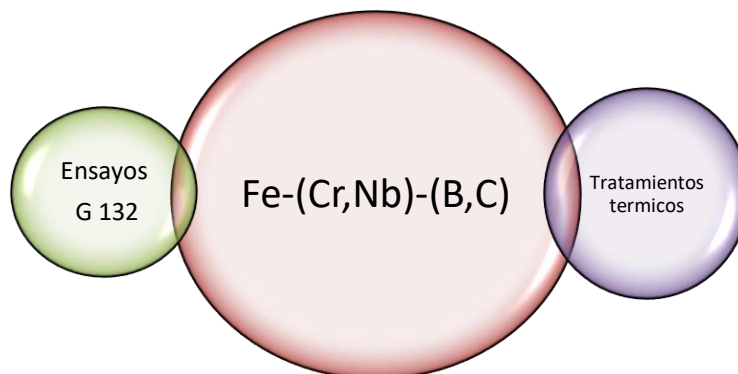
5.Discusión

En el siguiente capítulo se presentan modelos teóricos para discutir relaciones entre las características microestructurales y las propiedades mecánicas de microdureza y de resistencia al desgaste. Para ello se sigue la siguiente secuencia:

Línea Principal



Líneas Auxiliares



Línea Principal

Con el fin de evaluar los parámetros adecuados para soldar los cupones de soldadura se realizaron dos líneas de trabajo que consistieron en la realización de 8 cupones cada una, modificando el calor aportado y la protección gaseosa. Se caracterizó macro y microestructuralmente y se evaluó la microdureza de fases y del cordón. A continuación se presentarán algunos modelos de solidificación observados y las relaciones o modelos entre la micro y las propiedades mecánicas.

5.1. Sistema Fe-(Cr, Nb)- (C,B) y Fe-(Cr, Nb, W, Mo) – (C, B)

5.1.1 Cordón Simple Fe-(Cr, Nb)- (C,B)

El material de aporte utilizado es una aleación base Fe aleada con Cr, Nb, C, B. La elección de estos elementos fue seleccionada para obtener material nanoestructurados o de fases ultrafinas. Es importante alcanzar la composición adecuada y evitar grandes diluciones o mezclas o materiales base no adecuados. Como se comentó en la sección 2.3, la composición química es un factor fundamental en la metalurgia de estos materiales y debe cumplir con las tres reglas empíricas: (1) un alto grado de configuraciones atómicas densas y compactas; (2) nuevas configuraciones atómicas locales que son completamente diferentes de las de las fases cristalinas correspondientes; y (3) homogeneidad de largo alcance con interacción atractiva [1,2].

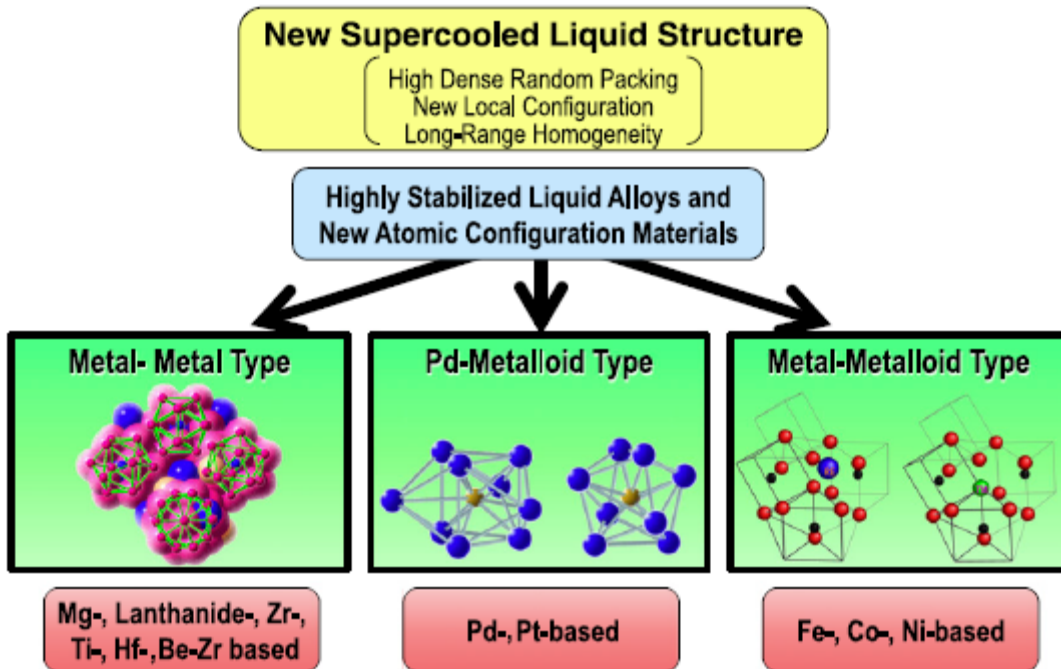


Figura 5.1 Ilustraciones esquemáticas de las características estructurales de las aleaciones vítreas de metal-metal, Pd-metaloide y metal-metaloide [3].

En un análisis más detallado según Innoe [4] las aleaciones vítreas de tipo de metaloide de metal de transición Pd, como el sistema Pd – Cu – Ni – P, consisten en configuraciones densamente compactas

Capítulo 5 – Discusión

de dos tipos de poliedros de pares atómicos de Pd – Cu – P y Pd – Ni – P, mientras que Las aleaciones vítreas de tipo metaloide de Fe – Ln – B y Fe– (Zr, Hf, Nb) –B sistemas ternarios tienen configuraciones atómicas de tipo red en las que un prisma trigonal distorsionado y un prisma antiarquimediano de Fe y B están conectados entre sí en modos de configuración de cara y borde compartidos a través de átomos de adheridos de Ln y metales de transición temprana de Zr, Hf o Nb. Estas configuraciones atómicas ordenadas de tipo icosaédrico, poliédrico y de red (prisma trigonal distorsionado y antiarquimediano) pueden suprimir eficazmente los reordenamientos de largo alcance de los elementos constituyentes que son necesarios para el progreso de la reacción de cristalización. Entre los tres tipos de estructuras, el segundo y el tercero son similares en el punto que contiene la estructura del prisma trigonal, pero son diferentes en que los últimos forman una estructura conectada bien desarrollada de los prismas al compartir sus vértices y bordes. Como resultado, se puede obtener un líquido subenfriado altamente estabilizado, lo que lleva a la formación de GFA incluso por varios procesos de solidificación de enfriamiento lento.

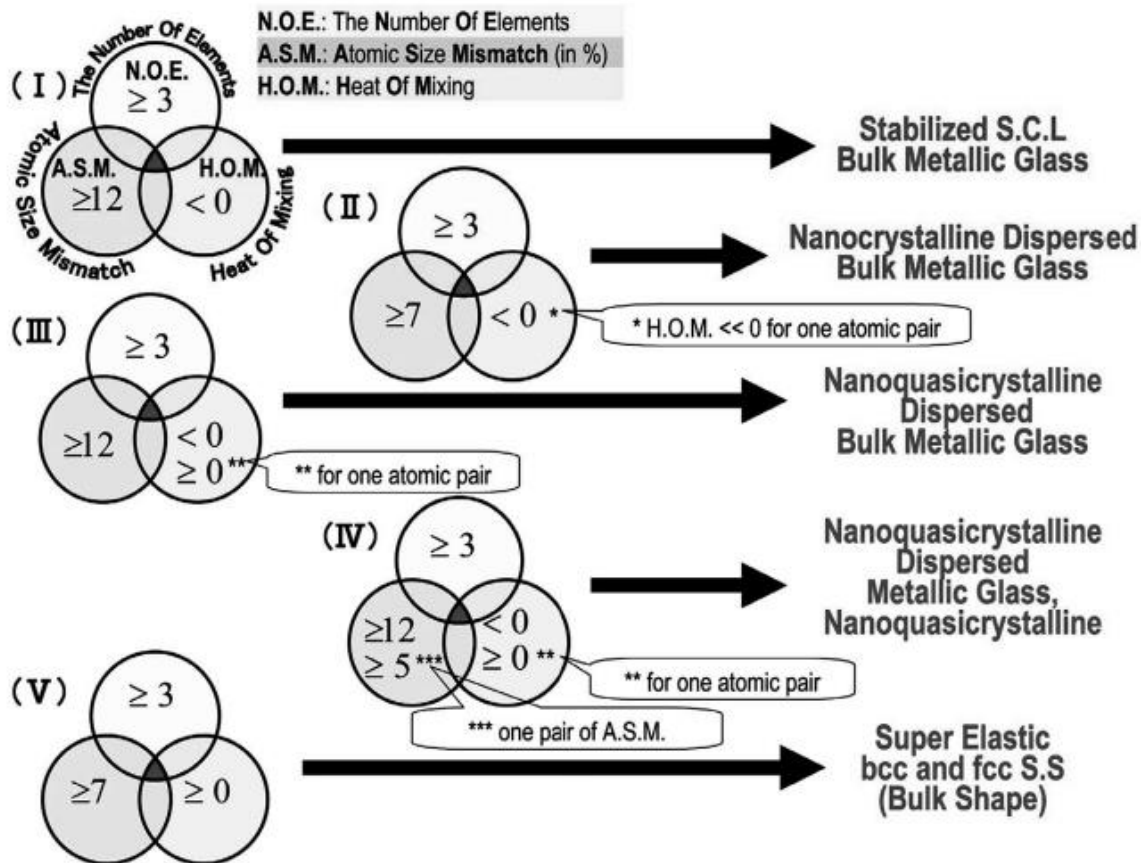


Figura 5.2. Relación entre los factores de la regla de los componentes y la estructura resultante en aleaciones masivas [5].

Las aleaciones vítreas o amorfas masivas descritas anteriormente se han obtenido en sistemas de aleaciones donde se cumplen las reglas de los tres componentes. Cuando alguna de las tres reglas del componente son violadas intencionalmente agregando elementos con calores de mezcla

Capítulo 5 – Discusión

fuertemente negativos ($\Delta H_m \ll 0$), calor de mezcla casi nulo ($\Delta H_m = 0$) o calores positivos de mezcla ($\Delta H_m > 0$) con los otros elementos constituyentes, se forman aleaciones masivas nanocristalinas o nanoquasicristalinas (que contienen una fase nanocristalina para las aleaciones con $\Delta H < 0$ y que contienen otra fase cristalina vítrea, nanoquasicristalina o dendrítica para las aleaciones con $\Delta H = 0$ o $\Delta H > 0$), como se ilustra en la Fig. 5.2. Además, las aleaciones de múltiples componentes que consisten solo en elementos con calor de mezcla positivos y cercano a cero formaran soluciones sólidas supersaturadas de bcc y fcc con tamaños de nanométricos o ultrafinos.

Este último enfoque es el que se utilizará debido a que la aleación en estudio es afectada por dilución con el metal base. La composición del metal de aporte puro, tabla 4.2.3, indica la presencia de varios elementos de aleación de diferente radio atómico y de calor de mezcla negativo, donde los cordones de pasada simple se encuentran fuertemente influenciados por la mezcla con la composición del metal base, principalmente Fe, no alcanzando las reglas para la formación de estructuras vítreas o amorfas [6]. De todas maneras, si se alcanzara la composición de aporte puro no se llegaría a evitar la cristalización debido a que la velocidad de enfriamiento supera la velocidad crítica R_c , descrita en la sección 2.

La operatividad del proceso FCAW bajo gas Ar-20CO₂ y sin protección fue buena. Todos los cupones presentaron bajo nivel de salpicaduras principalmente para realizadas bajo gas. Esto estaría relacionado con el modo de transferencia globular repelido que tienen a formar una gota de transferencia metálica más inestable y como consecuencia con salpicaduras.

Los cortes transversales de los cupones presentaron son tipos de geometrías según la protección del arco, como se indica en la figura 5.3

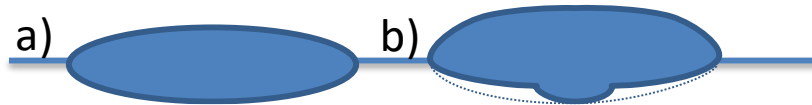


Figura 5.3. Esquema de la forma del cordón, a) Bajo Ar-20CO₂ y b) Sin gas.

En la figura 5.3a se puede ver que la forma del cordón es elíptica y simétrica y mientras que el cordón soldado sin protección gaseosa tiene una línea de fusión con forma de hongo. La penetración en ambas condiciones fue similar pero las probetas sin gas presentaron una mayor tasa de deposición.

La velocidad de fusión (MR) [7], se expresa como se expresa en la ecuación 5.1:

$$MR = \alpha I + \frac{\beta l I^2}{\alpha} \quad (5.1)$$

Capítulo 5 – Discusión

Donde I es la corriente, L es la longitud del pico de contacto al extremo del alambre (figura 5.4), a es el área de la sección transversal del alambre y α y β son constantes. Los valores medidos de α y β para 1,2 mm de alambre de acero al carbono son $\alpha = 0,3 \text{ mm A}^{-1} \text{ s}^{-1}$ y $\beta = 5 \cdot 10^{-5} \text{ A}^{-2} \text{ s}^{-1}$.

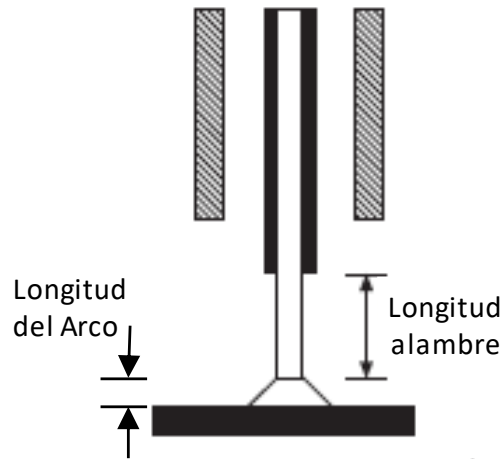


Figura 5.4. Términos utilizados en el arco eléctrico.

A partir de la ecuación 5.1 se puede ver que la tasa de deposición de material es función principalmente de la corriente y luego de la longitud libre del alambre y del material. Como se indicó en el procedimiento experimental la corriente para todas las probetas, comparando con y sin gas, se mantuvo constante pero la longitud libre del alambre se modificó de 18 a 25 mm para las probetas con y sin gas. Este cambio estaría relacionado con la energía de arco que es necesaria para formar las reacciones en la pileta líquida y proveer la protección necesaria al metal fundido [8].

Entonces la longitud libre del alambre justifica el aumento del sobreespesor observado en las probetas soldadas sin gas de protección indicado en las figuras 4.5. En tanto que el cambio en forma de la línea de fusión deberá realizarse un análisis detallado de la fuerza intervinientes en la pileta líquida.

Zacharia et al. [9] ha explicado que la dimensión y la forma de la pileta de soldadura se controlan críticamente mediante el efecto individual y combinado de varios factores como el mecanismo de flujo de fluido, la temperatura de la gota, la temperatura del arco, frecuencia de transferencia de la gota, el tamaño y aceleración de la gota. El mecanismo de flujo de fluido, que es un producto de diferentes fuerzas motrices, juega un papel determinante en el control de la forma de la pileta líquida de soldadura.

Para comprender y mejorar el comportamiento de transferencia metálica es necesario considerar los mecanismos involucrados con más detalle. El comportamiento de transferencia es el resultado de un equilibrio de fuerzas que actúa sobre la gota de metal. Las principales fuerzas involucradas son:

Capítulo 5 – Discusión

- Fuerza gravitacional, F_g ;
- Drag resistencia aerodinámica, F_d ;
- Fuerzas electromagnéticas, F_{em} ;
- Fuerzas de vapor, F_v ;
- Fuerzas de tensión superficial, F_{st} .

Las fuerzas dominantes y su influencia en la transferencia metálica dependen de las condiciones de operación (corriente, voltaje, diámetro del cable, gas de protección, etc.) utilizadas y la transferencia en vuelo libre, el equilibrio de fuerzas estático en el punto de desprendimiento de gotitas se ilustra esquemáticamente en la Fig. 5.5 y se describe mediante una ecuación 5.2 de la siguiente forma:

$$F_g + F_d + F_{em} = F_v + F_{st} \quad (5.2)$$

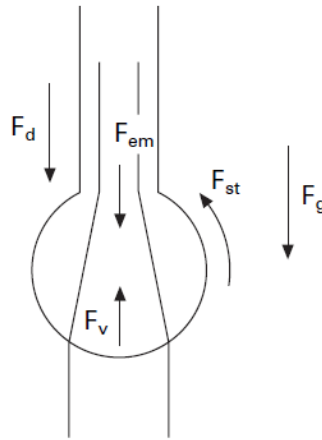


Figura 5.5. Balance de fuerzas en la gota [7].

Si se aplica el modelo descrito de fuerzas intervinientes y se agrega las fuerzas que se producen en la pileta líquida se obtienen los esquemas indicados en las figuras 5.6 y 5.7.

Capítulo 5 – Discusión

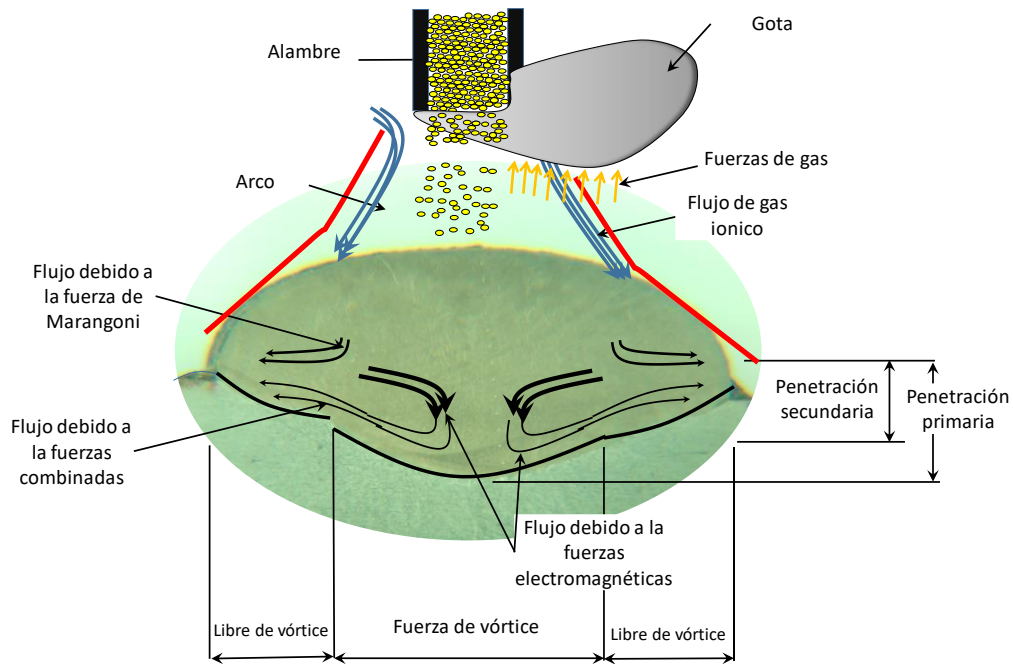


Figura 5.6. Esquema de las fuerzas de transferencia el proceso FCAW sin gas de protección.

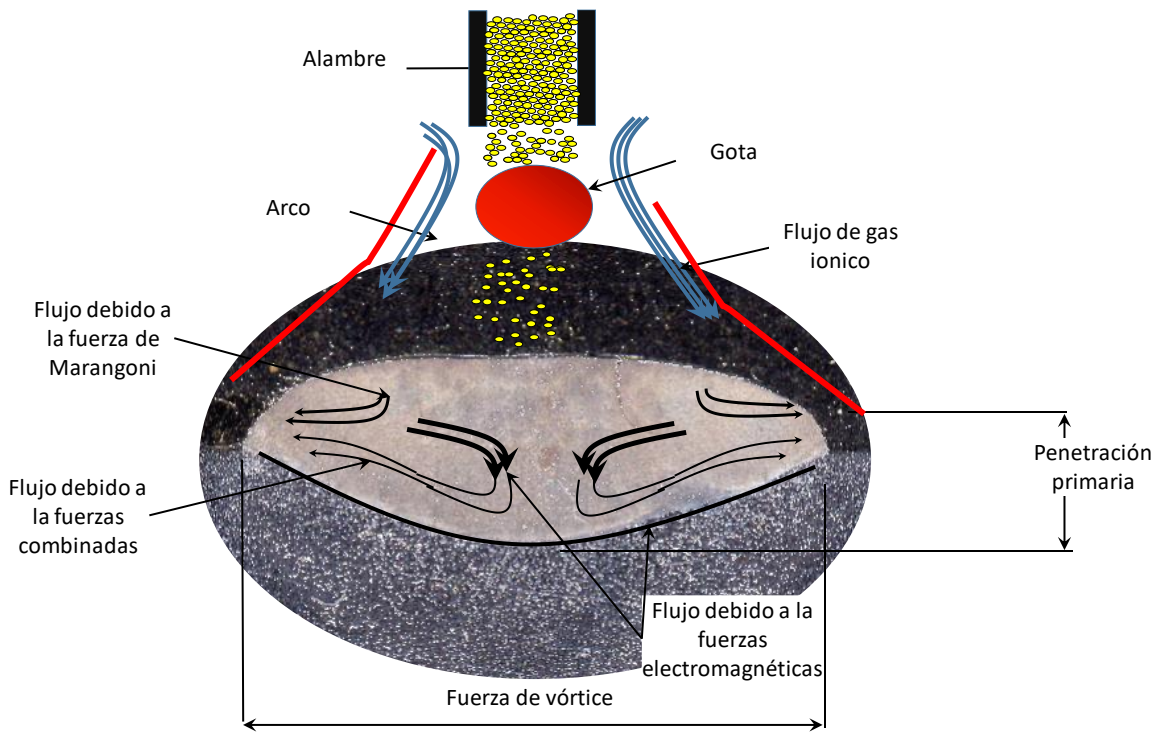


Figura 5.7. Esquema de las fuerzas de transferencia el proceso FCAW bajo Ar-20CO₂.

Capítulo 5 – Discusión

En base a los reportado y lo observado experimentalmente, se infiere que durante los estadios iniciales de formación, desprendimiento y vuelo libre de la gota los dos modos de transferencia son totalmente distintos. Para la condición soldada con gas se obtiene una gota de tamaño del aproximadamente el diámetro de alambre [10] y una fuerza neta de vuelo libre dominado por las fuerzas de gravedad, la electromagnética y la de arrastre en forma positiva a la dirección de movimiento de la gota. En cambio, en los cupones soldados sin protección gaseosa interviene fuertemente la fuerza de vapor lo que produce un empuje en dirección negativa y genera el modo globular repelido característico de este proceso. El tamaño de la gota es mayor a 3 veces el diámetro del alambre y se desplaza en forma lateral al eje del alambre.

Si se completa el ciclo de transferencia metálica y se analiza que ocurre en la pileta líquida, se deberá analizar qué efectos ejercen la fuerza de Lorents, Marangoni en la pileta líquida.

En el presente estudio, la corriente media se mantuvo constante por lo tanto debería haber cambios en la fuerza de Lorentz dentro de la pileta de soldadura. Tal fuerza de Lorentz desarrollada en la pileta de soldadura genera el movimiento hacia abajo, también conocido como movimiento de vórtice forzado [11], del fluido fundido y transmite calor directamente al fondo de la pileta de soldadura.

Además, es cierto que la fuerza de Marangoni y la fuerza de Lorentz actuaron juntas en el campo de flujo para controlar el área de la pileta de soldadura efectiva. Debido al aumento de material depositado, aumenta la temperatura superficial de la pileta de soldadura, y Kou y Wang [12] han informado de que el aumento de temperatura disminuye la tensión superficial, lo que conduce finalmente a un gradiente de temperatura de tensión superficial negativo $\delta\gamma / \delta T$. Más negativo $\delta\gamma / \delta T$ empuja el líquido fundido en la dirección hacia el exterior (mayor ancho). Este cambio de fuerza sumado a las diferencias de tamaño de la gotas y desprendimiento y vuelo libre se traducen en un cordón con mayor sobre espesor y una línea de fusión con forma de hongo.

A partir de los datos obtenidos de la composición del metal de aporte puro, del material base y de los cordones depositados se calcularon los valores promedio de dilución de cada probeta. En la figura 5.1 se muestran los resultados obtenidos junto con los valores de dilución volumétrica determinados en la tabla 4.2.4 .

Capítulo 5 – Discusión

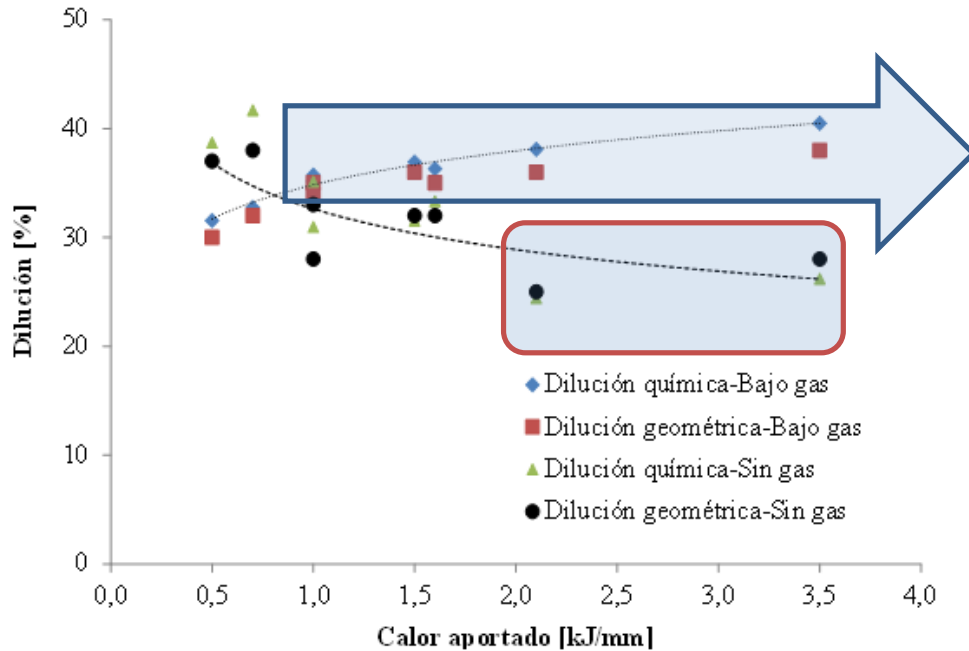


Figura 5.8. Relación entre las diluciones químicas y geométricas en función del calor aportado

En la figura 5.8 se observa una buena relación entre la dilución química y la geométrica. Se observó que en las probetas soldadas bajo gas al aumentar el calor aportado aumentó la dilución, relacionado con la mayor penetración y menor sobremonta, de la figura 4.5. No obstante, también se encontró que la dilución en las probetas soldadas sin gas de protección disminuyó para las condiciones de mayor calor aportado, debido al mayor aporte de material y baja penetración. Esto es consistente con lo observado en los gráficos de penetración y sobremonta y las micrografías de las probetas.

Asimismo, el hecho de que la dilución se haya encontrado entre 25 y 40% para variaciones tan amplias de aporte térmico es también un dato relevante, dada la importancia de la composición química en la formación de nanoestructuras.

Las morfologías de las fases constituyentes pueden exhibir una amplia variedad de arreglos geométricos. Muchas investigaciones recientes informan comportamientos de solidificación y transiciones morfológicas de las fases constituyentes en aleaciones basadas en Fe, basadas en Cu y otras [13-20]. Sin embargo, pocos estudios se han concentrado en los comportamientos de solidificación y las transiciones morfológicas de las fases constituyentes en las aleaciones de Cr-Fe-C. Las transiciones morfológicas de las fases constituyentes dependen directamente de los parámetros de rugosidad de la interfaz sólido / líquido, entropías de fusión, composiciones químicas y fracciones de volumen de las fases constituyentes [20-23]. La entropía de fusión es un criterio

Capítulo 5 – Discusión

conveniente para predecir el comportamiento de cristalización de las fases constituyentes. Los valores de α ($\alpha = \Delta S_f / R$, ΔS_f , entropía de fusión; R , constante de gas), que son menores que 2, implican una tendencia hacia el crecimiento de cristales no facetados, mientras que los valores α mayores favorecen el crecimiento de cristales de formas facetadas.

Recientes trabajos de Chi-Ming Lina [24], realizados en aleaciones Fe-Cr-C modificando el contenido de carbono de 2,3, 3,8 y 5,4% han encontrado las siguientes microestructuras:

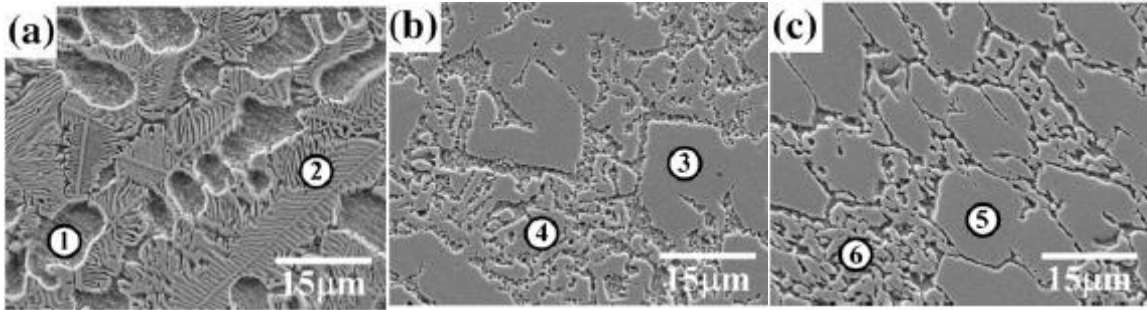


Figura 5.9. Imágenes de las microestructuras Fe-Cr-C con a)2,3%C b)3,8%C y c)5,4%C [24].

En la figura 5.9 (a), los autores [24] observaron que cuando el contenido de carbono está presente como 2,3% en peso, las fases de Cr-Fe dendríticas primarias (α) se forman en las colonias eutécticas circundantes [$\alpha + (\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$]. La microestructura obtenida para la aleación B, que se muestra en la Fig. 2 (b), está compuesta por carburos primarios poligonales ($(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$) y [$\alpha + (\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$] colonias eutécticas. Las observaciones microestructurales también muestran que la aleación C consiste en carburos primarios poligonales ($(\text{Cr, Fe})_{7}\text{C}_3$) con forma hexagonal y colonias eutécticas [$\alpha + (\text{Cr, Fe})_{7}\text{C}_3$] en la figura 5.9 (c).

Capítulo 5 – Discusión

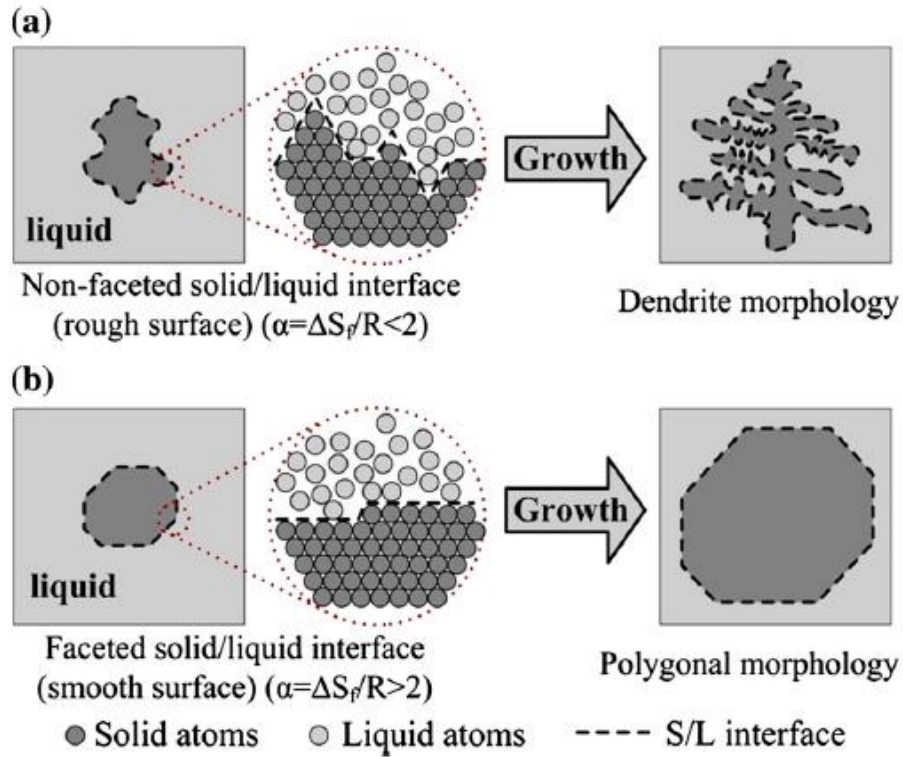


Figura 5.10. Esquema de la forma interfacial sólido y líquido para crecimiento a) no facetado y b) Facetado [21].

La transición morfológica de una fase primaria depende directamente de la forma interfacial sólido / líquido y la entropía de fusión [21]. Las diversas formas interfaciales sólido / líquido se ilustran en la figura 5.10 [21].

Cuando la interfaz sólida / líquida a escala atómica es una superficie relativamente rugosa, la fase sólida asume una morfología dendrítica.

Por el contrario, cuando la interfase sólida / líquida a escala atómica es una superficie relativamente lisa, la fase sólida adopta una morfología poligonal.

La figura 5.10 también muestra la relación entre el valor de α ($= \Delta S_f / R$) y las características morfológicas de la fase primaria.

Los valores de α , que son menos de dos, tienden hacia el crecimiento de cristales no facetados, mientras que los valores α mayores favorecen la producción de formas de crecimiento facetadas [23]. Los autores Chi-Ming Lina [24] midieron el valor α de la fase α primaria en la aleación 2,3 %C y fue de 0.52, que predice una interfaz sólida / líquida no facetada. En consecuencia, la primaria α -fase crece con la geometría dendrítica y tiene una estructura no facetada. Por el contrario, para las condiciones con 3,8 y 5,8% C los valores α primaria de los carburos (Cr, Fe) $23 C_6$ y (Cr, Fe) $7 C_3$ son

Capítulo 5 – Discusión

15.7 y 3.1, que predicen una interfase sólida / líquida facetada. Por lo tanto, los carburos primarios (Cr, Fe) $23\text{C}6$ y (Cr, Fe) $7\text{C}3$ adoptan la forma poligonal con estructuras facetadas.

A continuación, se discutirán los modos de solidificación observados en las probetas en estudio. Se pudieron ver, que, en función del calor aportado y la dilución, se observaron 2 patrones de solidificación, como los reportados y discutidos previamente.

En el primero se forma la fase $\alpha\text{-Fe}$ dendrítica y a continuación, en la zona interdendrítica precipita el eutéctico, constituido por láminas planas y globulares de precipitados del tipo $\text{M}7\text{X}3$ y $\alpha\text{-Fe}$ (figuras 5.11a y 5.11b). El carburo de niobio se forma inicialmente y queda atrapado dentro la fase eutéctica, como se observa en las fotos 5.11.

En el segundo caso encontrado en las muestras con baja dilución (H3 y H5), precipitaron inicialmente los NbC , y posteriormente, con la disminución de la temperatura, nuclean sobre ellos los carboboruros complejos $\text{M}23\text{X}6$, como se indica en la figura 5.11c; finalmente, a partir del líquido remanente se forma el eutéctico, $\text{M}7\text{X}3$ y $\alpha\text{-Fe}$ [25-31], figura 5.11d.

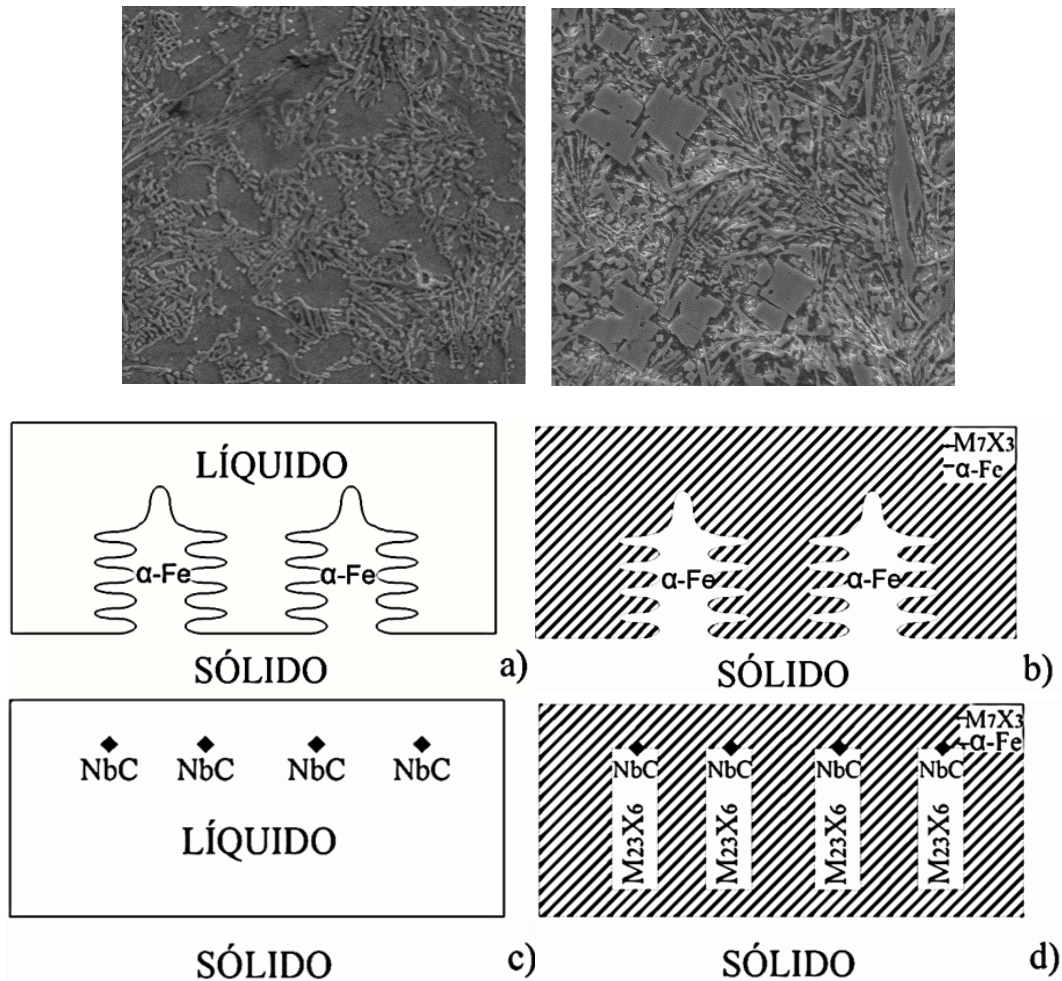


Figura 5.11. Secuencias de las etapas de solidificación dendrítica y facetada.

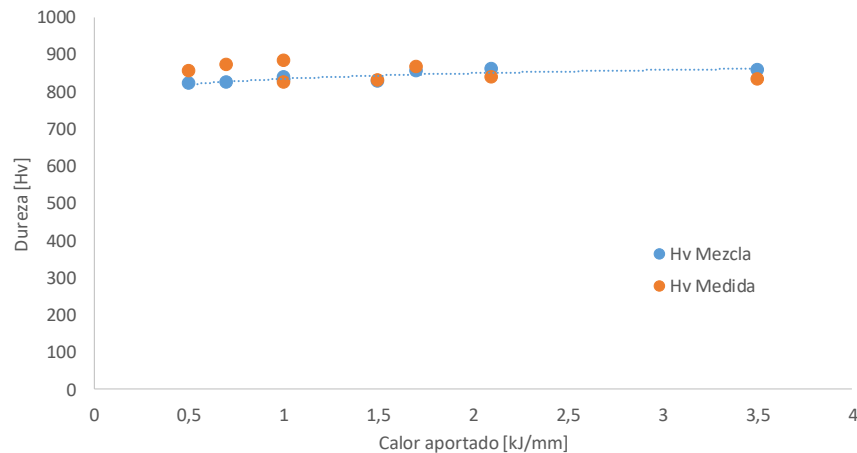
Capítulo 5 – Discusión

La dureza del depósito depende del porcentaje de fases y del porcentaje de las misma [19]. Si se aplica la regla de mezcla se obtiene la siguiente relación:

$$H_{cordon} = H_{eutectico}x \%Eutectico + H_{M23BC6}x \%M23BC6 + H_{\alpha}x \% \alpha \quad \text{ecuación 5.3}$$

El concepto de mezclas o compuestos con partículas distribuidas homogéneamente en la matriz puede aplicarse no solo a los materiales compuestos convencionales y nanocompuestos, como las aleaciones de Al nanocristalinas reforzadas con SiC [32] y las aleaciones amorfas parcialmente cristalizadas [33], sino también incluso materiales nanocristalinos compuestos de granos y límites de grano [34]. Predecir las propiedades mecánicas generales del compuesto es muy importante para el diseño y las aplicaciones de materiales. Ha habido muchos intentos de correlacionar las propiedades mecánicas generales del compuesto y las propiedades de las mismas: por ejemplo, los métodos de variación autoconsistentes [35, 36], las teorías del campo de la media [37], la teoría del desfase de cizallamiento [38], método de elementos finitos (FEM) [39,40] y una regla de mezclas (ROM) [41-43]. Entre ellos, el método más simple e intuitivo para la estimación de las propiedades mecánicas efectivas en términos de su constitución es la ROM. Por lo tanto, aunque el FEM da resultados satisfactorios para problemas con la geometría compleja y la no linealidad de las propiedades del material, la ROM es simple y rápida. La solución para el modelo simplificado también es útil.

A partir de los resultados de microdurezas de fases se obtuvieron los valores de $H_{eutectico}$ de la gráfica 4.32, el H_{α} se consideró 680 Hv y la microdureza del $M_{23}BC_6=1400Hv$, según figura 4.12. Esto valores se reemplazaron en la ecuación 5.3 y se obtuvieron las siguientes gráficas 5.12.



Capítulo 5 – Discusión

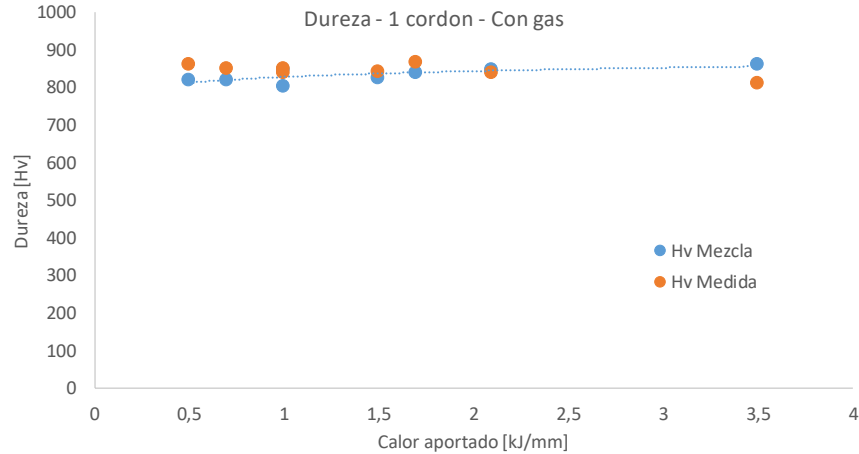


Figura 5.12. Gráfico de dureza en función del calor aportado, sin, y con gas.

Los valores variaron entre 806 y 890 HV, siendo consistentes con lo esperado para este material [44, 45]. Este resultado es interesante debido a que al modificar significativamente el calor aportado y el modo de protección del arco eléctrico la micro dureza no varió sensiblemente.

Se observa una buena correlación entre la dureza HV2 y la calculada por la regla de mezcla. Esto pone de manifiesto que la aplicación de la regla de mezcla es una herramienta rápida y sencilla para obtener la dureza del material compuesto.

Si se desagrega la dureza del cordón con el porcentaje de microdurezas que aporta cada fase se observa en la figura 5.13 que la fase eutéctica es la que más aporta seguida por la fase α -Fe para las probetas con calor aportado menor 1,7%. En tanto que las fases más duras como los carburos de Niobio presentaron una fracción en volumen menor al 3% con la consecuente poca o casi nula influencia en la dureza.

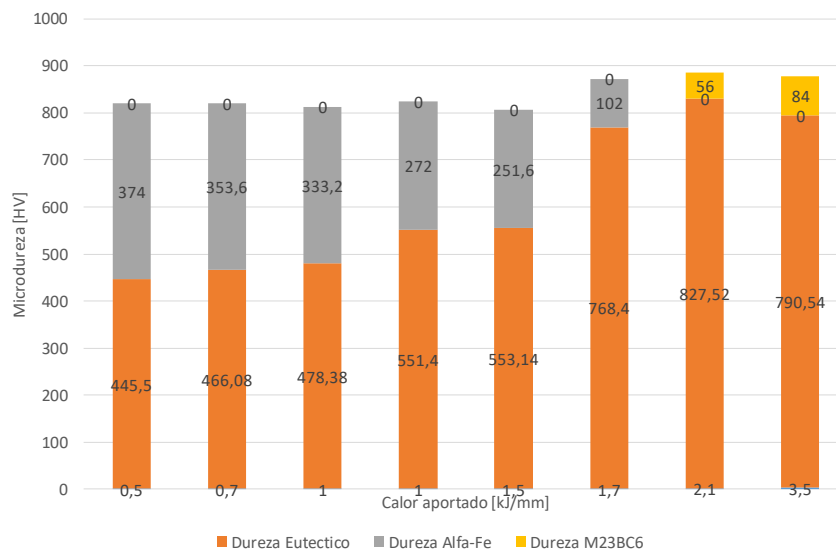


Figura 5.13. Porcentaje de microdureza de fases.

Capítulo 5 – Discusión

5.1.2 Cordón simple Fe-(Cr, Nb, W, Mo) – (C, B)

En la siguiente sección se discutirá sobre los resultados obtenidos de la soldadura de 8 cordones simple de una aleación Fe-(Cr,Nb)-(C, B) con la adición de W y Mo. Se analizará el efecto de soldar con y sin protección y con diferentes calores de aporte. Esto permitirá entender y comprender la relación entre microestructura y propiedades mecánicas para definir los parámetros operativos para los recargues en capas.

La operatividad de todas las probetas soldadas fue óptima. Los cordones presentaron bajos niveles de salpicadura y cordones uniformes. En las soldaduras realizadas sin protección gaseosa se observó escoria en los laterales de los cordones. En todas las muestras se encontraron fisuras transversales características del alivio de tensiones [46, 47].

En la Figuras 5.14 y 5.15 a y b se presenta la variación de la dilución y el área fundida en función del calor aportado. Dichos valores de dilución y área fundida se calcularon a partir de mediciones realizadas sobre los cortes transversales [48].

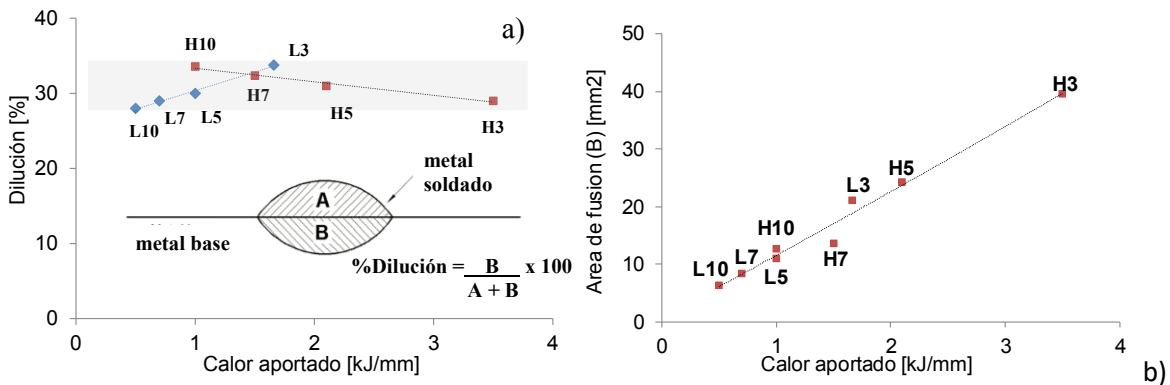


Figura 5.14. a) Relación entre la dilución, b) el área fundida del metal base en función del calor aportado para las probetas soldadas bajo Ar-20CO2.

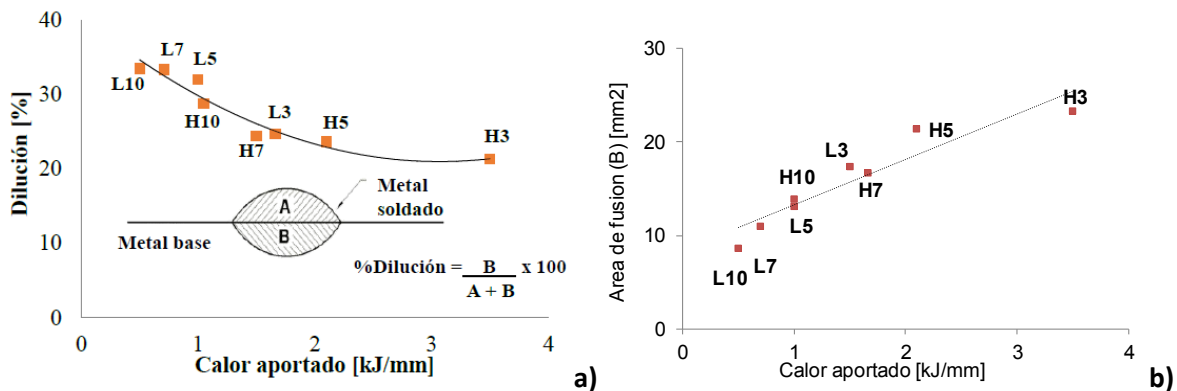


Figura 5.15. a) Relación entre la dilución, b) el área fundida del metal base en función del calor aportado para las probetas soldadas sin gas

Capítulo 5 – Discusión

El porcentaje de dilución se encontró entre 21 y 34 % para las distintas condiciones de soldadura. Esto estaría asociado a que la tasa de fusión aumentó en la misma medida que la cantidad de material depositado con el aporte térmico, ver graficas 5.14. Las probetas con igual calor aportado, L5=H10 y H7=L3, presentaron leves diferencias respecto de la dilución a pesar haber cambiado un 50% los valores de tensión y corriente. Esto estaría relacionado con un aumento en la eficiencia de fusión para las probetas soldadas con mayor potencia eléctrica [25]. Este resultado es importante debido a que el cambio de los parámetros de soldadura no presentó variaciones significativas en la dilución, lográndose mayor espesor de recubrimiento sin aumentar la dilución.

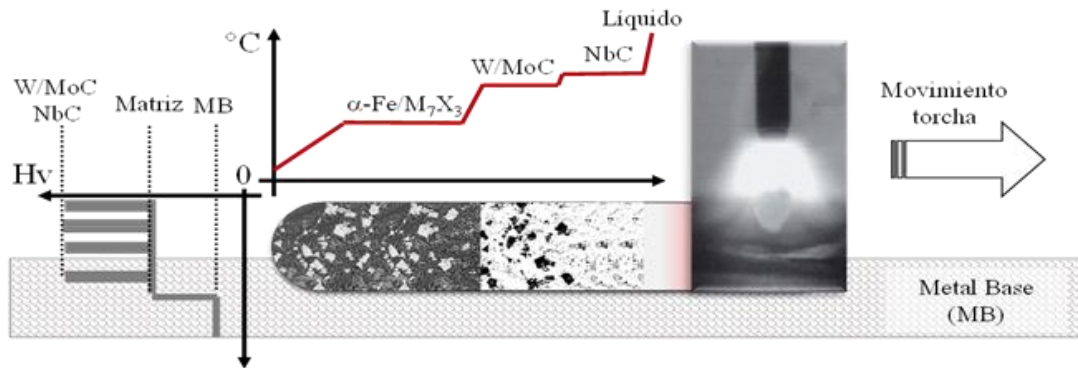
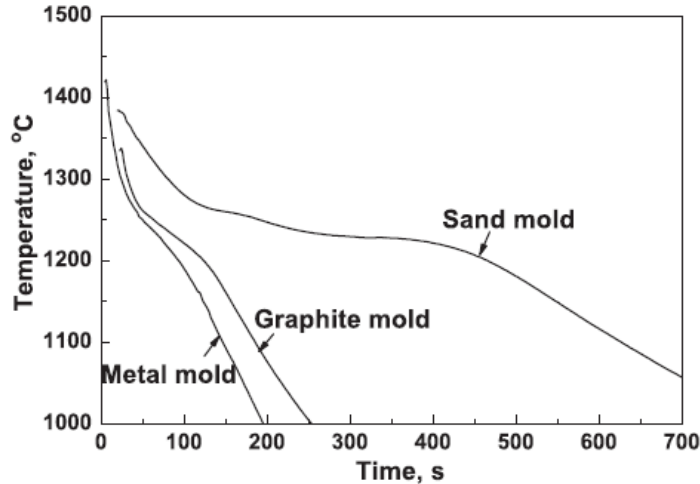


Figura 5.16. Esquema de solidificación del sistema Fe-(Cr, Nb, Mo, W)-(C, B).

En la figura 5.16 se propone un modelo de solidificación del sistema Fe-(Cr, Nb, Mo, W)-(C, B). Se observaron estructuras complejas, siendo el resultado de la solidificación de un sistema multifásico, formado por una aleación con 9 elementos en elevadas concentraciones. Se puede ver que el primer precipitado en aparecer durante la solidificación fue el NbC [24], el cual actuó como sitio de nucleación para la formación de los carboboruros de Mo/W. Asimismo, se observaron carburos primarios alargados del tipo M₂₃C₆. Posteriormente el líquido remanente se transformó en el eutéctico formado por γ -Fe o α -Fe y M₇(BC)₃ [20]. La austenita fue observada sobre zonas segregadas. Dicha fase se produciría debido a la mayor concentración de elementos de aleación en dichas zonas, lo que produciría su estabilización.

Trabajos recientes realizados por Qiang LIU [50] sobre una aleación Fe-Cr-C, estudiaron el efecto de la velocidad de enfriamiento, figura 5.17, y la adición de agentes de nucleación (Ti). En la figura 5.18 se muestran micrografías e imágenes binarias de los HCCI hipereutécticos con diferentes velocidades de enfriamiento sin adiciones de Ti.

Capítulo 5 – Discusión



5.17. Velocidades de enfriamiento realizadas sobre una aleación Fe-Cr-C con 1,5%Ti. [50]

Qiang LIU [50] observó que, si la velocidad de enfriamiento aumenta, la probabilidad de nucleación de los carburos primarios de M7C3 aumenta debido al aumento del grado de enfriamiento insuficiente de la precipitación. Con velocidades de enfriamiento bajas, los carburos primarios M7C3 crecen más grandes y más gruesos, porque el tiempo de crecimiento se hace más largo. Por lo tanto, con el aumento de la velocidad de enfriamiento, el tamaño de los carburos primarios de M7C3 disminuirá y se distribuirán de manera relativamente uniforme. Además, el número de carburos primarios M7C3 aumentará a altas tasas de nucleación.

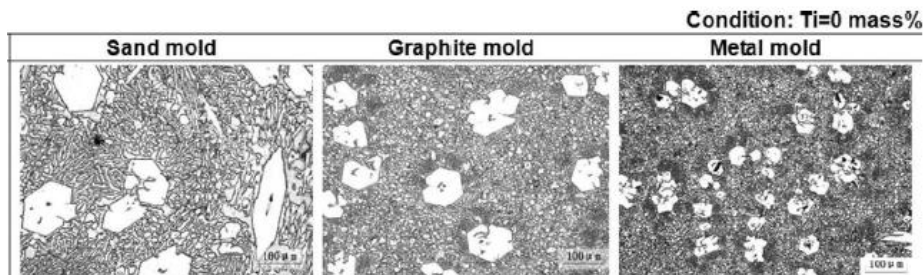


Figura 5.18. Diferentes microestructuras formadas bajo 3 velocidades de enfriamiento en una aleación Fe-Cr-C [50].

Ademas, Qiang LIU et. al.[50] analizó que ocurre con la adición de Ti hasta 3% y encontraron que la microestructura consistió en carburos primarios M7C3 con una estructura columnar hexagonal, carburos eutécticos M7C3 con forma irregular, carburos TiC con una estructura cúbica y una matriz que contiene principalmente una fase austenita (γ). Fue evidente a partir de las fotografías en la figura 5.19 que, en el caso de la adición de Ti, el tamaño de los carburos primarios de M7C3 disminuyó a medida que aumentó la velocidad de enfriamiento.

Capítulo 5 – Discusión

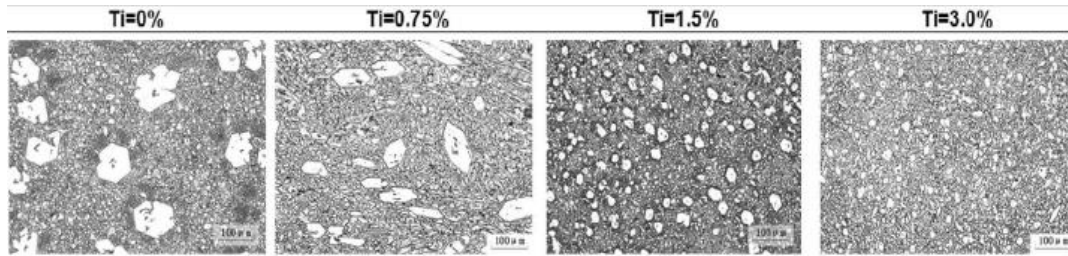


Figura 5.19. Diferentes microestructuras con adición de Ti en una aleación Fe-Cr-C [50].

De la discusión anterior, se resume que el tamaño de los carburos primarios M7C3 de los HCCI (High Chromium Cast Iron) hipereutéticos se puede refinar tanto por adición de Ti como por aumento de la velocidad de enfriamiento. Además, el número de carburos eutéticos M7C3 aumenta y, en consecuencia, la estructura eutética se refina mediante una mayor velocidad de enfriamiento en ambos casos sin una adición de Ti y con una adición de Ti.

Si ahora se analiza lo observado en la aleación Fe-(Cr, Nb, W, Mo)-(C,B) se puede ver una gran similitud con los mecanismos de solidificación reportados. Para todas las probetas, las soldadas bajo gas y sin protección, el tamaño y la distancia media de los carburos de Mo/W y el espaciado del carburo eutético fue más fino con la disminución del calor aportado. Esto estaría relacionado con la variación de la velocidad de solidificación producto del cambio de calor aportado [49].

La dureza del depósito depende del porcentaje de fases y del porcentaje de las misma [19]. Si se aplica la regla de mezcla se obtiene la siguiente relación:

$$H_{\text{cordon}} = H_{\text{eutectico}} \times \% \text{Eutectico} + H_{\text{M23BC6}} \times \% \text{M23BC6} + H_{\text{MoWBC}} \times \% \alpha \quad \text{ecuación 5.4}$$

En las figuras 4.29 y 4.30 se pueden ver las composiciones de microdureza de cada fase. En ambos casos el porcentaje de fase eutética fue preponderante, por lo tanto, es de esperar en base a la ecuación 5.4 que la dureza del cordón se aproxime a la dureza del eutético excepto para las probetas con menor dilución, H3 hasta H5 (sin protección gaseosa), que presentan una fracción 21 y 14 de carboboruros M23BC6 de gran dureza.

En la figura 5.20 se presentan las graficas de dureza de los cordones soldados con y sin gas

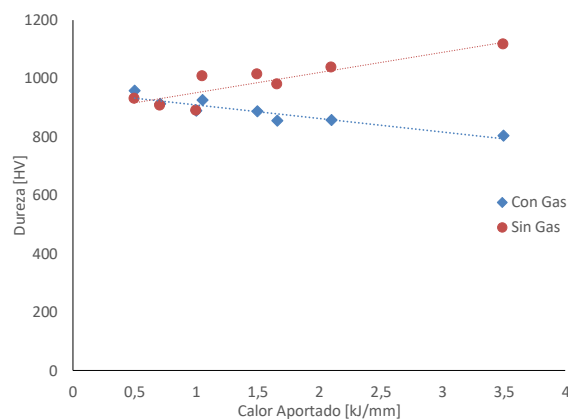


Figura 5.20. Dureza de los cordones soldados con y sin gas de protección.

Capítulo 5 – Discusión

Los valores variaron entre 1150 y 900 HV, siendo consistentes con lo esperado para este material [44, 45]. Este resultado es interesante debido a que al modificar significativamente el calor aportado y el modo de protección del arco eléctrico la micro dureza no varió significativamente. Por lo tanto, se concluye que para soldadura de recargue utilizar el mayor calor aportado y sin protección gaseosa. Esto asegura un ahorro en el gas de protección, una reducción en los tiempos de soldadura debido al mayor aporte de material y una microestructura adecuada para condiciones de abrasión.

Capítulo 5 – Discusión

5.2. Cordón múltiple Fe-(Cr, Nb)- (C,B) y Fe-(Cr, Nb, W, Mo) – (C, B)

Para poder estudiar y comparar el efecto de la soldadura con y sin gas de 1 y 2 capas sobre las propiedades de dureza y desgaste de la aleación Fe-(Cr, Nb)-(C, B) y Fe-(Cr, Nb, W, Mo)-(C, B) se fijaron los parámetros según la condición H3 analizada en la sección previa.

En base a las mediciones de composición química del metal de aporte puro y los valores de composición química medidos en cada probeta, tablas 4.12, y 4.16, se calculó la dilución química y la comparamos con la medida a partir de las cortes metalográficas y se obtienen la siguiente gráfica, figura 5.21:

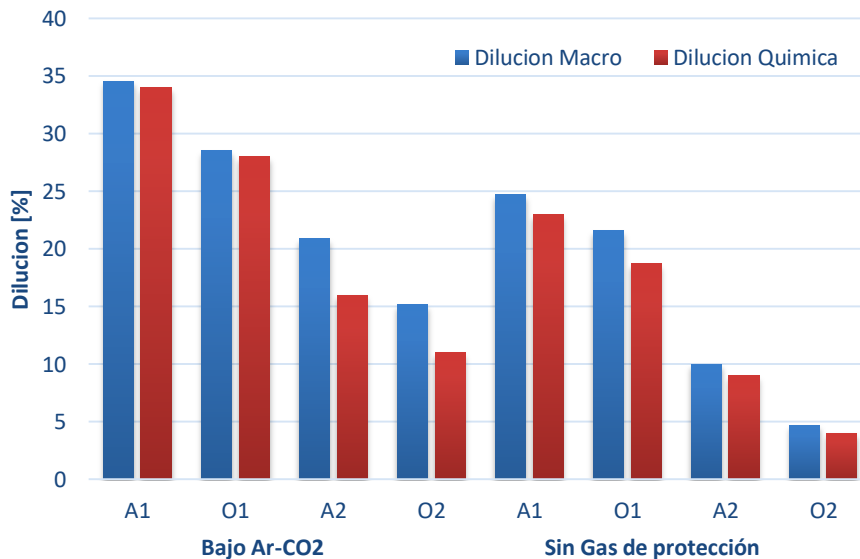


Figura 5.21. Dilución macro y química de todas las probetas

Se puede ver en la figura 5.21 que los cálculos de dilución realizados sobre las macrografías tienen una buena aproximación y que las diferencias estarían relacionadas con errores de procesamientos de datos. Además, se observa que las probetas sin protección gaseosa presentaron los menores niveles de dilución, para igual condiciones. Este estaría relacionado con la penetración y tasa de deposición que fue discutido en la sección 5.1. Además, se observó que el consumible más aleado presento la menor dilución. La diferencia de dilución entre aleaciones podría ser explicadas por cambios producidos en la fuerza de Marangoni en la pileta líquida debido a las diferencias de elementos de aleación [12].

El modo de solidificación se caracterizó por la precipitación inicial de carburos de Niobio, de alto punto de fusión [51] que sirvieron de sitio de nucleación de los carboboruros alargados M23BC6. Diferentes autores han planteado que la energía superficial entre los núcleos heterogéneos y la fase de cristalización tiene un efecto importante sobre la formación del núcleo y depende de la estructura de las dos caras cristalinas en contacto (condición de disposición, tamaño del átomo y espaciado interatómico de las caras del cristal). El valor de ajuste de la red bidimensional más favorable en carburos de niobio que actúan como núcleos heterogéneos es según la interface

Capítulo 5 – Discusión

M7C3(0001)//NbC(111)[52]. Finalmente, el último líquido remanente transformo en eutéctico α -Fe y M7BC3. Este tipo de solidificación fue observada en cordones simples con baja dilución descriptos en la sección previa.

Investigadores han analizado las etapas de crecimiento del carburo de cromo alargados [53-56], se ha reportado un trabajo reciente con microscopía láser de barrido confocal (CSLM) [57]. Las observaciones indicaron que las facetas y la punta de la aguja tienen diferentes mecanismos de crecimiento, la punta crece rápidamente, probablemente controlada por la difusión y los lados crecen lentamente de manera facetada, probablemente controlada por cinética interfacial.

La teoría original del crecimiento de la aguja controlada por la difusión en estado estable propuesta por Zener [58] consideró la ecuación general de la difusión que describe el alargamiento controlado por la difusión de una aguja sin comprometerse a un perfil de difusión exacto que rodea la aguja, y la mayoría de las teorías subsiguientes sobre el alargamiento se basaron en este concepto. Hillert [59] encontró que el modelo de Zener no era exacto para altas supersaturaciones y desarrolló un modelo modificado al que se hace referencia en la literatura como el modelo de Zener-Hillert [60-63]

Debierre et al. [64] desarrollaron una simulación de solidificación de fase para estructuras facetadas. Su modelo se basó en el supuesto de que la difusión en el sólido es la misma que en el líquido, y que la forma de la aguja es parabólica; estas hipótesis no son adecuadas para el sistema Fe-Cr-C, donde la difusión en el sólido es despreciable, mientras que la forma de las agujas no es parabólica.

Recientemente trabajos realizados por Nairn Barnes et. al.[65], trataron de predecir la tasa de crecimiento de las agujas de carburo primario en la aleación Fe-Cr-C, teniendo en cuenta los mecanismos de crecimiento mixto y la geometría facetada. Además de la teoría, el crecimiento de carburos se observó in situ utilizando CLSM.

Nairn Barnes et. al. [65] propusieron que para los CCO, las caras externas de la aguja suelen ser facetadas, lo que sugiere un crecimiento controlado por la interfaz. Los experimentos que realizaron indicaron que el engrosamiento de las agujas por el crecimiento de la faceta es mucho más lento (en dos órdenes de magnitud) que el crecimiento de la punta de la aguja, lo que respaldó la hipótesis del crecimiento controlado por la interfaz. Independientemente del mecanismo de crecimiento de facetas, el modelo desarrollado fue válido para todos los casos en que la punta crece por difusión y el engrosamiento de las agujas es mucho más lento que el crecimiento longitudinal, por lo que se desacopla los dos mecanismos de crecimiento. En la figura 5.22 se presenta el modelo propuesto con sus condiciones de borde.

Capítulo 5 – Discusión

$x = 0, r' < r_0$	$C = C_E$	needle tip
$r' = r_0, x < 0$	$\frac{\partial C}{\partial r'} = \frac{J}{D}$	needle side
$r' \rightarrow \infty$	$C = C_0$	melt far from needle

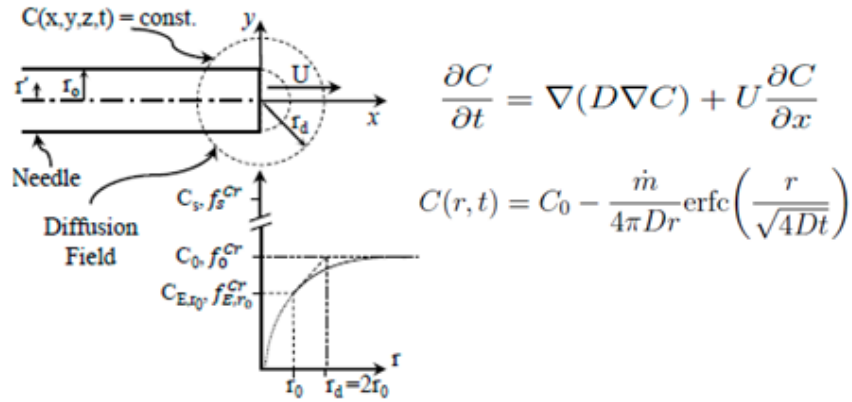


Figura 5.22. Modelo de crecimiento del carburo M23X6 propuesto por Branes [65].

Los videos in situ [65] mostraron el crecimiento de las agujas de carburo primarias claramente en la superficie de la masa fundida. Los carburos se muestran en la Figura 5.23 en el cuadro donde se midió el valor r_0 .

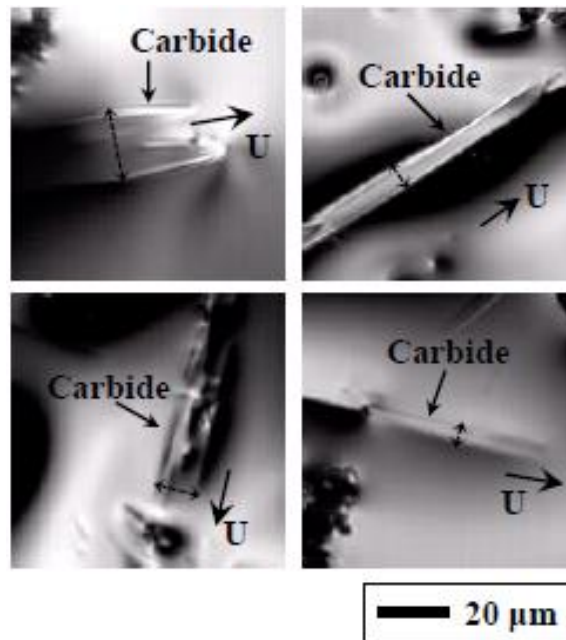


Figura 5.23. Imágenes utilizadas para el cálculo de crecimiento longitudinal [65].

Capítulo 5 – Discusión

Nairn Barnes et. al.[65] determinaron el crecimiento longitudinal de los cuatro carburos mediante mediciones manuales cuadro por cuadro, y los resultados se muestran en la Figura 5.24. Las predicciones del modelo las superpusieron con las mediciones experimentales y demostraron una buena concordancia entre el modelo y las observaciones. Los resultados de los modelos de Zener (Ecuación 12, asumiendo $\lambda = 1$) y Zener-Hillert (Ecuación 13) también se muestran en las gráficas para comparación. Ambos modelos prevén la tasa de crecimiento, de manera consistente con la consideración del transporte de masa de difusión en toda la longitud de la aguja, en lugar del tratamiento más representativo considerando la difusión concentrada en la punta.

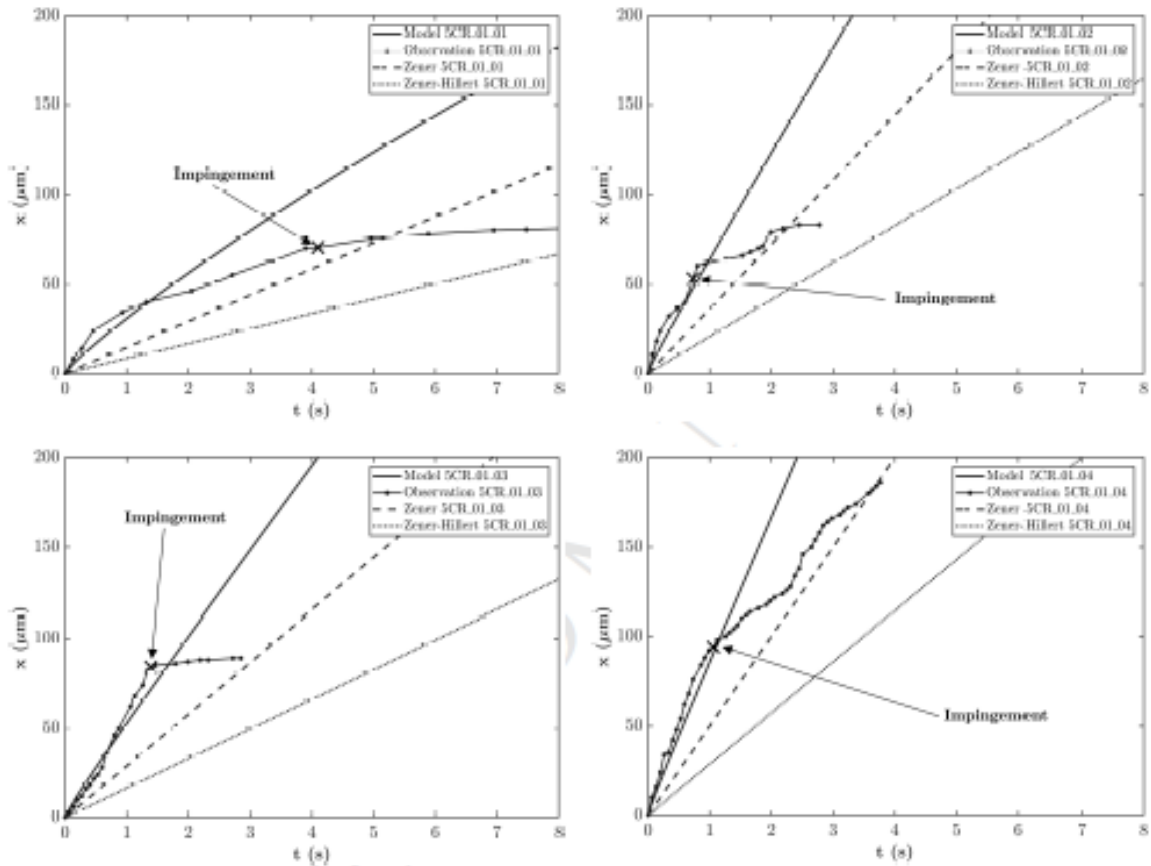


Figura 5.24. Cuadro comparativo de resultados teóricos y los observados in-situ[65].

La Figura 5.25 muestra las cuatro imágenes de carburos en el punto de impacto entre carburos alargados [65]. El impacto suave fue definido por Nairn Barnes et. al.[65] como el momento en que observaron por primera vez que el campo de difusión de otro carburo interactuaba con el carburo en crecimiento. Los círculos de puntos negros en la medida indican el campo de difusión del carburo (rd) y las flechas representan la distancia entre la interfaz de avance y el carburo que incide.

Capítulo 5 – Discusión

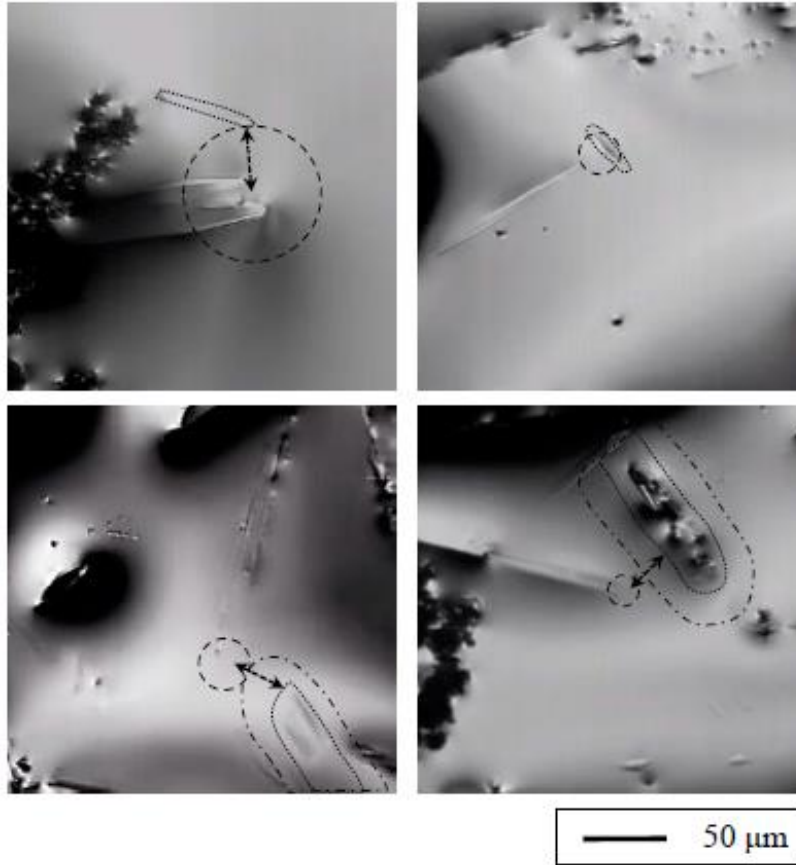


Figura 5.25. Secuencia de imágenes que muestra el choque durante el crecimiento de carburos [65].

Si bien el modelo propuesto por Barns predice con bastante precisión el crecimiento del carburo alargado, este no define la dirección de crecimiento. Trabajos realizados por Coronado [66] y Dogan [67] lograron controlar la dirección de solidificación mediante la extracción adecuada del calor a través de los moldes concluyendo que la dirección de extracción de calor controla la dirección de crecimiento.

En base a lo comentado recientemente y sumando el análisis realizado sobre el efecto de la velocidad de enfriamiento y la inclusión de partículas o fases nucleantes se puede resumir que la solidificación de los carboboruros alargados fue perpendicular a la línea de fusión, que el tamaño lateral de los mismos estuvo levemente influenciado por la velocidad de enfriamiento de cada cordón y que se presentaron interrupciones de crecimiento debido a interferencias con otros carburos.

Diferentes autores [67-70] han encontrado que existe una relación lineal entre la dureza y la resistencia al desgaste. Si se analiza la relación encontrada en las probetas de estudio se observa que existe una buena tendencia lineal en los resultados, aunque con leve dispersión, ver figura 5.26. Se puede ver que las probetas aleadas con W/Mo presentaron la mejor resistencia al desgaste.

Capítulo 5 – Discusión

Además, en ambas series, en base a las imágenes de la superficie de desgastada se observó que la presencia de carburos de niobio tiene una gran importancia debido a que ofrece una eficaz barrera contra el arado de la arena [71]. El efecto de dilución y dureza fue más marcado en las probetas Fe-Cr,Nb-C,B.

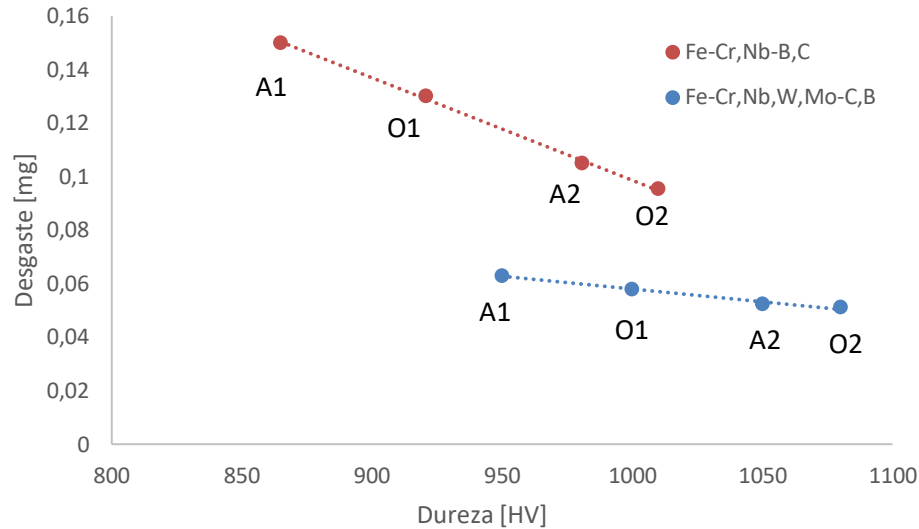


Figura 5.26. Relación entre la tasa de desgaste y dureza de todas las condiciones.

En base a lo observado de las superficies desgastadas se propone el siguiente modelo de desgaste:

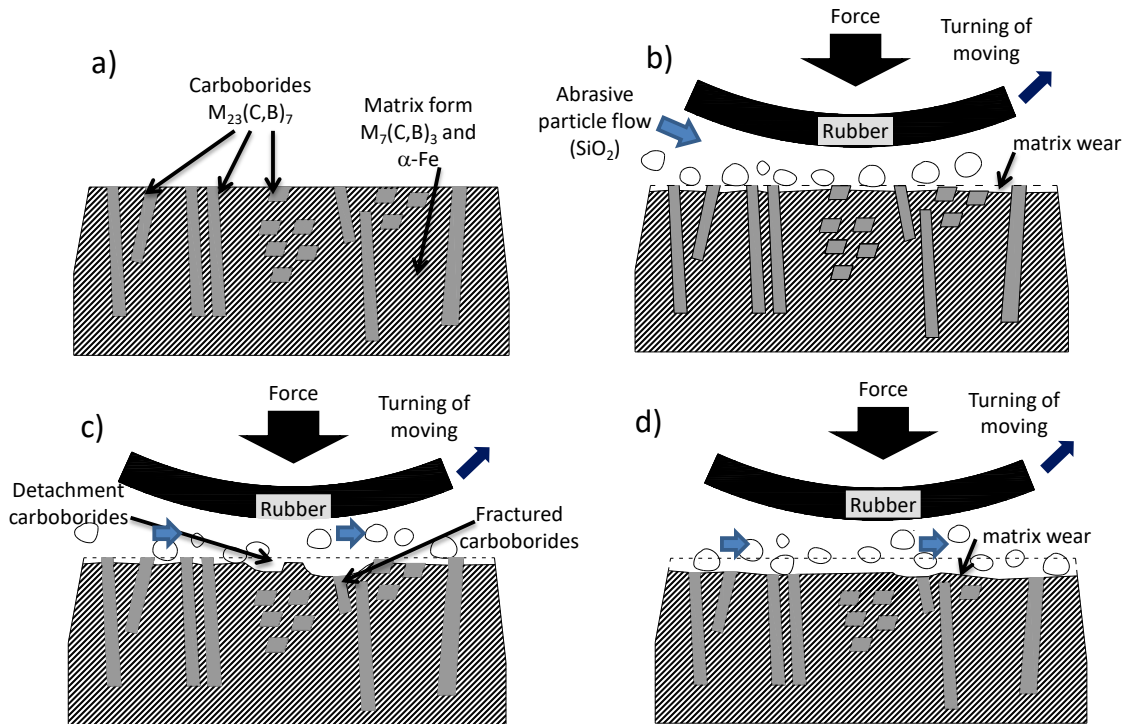


Figura 5.27. Secuencias de desgaste abrasivo a) Muestra antes de la abrasión; b) Desgaste preferencial de la matriz; c) Fractura de los carboboruros elongados; d) reinicio del proceso de desgaste [72].

Capítulo 5 – Discusión

En la figura 5.27 se muestra 4 etapas del proceso de desgaste abrasivo propuesto por Gualco et. Al [72] el cual consistió en: las partículas abrasivas golpean e impactan la superficie del revestimiento duro, erosionan preferentemente la matriz eutéctica y gradualmente rayan y desgastan la matriz. Esta acción aumenta gradualmente y los carboboruros M23(C,B)6 quedan expuestos al arado, lo que reduce la resistencia contra el esfuerzo de impacto externo y provoca grietas o desprendimiento de los carboboruros alargados. Esto promueve aún más el desgaste de la matriz.

Estudios realizados por Gahr [68], han analizado el efecto de la orientación, el tamaño, la dureza y la fragilidad de los componentes de refuerzo y/o la matriz sobre el desgaste abrasivo y los tabula según el siguiente esquema de la figura 5.28.

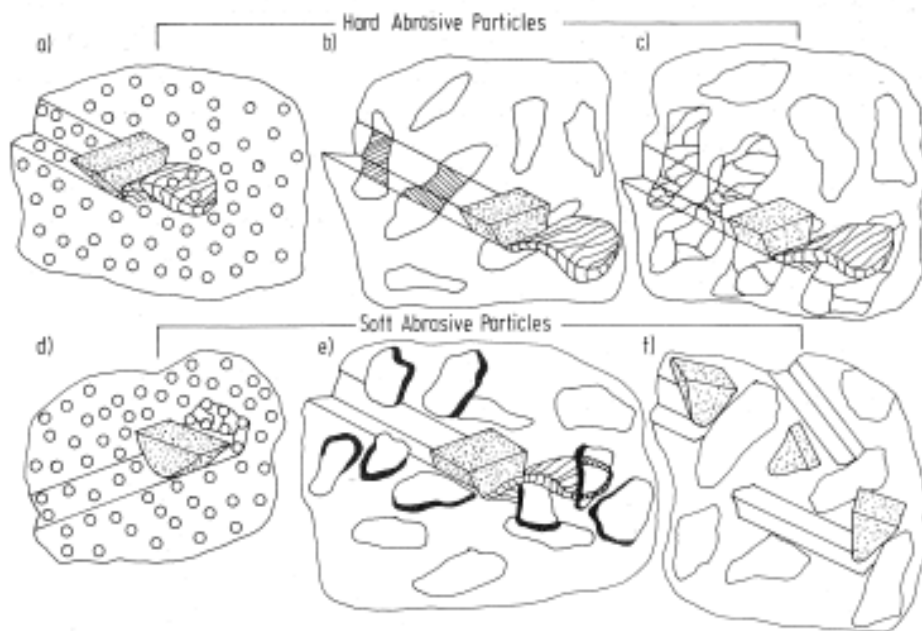


Figura 5.28. Efecto de las fases sobre la resistencia al desgaste [68].

En general, propone Gahr [68] que la interacción entre las partículas abrasivas y los carburos se puede describir mediante el arado, el corte, el corte y la fractura, y la extracción de los carburos y quizás el desgaste de las partículas abrasivas. Esto se muestra esquemáticamente en la figura 5-28. Las partículas abrasivas duras pueden extraer fácilmente los carburos pequeños. Los carburos dúctiles que son más grandes que el promedio de las ranuras de desgaste se cortan con abrasivos duros. Los carburos frágiles se cortan y se agrietan. Las partículas blandas abrasivas pueden extraer carburos pequeños o producir grandes pozos. La profundidad de indentación de las partículas abrasivas blandas se reduce sustancialmente con carburos duros. Los carburos grandes unidos de manera defectuosa a la matriz se pueden extraer deslizando partículas abrasivas suaves. Los carburos grandes fuertemente adheridos a la matriz pueden desafilarse o fracturar partículas abrasivas suaves, es decir, abrasivas. Las partículas solo pueden atacar la matriz más blanda. Esto

Capítulo 5 – Discusión

puede resultar en carburos sobresalientes que finalmente se fracturan debido a la falta de soporte por parte de la matriz.

En base al mecanismo propuesto anteriormente se desprende que una de las fases más importantes que controlan la resistencia al desgaste abrasivo es la presencia de fases duras grandes, como los precipitados alargados descritos en las micro 4.19. Esto fue confirmado con lo observado en las imágenes confocal de la figura 4.22 que indican que las zonas sin presencia de carboboruros alargados el desgaste o arado fue mayor. A su vez, la presencia de carburos complejos de W/Mo, que rodean a los carburos de Nb, juegan un papel importante en resistencia al arado impidiendo la abrasión del material y mejorando la resistencia al desgaste.

5.3. Resistencia al desgaste abrasivo en recargues sometidos a tratamiento térmico post- soldadura.

En la siguiente sección se estudiará el efecto del tratamiento térmico a 500, 600, 700, 800 y 900 C en cupones dos capas y soldados con protección gaseosa. Se relacionará la microestructura con propiedades mecánicas y de desgaste.

La microestructura del material en estudio, en condición como soldado, está formada por carburos de Niobio, carboboruros alargados y la fase eutéctica.

En las imágenes SEM de las probetas tratadas térmicamente entre 500 y 900 °C, presentadas la figura 4.22 se encontró que el carboboruro alargado no presentó modificaciones mientras que el carboboruro eutéctico mostró un engrosamiento entre las probetas tratadas desde los 500 a los 800 °C. Esto es consistente con lo observado en los espectros de difracción. Además se observó la precipitación de pequeños carburos M_6X ($M=Cr,Fe$; $X=C,B$) sobre la matriz α -Fe. Esto estaría asociado con la pérdida de solutos de la matriz nanoestructurada. En la probeta tratada a 900 °C se puede ver una disolución parcial de los carburos eutécticos y la coalescencia de los carburos secundarios del tipo M_7X_3 .

Trabajos recientes de K. Wiecezrak et al. [73] han estudiado el efecto de la temperatura en la evolución de la reacción de carburos eutécticos y carburos M_7C_3 / $M_{23}C_6$ en la aleación de Fe-Cr-C rápidamente solidificada. La microestructura de la aleación investigada fue obtenida por colada y estaba compuesta de dendritas primarias con ramas secundarias de solución sólida de Fe-Cr con M_7C_3 ($M = Cr$ y / o Fe) eutéctica muy fina, similar a una barra, como los carburos predominantes y una pequeña cantidad de carburos $M_{23}C_6$. Las estructuras cristalinas de los carburos se presentan en la figura 5.28.

Capítulo 5 – Discusión

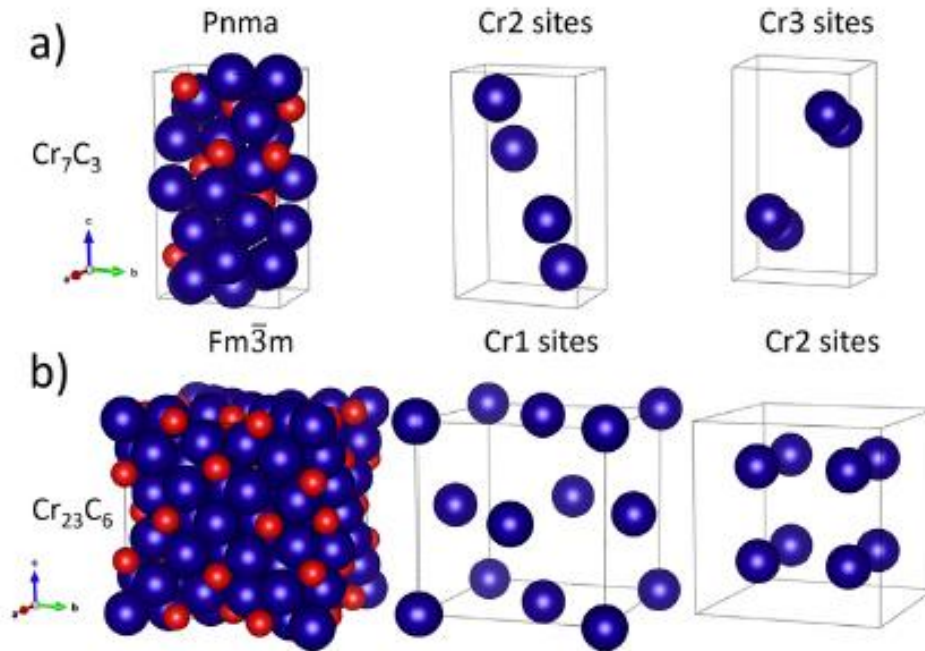
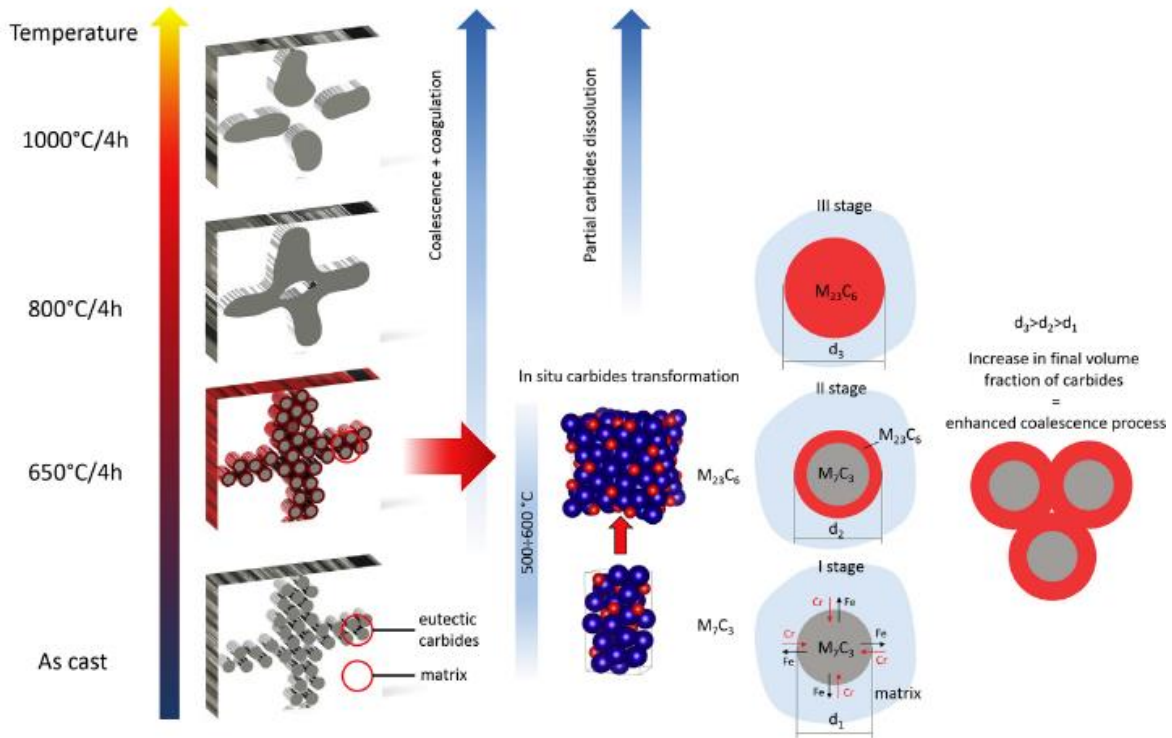


Figura 5.28. Celda Cristalográfica de los carburos Cr_7C_3 y $Cr_{23}C_6$ [73]

Los autores K. Wiecezrak et al. [73] reportaron que, durante el calentamiento, la transformación $M_7C_3 / M_{23}C_6$ se desarrolló en el rango de temperatura entre 500 y 600 ° C. La primera etapa de la transformación de carburos fue la difusión ascendente de cromo desde la matriz a M_7C_3 , que se refleja en el crecimiento anormal de parámetros de red por encima de 400 C. Cuando la concentración de cromo en M_7C_3 alcanzó el nivel requerido, el carburo ortorrómbico M_7C_3 se transforma in situ en el carburo de equilibrio $M_{23}C_6$ cúbico con una simetría más alta de la estructura cristalina. La transformación $M_7C_3 / M_{23}C_6$ da como resultado un aumento significativo en la fracción de volumen final de los carburos, lo que mejora el proceso de coalescencia de los carburos en forma de barra, en la figura 5.29. Después del tratamiento térmico a 650 C (por encima de la transformación $M_7C_3 / M_{23}C_6$), las barras eutécticas comienzan a unirse y formar una red continua (Figura 5.29). Los carburos, después del tratamiento térmico a 800 C, permanecen como una fase sólida y aún representan el contorno de las regiones interdendríticas (Figura 5.29), mientras que el tratamiento térmico a 1000 °C fue suficiente para iniciar el proceso de esferificación de los carburos.

Capítulo 5 – Discusión



5.29. Efecto de la temperatura en los cambios microestructurales de aleaciones Fe-Cr-C [73]

En base al modelo propuesto por K. Wiczerzak se puede tener una buena aproximación de la evolución de los carboboruros eutécticos con lo encontrado las imágenes de microscopia de barrido y de transmisión y espectros de difracción de rayos X, presentados en el capítulo 4 sección 5. Para que la descripción se completa faltaría agregara que en el rango de 900C se observaron carburos secundarios en la matriz α -Fe. El tamaño de los mismos aumentó con el incremento de la temperatura.

En base a los ensayos mecánicos de dureza, discutidos en la sección 4.5.2 y los resultados de desgaste de la gráfica 4.24 se obtiene la relación lineal mostradas en la figura 5.30.

Capítulo 5 – Discusión

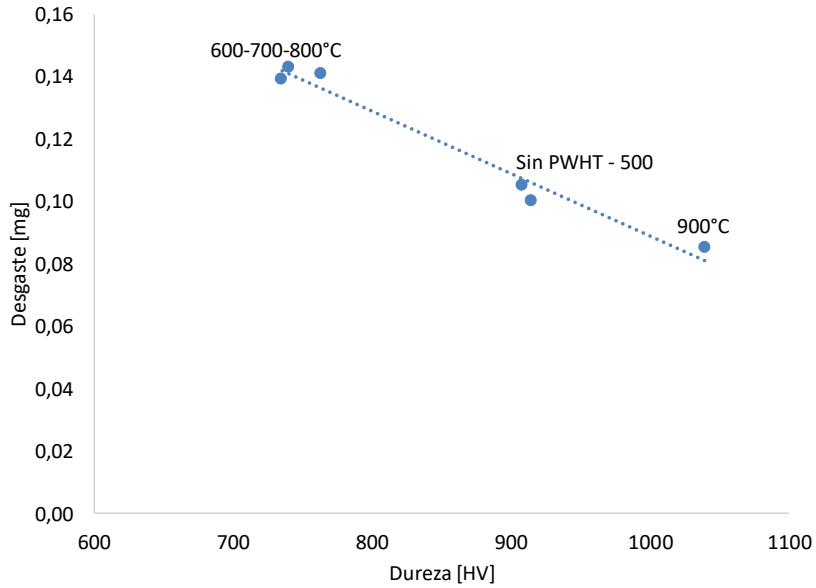


Figura 5.30. Relación entre la dureza y el desgaste de las probetas con PWHT.

Es interesante observar la tasa de desgaste mejoró más de un 60% para las probetas tratadas térmicamente a 900 debido a la presencia de carburos secundarios que mejoraron la resistencia de la matriz α -Fe. Los estadios intermedios de revenido entre 600-800 produjeron el crecimiento de cristallita y la difusión del Carbono que sobresaturaba la red de α -Fe, esto produjo una disminución de la dureza y de la resistencia al arado.

Capítulo 5 – Discusión

5.4. Desgaste de Alta presión.

Con el objetivo de analizar la resistencia de diferentes tipos de fases bifásicas obtenidas en cordones de una pasada en Fe-(Cr, Nb)-(C, B) se realizaron ensayos de desgaste de 2 cuerpos de las 8 condiciones analizadas en la sección 5.1.

La microestructura, descrita en el inicio de este capítulo presenta 2 patrones: uno dendrítico con eutéctico y una fase α -Fe y otro con carboboruros $M_{23}BC_6$ y eutécticos. En la figura 4.29 y 4.30 se presentan en forma detallada las fases.

Recientes estudios Guo et.al.[74], sobre el desgaste abrasivo de carburos eutécticos en una aleación de Fe-Cr – W – Mo – V – C utilizando pruebas de rayado con punta de diamante en muestras pulidas establecieron los mecanismos de desgaste del carburo eutéctico sin protección de matriz, figura 5.31. En la Fig. 5.31 (a), cuando la carga es relativamente pequeña, la profundidad de indentación H_c es comparable a la altura h , que representa el grado en que las dendritas de carburo sobresalen de la matriz después del rayado profundo. Las dendritas abultadas se rompen bajo la fuerza tangencial para convertirse en residuos de desgaste y se vuelven a incrustar en la matriz junto a los carburos originales bajo la función de fuerza normal. Bajo este mecanismo de fractura, la anchura de la dendrita aumentó dando como resultado dendritas parcialmente conectadas entre sí. A medida que aumentó la carga, cuando H_c es mayor que h , como se muestra en la figura 5.31 (b), se formó una gran cantidad de dendritas rotas, parte de estos fragmentos de carburo se volvieron a incrustar en la matriz cerca del sitio de la fractura mientras que otros residuos de desgaste son desplazados por el indentador en el sistema de desgaste desplazándolos y volviendo a incrustar en otra ubicación de la matriz. La figura 5.31 (c) muestra el caso cuando H_c es más grande que la longitud H de la dendrita, en esta condición, el carburo eutéctico se corta de las raíces y se convierte en parte de los residuos de desgaste.

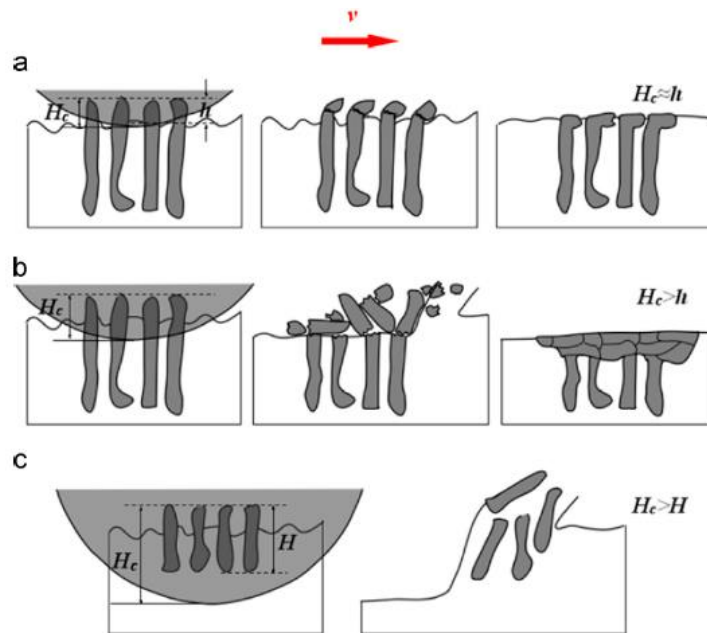
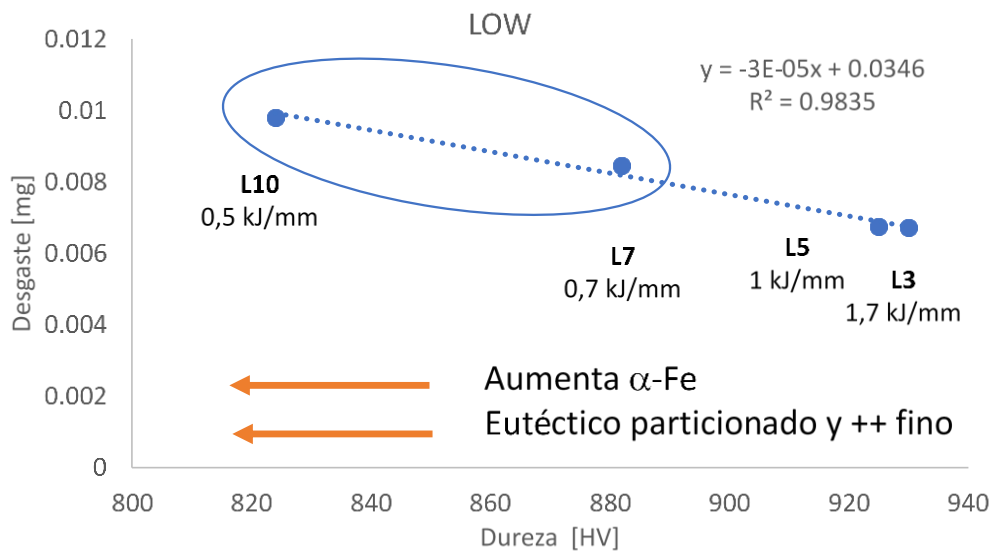


Figura 5.31. Mecanismos de desgaste de carburos eutécticos [74]

Capítulo 5 – Discusión

A partir de lo observado en las imágenes de la superficie desgastada, figura 4.47 y del análisis anterior se puede concluir que la matriz y el carburo eutéctico interactuaron entre sí a través de un mecanismo complejo durante el proceso de abrasión, que influyó directamente en la dispersión de energía, la fractura y el desprendimiento de los carboboruros. En primer lugar, la matriz pudo aliviar efectivamente la alta tensión interna dentro de la región eutéctica por medio de la deformación plástica, retrasando / reduciendo así el inicio de la grieta. Además, cuando la matriz presentó gran ductilidad, solo se observan grietas intergranulares; Si bien sin la protección de la matriz, los carboboruros podrían desprenderse fácilmente y convertirse en residuos de desgaste dentro del surco de abrasión. Esto sugiere que la matriz desempeña el papel de soporte y protección de la fase eutéctica. Además, debido a la deformación plástica y la alta tenacidad de la matriz, las grietas dentro de la dendrita o láminas de carboboruro apenas se extienden dentro de la matriz, lo que indica que la matriz puede prevenir de manera efectiva la propagación de la grieta. Además, los residuos de carburo de diferentes tamaños (ya sea en la escala de dendritas o en grupo) se volverán a incrustar en la matriz con el tiempo. En otras palabras, la matriz en la superficie estará parcialmente cubierta por residuos de carburo con mayor dureza y, posiblemente, coeficientes de menor fricción, que pueden mejorar efectivamente la resistencia al desgaste. También es importante mencionar que en las probetas con menor dureza de la matriz el particular duras de SiC alcanzaron una gran penetraron que produjo surcos profundos que culminaron la incrustación de carburos de silicio y la detención del surco de arado. En las mismas condiciones se encontraron zonas de gran micromaquinado con formación de pequeñas virutas.

A partir de los resultados de desgaste y de la dureza del pin se encontró la relación lineal que se muestra en la figura 5.32. Los valores de dureza fueron medidos sobre la superficie de desgaste.



Capítulo 5 – Discusión

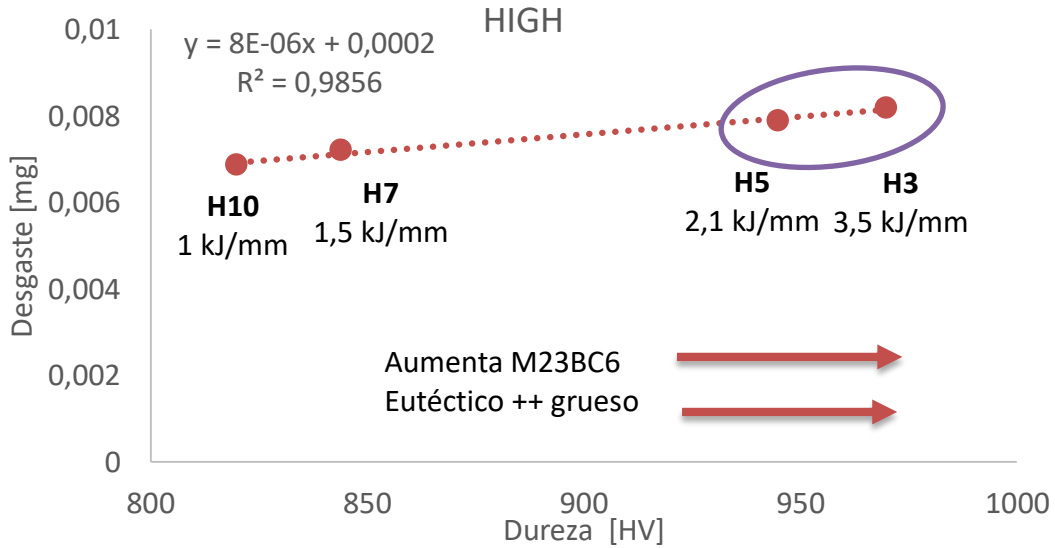


Figura 5.32. Relación entre la dureza del eutéctico y el desgaste.

En base a lo comentado anteriormente y de la curva obtenida en la figura 5.32 se puede ver una buena correlación lineal en los resultados de dureza y desgaste y además que actúan dos mecanismos distintos de desgaste. En la figura 5.33 se presenta el modelo de los mecanismos de desgaste que explicaría lo observado en las gráficas 5.32. En las probetas con bajo aporte térmico, "LOW", se observó una estructura eutéctica de fases duras particionadas y distribuidas en forma columnar que no presentan una gran resistencia al rayado del SiC lo que produce una excesiva deformación plástica y pérdida de peso. Respecto de las muestras soldadas con alto calor aportado se observaron carboboruros en forma de placas de gran resistencia al corte con una menor ductilidad en la interfase matriz-carboboruro lo que produjo el inicio de fisuras y desprendimiento del material.

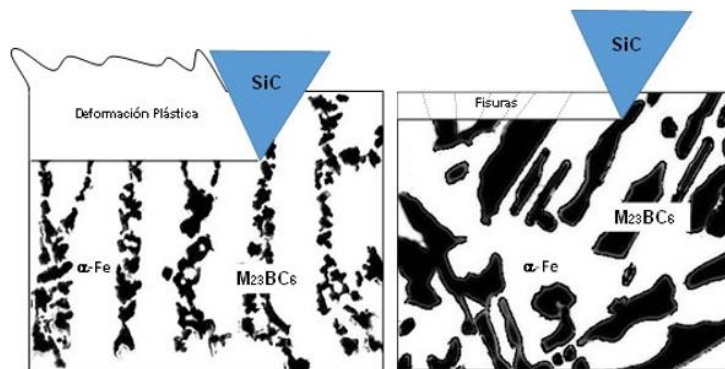


Figura 5.33. Modelo de los mecanismos de desgaste.

Capítulo 5 – Discusión

Bibliografía

- [1] Inoue A., Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys, *Acta Mater* 2000; 48:279.
- [2] Inoue A, Takeuchi A., Recent Progress in Bulk Glassy Alloys, *Mater Trans* 2002;43:1892.
- [3] Inoue A., Recent development and application products of bulk glassy alloys, *Acta Materialia* Volume 59, Issue 6, April 2011, Pages 2243-2267
- [4] Bulk glassy and nonequilibrium crystalline alloys (part1), *Proc. Japan Acad.*, 81, Ser. B (2005).
- [5] Bulk glassy and nonequilibrium crystalline alloys (part2), *Proc. Japan Acad.*, 81, Ser. B (2005).
- [6] Inoue Akihisa, Takeuchi Akira. Recent progress in bulk glassy, nanoquasicrystalline and nanocrystalline alloys. *Mater Sci Eng A* 2010;375–377.
- [7] J. Norrish. *Advanced welding processes: Technologies and process control* - (2006) - 184569130X - Woodhead -
- [8] BONISZEWSKY, T., 1992, "Self-Shielded Arc Welding". Woodhead Publishing Ltd. in Association with the Welding Institute, Cambridge England.
- [9] ZACHARIA, T., ERASLAN, A., AIDUN, D., DAVID, S, "Three-dimensional transient model for arc welding", *Metallurgical Transactions B*, v. 20, n. 5, pp. 645 -659, 198.
- [10] [37] Videos producidos por el CCDJ en el sitio web <https://sites.ualberta.ca/~ccwj/videos/pages/Intro%20High%20Speed/index3.html>.
- [11] LIN, M., EAGER, T., "Influence of arc pressure on weld pool geometry", *Welding Journal*, v. 64, n. 6, pp. 163-169, 1985.
- [12] KOU, S., WANG, Y., "Weld pool convection and its effect", *Welding Journal*, v. 65, n. 3, pp. 63-70, 1986.
- [13] Luan Y, Song N, Bai Y, Kang X, Li D. Effect of solidification rate on the morphology and distribution of eutectic carbides in centrifugal casting high-speed steel rolls. *J Mater Process Technol* 2010;210:536–41.
- [14] Chang CM, Lin CM, Hsieh CC, Chen JH, Wu W. Micro-structural characteristics of Fe-40wt%Cr-xC hardfacing alloys with [1.0-4.0 wt%] carbon content. *J Alloys Compd* 2009;487:83–9.
- [15] Chen SH, Chen CC, Chao CG. Novel morphology and solidification behavior of eutectic bismuth-tin (Bi-Sn) nanowires. *J Alloys Compd* 2009;481:270–3.
- [16] Fras E, Kawalec M, Lopez HF. Solidification microstructures and mechanical properties of high-vanadium Fe-C-V and Fe-C-V-Si alloys. *Mater Sci Eng A* 2009;524:193–203.

Capítulo 5 – Discusión

- [13] Xu CL, Wang HY, Liu C, Jiang QC. Growth of octahedral primary silicon in cast hypereutectic Al-Si alloys. *J Cryst Growth* 2006;291:540–7.
- [17] Souza SA, Rios CT, Coelho AA, Ferrandini PL, Gama S, Caram R. Growth and morphological characterization of Al-Cr-Nb eutectic alloys. *J Alloys Compd* 2005;402:156–61.
- [15] Xie H, Jia L, Lu Z. Microstructure and solidification behavior of Cu-Ni-Si alloys. *Mater Charact* 2009;60:114–8.
- [18] Banda W, Georgalli GA, Lang C, Eksteen JJ. Determination of the phase transformation temperatures of the Fe-Co-Cu-Si system in the Fe-rich corner by thermal analysis. *Metall Mater Trans B* 2008; 39:655–61.
- [19] Matsubara Y, Sasaguri N, Shimizu K, Yu SK. Solidification and abrasion wear of white cast irons alloyed with 20% carbide forming elements. *Wear* 2001;250:502–10.
- [20] Sreeja Kumari SS, Pillai RM, Rajan TPD, Pai BC. Effects of individual and combined additions of Be, Mn, Ca and Sr on the solidification behaviour, structure and mechanical properties of Al-7Si-0.3Mg-0.8Fe alloy. *Mater Sci Eng A* 2007;460–461:561–73.
- [21] Meng G, Lin X, Huang W. The relationship between effective entropy change and volume fraction of the eutectic phases in eutectic microstructures. *Mater Lett* 2008;62:984–7.
- [22] Taylor MR, Fidler RS, Smith RW. Broken lamellar eutectic growth; Structure of the silver-bismuth eutectic. *J Cryst Growth* 1968;3–4:666–73.
- [23] Kurz W, Fisher DJ. *Fundamentals of solidification*. Switzerland: Trans Tech Publications; 1984.
- [24] Chi-Ming Lin, Hsuan-Han Lai, Jui-Chao Kuo, Weite Wu, Effect of carbon content on solidification behaviors and morphological characteristics of the constituent phases in Cr-Fe-C alloys. *MATERIAL CHARACTERIZATION* 62 (2011) 1124 –1133.
- [25] 17. 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.
- [26] ZHI, X.; XING, J.; FU, H., “Effect of niobium on the as-cast microstructure of hypereutectic high chromium cast iron”; *Materials Letters* 62, p 857–860, 2008.
- [27] MAA, A; XINGA, J.; LIUA, S; Li, Y. “Effect of chromium concentration on microstructure and properties of Fe–3.5B alloy”; *Materials Science and Engineering A*, A 527, p. 6800–6808, 2010.
- [28] Mirjana Filipovic and et. Al. Effect of Niobium and Vanadium Additions on the As-Cast, *ISIJ International* 53(12):2160-2166 · January 2013.
- [29] G.C. Coelho, J.A. Golczewski, H.F. Fischmeister, *Metall. Mater. Trans. A* 34 (2003) 1749.

Capítulo 5 – Discusión

- [30] Bramfitt, B. Planar lattice disregistry theory and its application on heterogistry nuclei of metal. *Metall. Trans* 1970, 1, 1987–1995
- [31] *Mechanical Behavior of Materials* - Marc André Meyers, Krishan Kumar Chawla.
- [32] H.S. Kim, M.B. Bush, Y. Estrin, A phase mixture model of a particle reinforced composite with fine microstructure, *Mater. Sci. Eng. A* 276 (2000) 175.
- [33] H.S. Kim, P.J. Warren, B. Cantor, H.R. Lee, Mechanical properties of partially crystallized aluminum based amorphous alloys, *Nanostruct. Mater.* 11 (1999) 241.
- [34] H.S. Kim, M.B. Bush, Y. Estrin, Plastic Deformation Behaviour of Fine-Grained, *Acta Mater.* 48 (2000) 493.
- [35] B. Budiansky, Thermal and Thermoelastic Properties of Isotropic Composites, *J. Composite Mater.* 4 (1970) 286.
- [36] P. Lesle, M. Dong, E. Soppa, S. Schmauder, “Simulation of Inter-penetrating microstructures by Self Consistent Matricity Models, *Scripta Mater.* 38 (1998) 1327.
- [37] O.B. Pederson, The elastic, thermoelastic and plastic behaviour of short fibre metal matrix, *Acta Metall.* 31 (1983) 1975.
- [38] V.C. Nardone, K.M. Prewo, An analytical study on strengthening of particulate reinforced metal matrix, *Scripta Metall.* 20 (1986) 43.
- [39] Y.L. Shen, Effective elastic response of two-phase composites, *Acta Metall. Mater.* 42 (1994) 77.
- [40] M. Dong, S. Scmauder, Modeling of metal matrix composites by a self-consistent embedded cell model, *Acta Mater.* 44 (1996) 2465.
- [41] W. Voigt, *Wied. Ann.* 38 (1889) 573.
- [42] A. Reuss, *Z. Angew. Math. Mech.* 9 (1929) 49.
- [43] R. Hill, The Elastic Behaviour of a Crystalline Aggregate, *Phys. Soc. Lond.* A65 (1952) 349.
- [44] G.E. Fougere, J.R. Weertman and R.W. Siegel, On the hardening and softening of nanocrystalline materials. *Nanostructured Materials Journal*, v.3, n.1-6, p. 379-384. 1993.
- [45] J. Weissmiller, Some basic notions on nanostructured solids. *Materials Science and Engineering*, A v.179-180, p.102-107. 1994.
- [46] Chan, Alvaro & Hannahs, Dan & J. Jellison, Michael & Breitsameter, Michael & Branagan, Daniel & Stone, Harvey & Jeffers, Greg. (2008). Evolution of Drilling Programs and Complex Well Profiles Drive Development of Fourth-Generation Hardband Technology. *SPE/IADC Drilling Conference, Proceedings*.

Capítulo 5 – Discusión

- [47] S Merrick, D. Kotecki, and J. Wu, Materials and applications - Part 2. Welding Handbook, American Welding Society. 1998.
- [48] KUO, S. "Welding Metallurgy", 2 ed. Willey. 2003. 468 p
- [49] ASM Handbook, Volume 6A: Welding Fundamentals and Processes, Thomas Lienert, Thomas Siewert, Sudarsanam Babu, 2011.
- [50] Qiang LIU et. al, Effect of Cooling Rate and Ti Addition on the Microstructure and Mechanical Properties in As-cast Condition of Hypereutectic High Chromium Cast Irons, ISIJ International, Vol. 52 (2012), No. 12, pp. 2210–2219.
- [51] José García, Verónica Collado Ciprés, Andreas Blomqvist, Bartek Kaplan, Cemented carbide microstructures: a review. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials 80 (2019) 40–68.
- [52] Sha Liu, Zhijie Wang, Zhijun Shi, Yefei Zhou, Qingxiang Yang, Experiments and calculations on refining mechanism of NbC on primary M₇C₃ carbide in hypereutectic Fe-Cr-C alloy. Journal of Alloys and Compounds 713 (2017) 108-118.
- [53] T. Ohide and G. Ohira. Solidification of high chromium alloyed cast irons. Institute of the British Foundryman, 76(1):7{14, 1983.
- [54] J. T. H. Pearce. Examination of M₇C₃ carbides in high chromium cast irons using thin foil transmission electron microscopy. Journal of Materials Science Letters, 2(8):428-432, 1983.
- [55] Vinod Kumar. Formation and morphology of M₇C₃ in low Cr white iron alloyed with Mn and Cu. ASM International, 12:14-18, 2003.
- [56] Zhou Jiyang. Colour Metallography of Cast Iron - Grey Iron III. China Foundry, 6(4):366-374, 2009.
- [57] Sha Liu, Yefei Zhou, Xiaolei Xing, Jibo Wang, Yulin Yang, and Qingxiang Yang. Agglomeration model of (Fe,Cr)₇C₃ carbide in hypereutectic Fe-Cr-C alloy. Materials Letters, 183(September):272-276, 2016.
- [58] Clarence Zener. Kinetics of the decomposition of austenite. Trans Aime, 167:550, 1946.
- [59] Mats Hillert. The Role of Interfacial Energy during Solid State Phase Transformations. JERNKONTORETS ANNALER, 141(11):757-789, 1957.
- [60] R. Trivedi and G.M. Pound. Growth Kinetics of Plate-Like Precipitates. Journal of Applied Physics, 40(11):4293-4300, 1969.
- [61] J.W. Christian. The Theory of Transformations in Metals and Alloys. Pergamon, 2002.

Capítulo 5 – Discusión

- [62] Mats Hillert. Difusion and interface control of reactions in alloys. Metallurgical Transactions A, 6(1):5-19, 1975.
- [63] M. Hillert, L. Hoglund, and J. Agren. Difusion-controlled lengthening of Widmanstatten plates. Acta Materialia, 51(7):2089{2095, 2003.
- [64] Jean Marc Debierre, Alain Karma, Franck Celestini, and Rahma Guerin. Phase-field approach for faceted solidification. Physical Review E - Statistical, Nonlinear, and Soft Matter Physics, 68(4 1):416041-4160413, 2003.
- [65] Nairn Barnes, Samuel Clark, Sridhar Seetharaman, Patricio F. Mendez, Growth mechanism of primary needles during the solidification of chromium carbide overlays, Volume 151, 1 June 2018, Pages 356-365.
- [66] JJ. Coronado, Effect of load and carbide orientation on abrasive wear resistance of white cast iron, Wear 270 (2011) 823–827.
- [67] O.N. Dogan, J.A. Hawk, Effect of carbide orientation on abrasion of high Cr white cast iron, Wear 189 (1995) 136-142.
- [68] Karl-Heinz Zum Gahr, Microstructure and Wear of Materials, Tribology Series, 1987.
- [69] Richardson, R., The maximun hardness of strained surfaces and abrasive wear of metal and alloys. Wear 10 (1967) 353-382.
- [70] Larsen-Badse, J., Influence of structure on the abrasion resistance of 1040-steel. Wear 14 (1969) 199-206.
- [71] M. F. Buchely, J. C. Gutierrez, L. M. León, A. Toro, The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys Wear, Volume 259, Issues 1–6, July–August 2005, Pages 52-61.
- [72] Agustín Gualco, Hernán G. Svoboda, Estela S. Surian, Study of abrasive wear resistance of Fe-based nanostructured hardfacing. Wear, Volumes 360–361, 15 August 2016, Pages 14-20.
- [73] K. Wiecezrak et al., The effect of temperature on the evolution of eutectic carbides and M7C3/M23C6 carbides reaction in the rapidly solidified Fe-Cr-C alloy. Journal of Alloys and Compounds 698 (2017) 673-684.
- [74] J. Guo, Y. Feng, L. Liu, X. Xing, Investigation of microstructural damage to eutectic carbides from scratch tests of a heat-treated Fe–Cr–W–Mo–V–C alloy, Wear, Volumes 358–359, 15 July 2016, Pages 137-147.

Capítulo 6

Conclusiones

Capítulo 6 – Conclusiones

6. Conclusiones

6.1 Cordón Simple Fe-(Cr, Nb)- (C,B)

En esta parte del trabajo se evaluó el efecto de los parámetros de soldadura sobre las características de los depósitos de una aleación nanoestructurada base Fe, obtenidos con un alambre tubular por el proceso de soldadura semiautomático, con y sin protección gaseosa, con aportes térmicos entre 0,5 y 3,5 kJ/mm.

- Todas las probetas soldadas presentaron una buena terminación superficial, bajos niveles de salpicaduras y de escorias. La mayoría de ellas fisuraron durante el enfriamiento.
- El modo de transferencia fue globular y globular repelido para las probetas soldadas con gas y sin protección gaseosa respectivamente. El largo libre del alambre se modificó de 18 a 25 mm para las probetas con y sin gas. En consecuencia, la tasa de deposición fue mayor para las probetas soldadas sin gas de protección. En tanto que el cambio en forma de la línea de fusión cambio de elíptica a tipo hongo.
- Se encontró una buena relación entre la dilución química y la geométrica. Se observó que en las probetas soldadas bajo gas al aumentar el calor aportado aumentó la dilución, relacionado con la mayor penetración y menor sobremonta. No obstante, también se encontró que la dilución en las probetas soldadas sin gas de protección disminuyó para las condiciones de mayor calor aportado, debido al mayor aporte de material y baja penetración.
- Asimismo, el hecho de que la dilución se haya encontrado entre 25 y 40% para variaciones tan amplias de aporte térmico es también un dato relevante, dada la importancia de la composición química en la formación de nanoestructuras.
- El material depositado presentó una dilución de 25-28% para las probetas soldadas con los mayores aportes térmicos y de 33-38% para aquellas soldadas con los menores aportes térmicos.
- La microestructura estuvo formada por una matriz de α -Fe, carboboruros ($M7(BC)_3$, $M23(BC)_6$), y NbC. Se observaron variaciones de las fases presentes con el aporte térmico: H3 y H5 (menor dilución) mostraron mayor presencia de $M23C_6$. El tamaño de cristalita, varió de 105 y 125 nm. Se observaron 2 patrones de solidificación: el primero se forma la fase α -Fe y a continuación, en la zona interdendrítica precipita el eutéctico, constituido por láminas planas y globulares de precipitados del tipo $M7X_3$ y α -Fe. El carburo de niobio se forma inicialmente y queda atrapado dentro la fase eutéctica; el segundo, encontrado en las muestras con baja dilución (H3 y H5), precipitan inicialmente los NbC, y posteriormente, con la disminución de la temperatura, nuclean sobre ellos los carboboruros complejos $M23X_6$; finalmente, a partir del líquido remanente se forma el eutéctico, $M7X_3$ y α -Fe [25-31]. Se observó un patrón de segregación dendrítico más fino con menor aporte térmico. En la zona interdendrítica se vio una estructura laminar/globular con el mismo comportamiento. Se observó que la fracción bifásica aumentó al aumentar el calor aportado.

Capítulo 6 – Conclusiones

- La dureza varió con el aporte térmico desde 809 hasta 882 HV. Las probetas con similar aporte térmico presentaron variaciones en la dureza a pesar de tener casi la misma dilución. Se observó que la microdureza de la fase eutéctica aumentó con el aumento de la velocidad de soldadura. También se observó una disminución de la fracción de la fase α -Fe con el aumento del calor aportado y un eutéctico globular/laminar más grueso de menor microdureza. Se detectó la presencia de caboboruros M₂₃X₆ de gran dureza. Por lo tanto, se concluye que soldar con altos parámetros (tensión y corriente) y sin gas de protección optimiza la microestructura y las propiedades mecánicas además de generar un mayor aporte de material.

En síntesis, los resultados presentados muestran que es posible soldar con alto calor aportado, obteniéndose baja dilución del material de recargue, lo que favorece el segundo modo de solidificación, que genera mayor proporción de carburos duros, lo que es deseable en estas aplicaciones.

Capítulo 6 – Conclusiones

6.2 Cordon simple Fe-(Cr, Nb, W, Mo) – (C, B)

-Los recargues duros de aceros multicomponentes nanoestructurados, de reciente creación, presentan un conjunto de propiedades sobresalientes. En esta otra parte del trabajo se analizó la influencia del calor aportado, sobre la dilución, la evolución microestructural y la dureza de depósitos nanoestructurados base hierro con carburos complejos, del sistema Cr-Mo-W-Nb-C-B-Fe. Se soldaron con y sin gas en la configuración “bead on plate”, mediante el proceso de soldadura semiautomático FCAW con protección gaseosa, variando el aporte térmico entre 0,5 a 3,5 kJ/mm.

-Se observó que todas las probetas soldadas presentaron una buena terminación superficial con bajos niveles de salpicaduras, porosidad o inclusiones. La mayoría de ellas fisuró durante el enfriamiento.

-Respecto de los parámetros de soldadura y la geometría del cordón se puede decir que a mayor velocidad de soldadura se produjo una disminución en los valores de ancho de cordón, penetración y refuerzo. El incremento de la potencia eléctrica aplicada generó aumentos en el ancho de cordón, así como sobre la penetración y la altura del refuerzo, en menor medida. Las probetas soldadas con similar calor aportado presentaron variaciones en la geometría de los cordones, principalmente en el ancho. El material depositado presentó una dilución de 28-34% para las probetas soldadas, sin una variación significativa con el aporte térmico.

-Se observaron estructuras complejas, siendo el resultado de la solidificación de un sistema multifásico, formado por una aleación con 9 elementos en elevadas concentraciones. Se puede ver que el primer precipitado en aparecer durante la solidificación fue el NbC [24], el cual actuó como sitio de nucleación para la formación de los carboboruros de Mo/W. Asimismo, se observaron carburos primarios alargados del tipo M₂₃C₆. Posteriormente el líquido remanente se transformó en el eutéctico formado por γ -Fe o α -Fe y M₇(BC)₃. La austenita fue observada sobre zonas segregadas. Dicha fase se produciría debido a la mayor concentración de elementos de aleación en dichas zonas, lo que produciría su estabilización. El tamaño y separación de los carburos W/Mo aumentaron con el aporte térmico. La disminución de la velocidad de soldadura produjo un refinamiento del eutéctico.

-Los valores de dureza estuvieron entre 1150 y 900 HV. Las probetas con similar aporte térmico presentaron similares valores en la dureza. Se observó que la microdureza de la fase eutéctica aumentó con el aumento de la velocidad de soldadura. Se detectó la presencia de carboboruros M₂₃X₆ de gran dureza. Este resultado es interesante debido a que al modificar significativamente el calor aportado y el modo de protección del arco eléctrico, la microdureza no varió significativamente. Por lo tanto, se concluye que para soldar un recargue de este tipo conviene utilizar el mayor aporte térmico y sin protección gaseosa. Esto asegura un ahorro en el gas de protección, una reducción en los tiempos de soldadura debido al mayor aporte de material y una microestructura adecuada para condiciones de abrasión.

En síntesis, los resultados presentados muestran que es posible soldar con alto calor aportado, obteniéndose menor dilución del material de recargue, se observa una mayor cantidad y tamaño de carburos duros tipo M₂₃-X₆ carburos complejo W/Mo.

Capítulo 6 – Conclusiones

6.3. Cordón múltiple Fe-(Cr, Nb)- (C,B) y Fe-(Cr, Nb, W, Mo) - (C, B)

-Los procesos de soldadura semiautomáticos con protección gaseosa (FCAW-G) y sin ella (FCAW-S) a nivel industrial ofrecen esta posibilidad mediante el empleo de consumibles con depósitos base Fe altamente aleados, formando sistemas multicomponentes de última generación que promueven una elevada resistencia a la abrasión. El agregado de W/Mo genera carburos alrededor del NbC formando sistemas de carboboruros complejos en forma de bloque con una distribución regular y confiriendo una elevada dureza a los depósitos. Por tal motivo la adición de elementos no es trivial y surge la necesidad de un estudio más profundo ya que influyen sobre la microestructura resultante afectando la resistencia al desgaste. En este contexto se ha implementado en sistemas Fe-Cr-C la adición de Nb-W-Mo dentro de los consumibles tubulares para lograr depósitos con carboboruros complejos en una matriz α -Fe nanoestructurada. En esta parte del trabajo se evaluó la respuesta al desgaste en dos depósitos de soldadura multicomponentes: Fe-(Nb-Cr)-(C-B) y Fe-(Nb-Cr-Mo-W)-(C-B) para comparar las prestaciones a la abrasión relacionadas con la microestructura obtenida. Encontrándose lo que se concluye en la siguiente síntesis

- Se observa que las probetas sin protección gaseosa presentaron los menores niveles de dilución, para igual condiciones. Este hecho estaría relacionado con la penetración y tasa de deposición. Además, se observó que el consumible más aleado presentó la menor dilución. La diferencia de dilución entre aleaciones podría ser explicada por cambios producidos en la fuerza de Marangoni en la pileta líquida debido a las diferencias de elementos de aleación.

- La microestructura estuvo formada por α -Fe, detectándose la presencia de carboboruros metálicos $(Cr,Fe)_7(B,C)_3$, $(Cr,Fe)_{23}(B,C)_6$ en ambas aleaciones. También se identificaron carburos de Nb para todas las probetas. El tamaño de cristalita fue de entre 80-120 nm para la serie L y 50-80 nm para la serie H.

-El porcentaje de carburos y carboboruros de la serie con alto aporte térmico fue mayor del 70%. El aumento en la cantidad de carboboruros $(Cr,Fe)_{23}(B,C)_6$ para la probeta con dos capas y sin protección gaseosa estaría relacionado con el mayor nivel de elementos de aleación producto de la menor dilución con el sustrato y la mayor tasa de deposición.

-Los valores de dureza de la serie L variaron entre 780 HV, para las probetas soldadas con una capa bajo protección gaseosa, y 1020 HV para la probeta de dos capas y sin protección. Este aumento estaría asociado al incremento en la fracción de carboboruros $(Cr,Fe)_{23}(B,C)_6$.

-La dureza de los depósitos de la serie H, estuvo entre los 900 y 1100 HV. Las probetas con dos capas presentaron los mayores niveles de dureza. No se observaron grandes diferencias entre las probetas soldadas con protección gaseosa y sin ella.

- Se observó que existe una buena tendencia lineal entre la dureza y la tasa de desgaste, aunque con leve dispersión. En base a las imágenes de la superficie de desgastada se observó que la

Capítulo 6 – Conclusiones

presencia de carburos de niobio tiene una gran importancia debido a que ofrece una eficaz barrera contra el arado de la arena [71].

En síntesis, la adición de W/Mo en la aleación Fe-(Cr, Nb, W, Mo) – (C, B) (serie H) produjo la formación de carboboruros en forma de bloque con una distribución uniforme favoreciendo la resistencia al desgaste en un 100% en comparación con la aleación Fe-(Cr, Nb)- (C, B) (serie L). Las probetas soldadas sin gas de protección presentaron menor dilución y, en consecuencia, un incremento de los carboboruros $(Fe;Cr)_{23}(C;B)_6$ que mejoraron levemente la resistencia al desgaste.

Capítulo 6 – Conclusiones

6.4. Resistencia al desgaste abrasivo en recargues sometidos a tratamiento térmico post-soldadura.

-La resistencia al desgaste abrasivo de depósitos obtenidos por FCAW depende de muchos factores, pero principalmente la microestructura define sus propiedades. En este sentido se observó que durante el proceso de soldadura en multipasadas los cordones están sometidos a zonas con elevadas temperaturas, lo que genera transformaciones microestructurales que cambian su resistencia al desgaste. En esta parte del trabajo se analizó la influencia de la temperatura de tratamiento térmico sobre la microestructura, la microdureza y la resistencia al desgaste de depósitos de aleaciones base Fe nanoestructuradas

- La probeta soldada presentó una buena terminación superficial, bajos niveles de salpicaduras y de escorias. La mayoría de los cordones fisuraron durante el enfriamiento.
- El material depositado presentó una alta concentración de elementos de aleación, dentro del sistema Fe-(Nb,Cr)-(C,B).
- La microestructura estuvo formada por una matriz de α -Fe, carboboruros metálicos ($M_7(BC)_3$, $M_{23}(BC)_6$) y NbC.
- En las probetas tratadas térmicamente entre 500 y 800 °C se observó un engrosamiento de los carburos eutécticos. En la probeta tratada a 900 °C se observó una disolución parcial de los carburos eutécticos y el engrosamiento de los carburos secundarios del tipo M_7X_3 .
- Se observó que la dureza del depósito, presentó una disminución hasta los 800 °C y un endurecimiento para la probeta tratada a los 900 °C. En la misma se observó un fuerte aumento de la dureza producto de la presencia de carburos M_6X y M_7X_3 (M:Cr,Fe; X:C,B) de gran dureza.

En síntesis, las probetas de la aleación Fe-(Cr, Nb)- (C,B) tratadas térmicamente entre 600 y 800°C presentaron una menor resistencia al desgaste (30-40%). Se observó que las probetas 900°C presentaron una leve mejoría a la resistencia al desgaste.

Capítulo 6 – Conclusiones

6.5. Desgaste de Alta presión.

Nuevas aleaciones multicomponentes Fe-(Nb,Cr)-(C,B) nanoestructuradas han sido desarrolladas para el recubrimiento de superficiales mediante proceso de soldadura FCAW –S, depositando una fase eutéctica de alta dureza en una matriz α -Fe nanoestructura. Estos materiales diseñados a partir de aleaciones amorfas son propensos a formar fases eutécticas producto del calor de mezcla negativo entre sus elementos de aleación. Además, el porcentaje de esta fase eutéctica, distribución y espaciado entre carboboruros varía sensiblemente con el procedimiento de soldadura. Finalmente, en este trabajo se estudió el efecto de los cambios de la fase eutéctica sobre la resistencia al desgaste de una aleación base Fe aleada con Nb, Cr, C y B. Se soldaron 8 probetas con diferentes velocidades de enfriamiento.

- La microestructura estuvo formada por una baja fracción de carboboruros $M_{23}CB_6$ para las probetas de mayor aporte térmico, y una preponderancia de fases eutécticas M_7CB_3 en una matriz α - Fe.
- Se observó que el porcentaje de eutéctico y la separación entre carboboruros aumentaron con el incremento del calor aportado.
- La microdureza presentó una relación lineal con el espaciado eutéctico. La resistencia al desgaste fue óptima para eutécticos laminares y con poca fase α -Fe.

En síntesis, las probetas que presentaron una menor tasa de desgaste fueron las de un aporte térmico de entre 1,0 a 1,7 kJ/mm. Se encontró una buena correlación lineal en los resultados de dureza y desgaste y además observó que actuaron dos mecanismos distintos de desgaste. En las probetas con bajo aporte térmico, se observó una estructura eutéctica de fases duras particionadas y distribuidas en forma columnar que no presentan una gran resistencia al rayado del SiC lo que produjo una excesiva deformación plástica y pérdida de peso. Respecto de las muestras soldadas con alto calor aportado se observaron carboboruros en forma de placas de gran resistencia al corte con una menor ductilidad en la interfase matriz-carboboruro lo que produjo el inicio de fisuras y pérdida de material.