



TESIS DOCTORAL

**EFFECTO DE LOS PARÁMETROS DE SOLDADURA
SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y LA
RESISTENCIA AL DESGASTE DE RECARGUES
MARTENSÍTICOS DEPOSITADOS CON
ALAMBRES TUBULARES METAL-CORED**

AUTOR

ING. AGUSTÍN GUALCO

DIRECTOR DE TESIS

LUIS A. DE VEDIA – FIUBA.

CO-DIRECTORES DE TESIS

LIC. ESTELA S. SURIAN

DR. ING. HERNÁN G. SVOBODA

JURADO DE TESIS

DR. ING. JOSÉ LUIS OTEGUI – FIMDP

DRA. ALICIA NORMA ROVIGLIONE – FIUBA

DR. ING. MARIO SOLARI – CTI

ING. CARLOS LLORENTE – FIUNLP

LUGAR DE TRABAJO

**FACULTAD DE INGENIERÍA – UNIVERSIDAD NACIONAL DE LOMAS DE
ZAMORA.**

FACULTAD DE INGENIERÍA – UNIVERSIDAD DE BUENOS AIRES

BUENOS AIRES, MARZO DE 2011

Para, por y con la Universidad Pública

Quiero agradecer:

A mi familia, a Vero y a mis compañeros, porque me acompañaron en esta aventura y que en forma incondicional supieron entender y apoyaron lo vivido durante todo este tiempo.

*A mis directores de tesis: **Luis A. de Vedia, Estela Surian** y **Hernán Svoboda** por brindarme a lo largo de estos años todo su conocimiento, su capacidad académica y científica y por transmitirme su pasión por el trabajo. En forma particular a **Estela S. Surian**, por todo el trabajo y tiempo dedicado a la edición de esta tesis.*

Quiero agradecer a las siguientes personas pertenecientes a diferentes empresas e instituciones que apoyaron y colaboraron de alguna forma en la realización de la tesis:

A la **Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Lomas de Zamora** y a su decano **Oscar Pascal** por ofrecerme la oportunidad de realizar el doctorado.

A la **Secretaria de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Buenos Aires** por la posibilidad de realizar el doctorado.

A **Ricardo Amé** por su constante y permanente apoyo.

A **Pablo Bilmes** y a **Carlos Llorente** de FI-UNLP por el tiempo dedicado a esta tesis como comisión de seguimiento.

A **EUTECTIC-CONARCO** por la provisión del consumible utilizado.

A **ESAB Brasil** por la fabricación del consumible, especialmente elaborado para este trabajo.

A **ESAB Suecia** por los análisis Leco[®].

Al **TALLER DE APLICACIONES INDUSTRIALES DE CONARCO-ESAB** por las facilidades para soldar.

A **CONARCO-ESAB Argentina** por los análisis químicos.

A **AIR LIQUIDE Argentina** por la donación de los gases de soldadura.

Al **INTI MECÁNICA** por las facilidades para realizar ensayos y mediciones y especialmente a Jorge Pina por las imágenes SEM.

A **APUEMFI** y al **ANPCyT** por el soporte financiero.

A los **Laboratorio de Materiales y Estructuras, Mecánica y Sólidos Amorfos** de la **FI-UBA** por la realización de ensayos.

EFFECTO DE LOS PARÁMETROS DE SOLDADURA SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y LA RESISTENCIA AL DESGASTE DE RECARGUES MARTENSÍTICOS DEPOSITADOS CON ALAMBRES TUBULARES METAL-CORED

RESUMEN

Se estudiaron las características microestructurales y las propiedades tribológicas del metal de aporte puro obtenido con un alambre tubular con relleno metálico (metal-cored), por el proceso de soldadura semiautomática con protección gaseosa (MCAW). Las variables estudiadas fueron: el procedimiento de soldadura (gas de protección: Ar-2%CO₂ y Ar-80%CO₂ y parámetros de soldadura: bajo y alto calor aportado) y el tratamiento térmico posterior. Para poder evaluar el efecto de los mismos sobre las características tribológicas de los depósitos, se realizó un estudio sistemático de dilución, se caracterizó la microestructura mediante microscopía óptica y electrónica, análisis químicos y mediciones de dureza y por último se estudió la resistencia al desgaste con un ensayo en seco bajo un sistema de deslizamiento puro con distintas condiciones de soldadura. También se tuvieron en cuenta distintas cargas aplicadas en el ensayo de desgaste y diferentes temperaturas de tratamientos térmicos.

El objetivo de este trabajo fue relacionar los datos obtenidos y encontrar los vínculos existentes entre variables de proceso, tratamientos térmicos, microestructura, propiedades de dureza, resistencia al desgaste, oxidación y fricción.

En general se encontró que soldar con el mayor calor aportado y con mayor contenido de CO₂ en la mezcla gaseosa de protección produjo una mayor dilución, necesiándose 3 capas como mínimo para alcanzar la composición química del consumible. Para las probetas soldadas con menor calor aportado se encontró que en la segunda capa ya se alcanzó la composición química deseada.

En cuanto a la composición química se observó que las probetas soldadas con mayor contenido de CO₂ en el gas de protección presentaron la menor transferencia de elementos de aleación al metal depositado, como ser Mn y Si. Esto produjo un incremento de la temperatura de inicio de la transformación martensítica y una disminución en el contenido de

austenita retenida. Este efecto no influyó significativamente sobre las propiedades del metal depositado.

Se observó que para todas las probetas soldadas la microestructura estuvo formada por martensita, con una pequeña fracción de austenita retenida y carburos.

La caracterización tribológica evidenció una capa de óxido superficial sobre todas las probetas ensayadas. El gas de protección y el calor aportado influyeron sobre el revenido en multipasadas y en consecuencia en la precipitación de carburos, siendo aquél mayor cuanto mayor fue el calor generado (mayor contenido de CO₂ y parámetros más altos). Este revenido produjo un aumento de dureza y una reducción de la resistencia a la oxidación que en las probetas ensayadas a bajas cargas produjo una disminución de la resistencia al desgaste oxidativo suave. Asimismo, las muestras tratadas térmicamente y ensayadas bajo las mismas condiciones presentaron precipitación de carburos y reducción de la resistencia al desgaste oxidativo suave.

Para las probetas ensayadas a alta carga, el mecanismo de desgaste encontrado fue oxidativo severo. La resistencia del sustrato controló la resistencia al desgaste. Las probetas soldadas con menor contenido de CO₂ en la mezcla gaseosa y con menor calor aportado presentaron la menor dureza inicial y, por ende, la menor resistencia al desgaste. El tratamiento térmico post soldadura produjo endurecimiento secundario, lo que mejoró el comportamiento al desgaste para todas las condiciones.

Los ensayos realizados bajo carga variable mostraron oxidación superficial y microfisuras debajo de la capa de óxido. El mecanismo de desgaste fue delaminación. Las probetas más duras presentaron la menor resistencia al desgaste.

Los ensayos de desgaste realizados a elevadas presiones de contacto mostraron una fuerte deformación en la zona cercana a la superficie y extrusión de la superficie desgastada. La probeta tratada térmicamente que presentó mayor dureza inicial tuvo mejor resistencia al desgaste.

Por último, se encontró que el tipo y el espesor del óxido formado sobre la superficie desgastada controlaron el coeficiente de fricción.

**EFFECT OF WELDING PARAMETERS ON THE MICROSTRUCTURE AND WEAR
RESISTANCE OF MARTENSITIC HARDFACING
STEELS DEPOSITED WITH METAL-CORED TUBULAR WIRES**

ABSTRACT

The microstructure and tribological properties of all weld metal obtained with a tubular wire filled with metals (metal-cored) using semiautomatic welding process under gas shielding (MCAW) were studied. The following welding variables were analyzed: type of shielding gas (Ar-2% CO₂ and Ar-80% CO₂), low and high heat input and post weld heat treatments. A systematic study of dilution was performed, the weld metal microstructure was characterized by light and electron microscopy, chemical analysis was determined and hardness was measured. Finally, to evaluate tribological characteristics of deposits, the wear resistance was studied in pure sliding, with an AMSLER machine, varying loads and under different temperatures of heat treatments.

The aim of this work was to relate the data obtained so as to find the relationship among process variables, heat treatments, microstructure, hardness properties, wear resistance, oxidation and friction.

In general, it was found that welding with higher heat input and higher levels of CO₂ in the shielding gas mixture produced a higher dilution, requiring at least 3 layers to reach the all-weld metal chemical composition of the consumable. For welded specimens with lower heat input, in the second layer, the desired chemical composition was reached.

Regarding the chemical composition, it was observed that the specimens welded with higher levels of CO₂ in the shielding gas showed the lowest alloying elements transfer to the weld metal, such as Mn and Si. This produced an increase in the martensitic transformation starting temperature and a decrease in the retained austenite content. This effect did not significantly influence the properties of the weld metal.

It was observed that for all the welded specimens, the microstructure consisted of martensite with a small fraction of retained austenite and carbides.

The tribological characterization showed a surface oxide layer on all the specimens tested. Shielding gas and heat input influenced the multipass tempering and consequently the precipitation of carbides, being higher when increasing the generated heat (higher content of CO₂ and higher parameters). This tempering resulted in increased hardness and a reduction in

the resistance to oxidation which meant a decreased resistance to mild oxidative wear in the specimens tested with low loads. Also, the heat treated samples tested under the same conditions showed carbide precipitation and reduction of mild oxidative wear resistance.

For the specimens tested at high load, the wear mechanism found was severe oxidative. The resistance of the substrate controlled wear resistance. The specimens welded with less CO₂ in the gas mixture and lower heat input had the lowest initial hardness and therefore lower wear resistance. Post weld heat treatment caused secondary hardening, which improved the wear behaviour for all conditions.

The tests performed with variable load showed surface oxidation and microcracks below the oxide layer. The wear mechanism was delamination. The hardest specimens had the lowest wear resistance.

The wear tests performed at high contact pressures showed a strong deformation in the area near the surface and extrusion of the worn surface. The heat-treated specimen that showed a higher initial hardness presented better wear resistance.

Finally, it was found that the type and thickness of the oxide formed on the worn surface controlled the friction coefficient.



DOCTORADO DE LA UNIVERSIDAD DE BUENOS AIRES
ÁREA INGENIERÍA

DICTAMEN FINAL DE JURADO DE TESIS

Título: DOCTOR DE LA UNIVERSIDAD DE BUENOS AIRES, ÁREA INGENIERÍA

**Tema de la Tesis: "EFECTO DE LOS PARÁMETROS DE SOLDADURA SOBRE LA
MICROESTRUCTURA Y LA RESISTENCIA AL DESGASTE DE
RECARGUES MARTENSÍTICOS DEPOSITADOS CON ALAMBRES
TUBULARES METAL-CORED "**

Tesista: INGENIERO AGUSTÍN GUALCO (D.N.I. N° 26.402.146)

1- Tema de Tesis:

1.1 Desarrollo y Conclusiones:

La tesis está bien escrita, su redacción es clara y de fácil lectura. El trabajo de tesis representa un aporte original al conocimiento de alto valor científico-tecnológico en el campo de la soldadura de recargue, sobre la microestructura, propiedades mecánicas y resistencia al desgaste de depósitos martensíticos obtenidos mediante alambres tubulares Metal-Cored.

1.2. Presentación formal (claridad y precisión):

A juicio de este tribunal la exposición del Ing. AGUSTÍN GUALCO ha sido clara, precisa y muy completa, respondiendo con seguridad y en forma satisfactoria a las preguntas y observaciones realizadas.

2. Relevancia del trabajo realizado:

2.1. Científica:

Aporta a la validación de teorías propuestas, en particular al modelo de dilución, y sobre los mecanismos de desgaste actuantes. El análisis sistemático de procesos tecnológicos a la luz del conocimiento científico de la ciencia de los materiales,



constituye un camino apropiado para dominar tecnologías que son muy importantes para el desarrollo del país.

2.2. Tecnológica:

Presenta una buena revisión sobre el estado actual del conocimiento de la soldadura de recargue, en cuanto a procesos, procedimientos y materiales de aporte, y de los problemas asociados con diferentes mecanismos de desgaste. Los resultados y las conclusiones obtenidos permiten optimizar la especificación de los procedimientos de soldadura de recargue martensíticos para obtener depósitos de mejor calidad y con una mayor vida en servicio.

3. Aportes efectuados:

3.1. Al Conocimiento:

Se ha aportado al conocimiento de:

1. El efecto de la dilución en la composición final del aporte.
2. La correlación entre las propiedades mecánicas del material de recargue, la micro estructura del mismo y los parámetros y condiciones del proceso de aporte por soldadura.
3. El efecto de tratamientos térmicos post-soldadura.
4. El comportamiento ante la oxidación estática y en servicio y la caracterización de los óxidos.
5. Las tensiones residuales, la precipitación de carburos y su efecto en propiedades tales como la dureza y resistencia de la superficie recargada.
6. El comportamiento ante el desgaste y la fricción de dichos depósitos bajo distintas condiciones.

3.2. Publicaciones:

El trabajo ha dado lugar a tres publicaciones internacionales y una nacional con referato, y varias presentaciones a congresos.

4. Dictamen Final:

Tesis para optar al título de Dr. En Ingeniería de la Universidad de Buenos Aires.
Aprobada 10 (diez).



Buenos Aires, 8 de abril de 2011

Dr. Ing. José Otegui,

Dra. Alicia Norma Roviglione,

Dr. Mario J.A. Solari

Ing. Carlos Luis Elorente

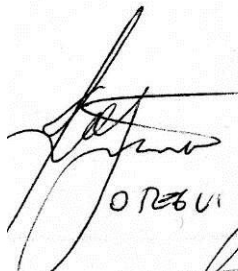
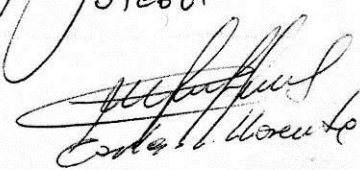


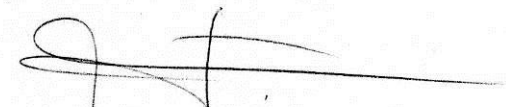
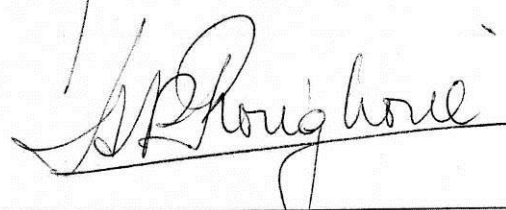
ACTA

EN BUENOS AIRES, A LOS OCHO DÍAS DEL MES DE ABRIL DE DOS MIL ONCE, SIENDO LAS 11:00 HORAS, SE REÚNE EL JURADO INTEGRADO POR LOS DOCTORES JOSÉ LUIS OTEGUI, ALICIA NORMA ROVIGLIONE, MARIO J. A. SOLARI Y EL INGENIERO CARLOS LLORENTE, PARA EVALUAR LA DEFENSA PÚBLICA DE LA TESIS DE DOCTORADO PRESENTADA POR EL ING. **AGUSTÍN GUALCO (D.N.I. N° 26.402.146)**, TITULADA "EFECTO DE LOS PARÁMETROS DE SOLDADURA SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y LA RESISTENCIA AL DESGASTE DE RECARGUES MARTENSÍTICOS DEPOSITADOS CON ALAMBRES TUBULARES METAL-CORED", BAJO LA DIRECCIÓN DEL ING. LUIS ALBERTO DE VEDIA Y CO-DIRIGIDA POR LA LIC. ESTELA SILVIA SURIAN Y EL DR. HERNÁN GABRIEL SVOBODA.

TERMINADA LA EXPOSICIÓN DEL DOCTORANDO EL JURADO, POR UNANIMIDAD, DECIDE QUE LA MISMA HA SIDO CALIFICADA CON **10 (DIEZ)**.

EN CONSECUENCIA, EL JURADO CONSIDERA QUE EL CANDIDATO HA COMPLETADO LOS REQUISITOS NECESARIOS PARA QUE LE SEA OTORGADO EL TÍTULO DE **DOCTOR DE LA UNIVERSIDAD DE BUENOS AIRES, ÁREA INGENIERÍA**.


Otegui

Lorente


Solari

Roviglione

Índice

Capítulo 1

1. Introducción	3
-----------------------	---

Capítulo 2

Revisión bibliográfica

2.1. Recargue.....	7
2.1.1. Introducción	7
2.1.2. Materiales base para recargue	8
2.1.3. Materiales para recargue	9
2.1.4. Metalurgia de aceros para herramienta	12
2.1.4.1. Transformación martensítica.....	12
2.1.4.2. Martensita en aceros.....	14
2.1.4.3. Efecto de los elementos de aleación sobre los carburos.....	19
2.2. Proceso de soldadura de recargue	23
2.2.1. Soldadura con alambre tubular bajo protección gaseosa	23
2.2.2. Alambres tubulares.....	25
2.2.3. Variables del proceso	26
2.2.3.1. Tensión.....	26
2.2.3.2. Corriente.....	27
2.2.3.3. Longitud libre del electrodo	27
2.2.3.4. Temperatura de precalentamiento y entre pasadas.....	28
2.2.3.5. Gases protectores.....	29
2.2.3.6. Velocidad de soldadura	32
2.2.3.7. Caudal de gas de protección.....	32
2.2.3.8. Calor Aportado	33
2.2.3.9. Tratamiento térmico post soldadura.....	34
2.2.3.10.1. Influencia del carbono	36
2.2.3.10.2. Influencia de los elementos de aleación.....	36
2.3. Dilución.....	40
2.3.1. Introducción	40
2.3.2. Control de dilución.....	40

2.3.4. Variables de soldadura que afectan la dilución	41
2.3.5. Modelo de dilución en multipasadas	45
2.4. Tribología	48
2.4.1. Definición de fricción.....	49
2.4.2. Observación de fricción en sistemas reales	52
2.4.3. Adhesión.....	52
2.4.5. Combinación de modelos	56
2.4.6. Las complicaciones con el modelo de Bowden y Tabor	56
2.4.7. Introducción a los mecanismos de desgaste	59
2.4.8. Desgaste abrasivo	60
2.4.9. Desgaste adhesivo	60
2.4.9.1. Principios básicos.....	60
2.4.9.2. Transferencia de metal y formación de partículas de desgaste	61
2.4.9.3. Ley de desgaste adhesivo	62
2.4.9.4. Desgaste severo y desgaste suave	63
2.4.10. Desgaste oxidativo	65
2.4.10.1. Efecto de la oxidación en el deslizamiento	65
2.4.10.2. Crecimiento de la película de óxido	66
2.4.10.3. Falla de la película de óxido.....	66
2.4.10.4. Modelo de desgaste oxidativo de Quinn	67
2.4.10.5. Efecto de los precipitados sobre el desgaste oxidativo	71
2.4.11.1. Desgaste por delaminación.....	73
2.4.11.2. Efecto de los precipitados sobre el desgaste por delaminación	75
2.4.12. Tribología de aceros para herramientas depositados por soldadura.....	76
Referencias	78

Capítulo 3

Materiales y métodos

3. Introducción	85
3.1. Soldadura.....	85
3.1.1. Consumible.....	85
3.1.2. Material base	86
3.1.3. Gases de protección.....	86

3.1.4. Equipo y dispositivos auxiliares.....	86
3.1.5. Equipo de soldadura.....	88
3.1.6. Parámetros.....	89
3.2. Radiografía.....	91
3.3. Extracción de muestras.....	91
3.4. Tratamientos térmicos post-soldadura.....	92
3.5. Composición química.....	93
3.6. Caracterización microestructural.....	93
3.6.1. Macrografía y microscopía óptica.....	93
3.6.2. Medición de dilución.....	94
3.6.3. Microscopía electrónica de barrido.....	94
3.6.4. Difracción de rayos X.....	95
3.6.5. Extracción de carburos.....	97
3.7. Perfiles de dureza.....	98
3.8. Medición de rugosidad.....	99
3.9. Ensayos tribológicos.....	99
3.9.1. Ensayos de desgaste a carga constante.....	99
3.9.2. Ensayos de desgaste a probetas con diferentes temperaturas de tratamiento térmico post-soldadura.....	102
3.9.3. Ensayos de desgaste con carga alternativa.....	102
3.9.4. Ensayos de desgaste por extrusión.....	103
3.9.5. Ensayos de fricción.....	103
3.10. Ensayo de oxidación estática.....	103
3.11. Caracterización de las muestras ensayadas.....	104
3.11.1. Microscopía óptica.....	104
3.11.2. Microscopía electrónica de barrido.....	104
3.11.3. Difracción de rayos X.....	105
Referencias.....	106

Capítulo 4

Resultados

SECCION A (LINEA PRINCIPAL).....	109
4.1. Soldadura.....	111

4.2. Radiografías	111
4.3. Macrografías.....	111
4.4. Composición química.....	112
4.4.1. Composición química general.....	112
4.4.2. Perfiles de composición química.....	113
4.5. Caracterización microestructural.....	114
4.5.1. Microestructuras de las probetas soldadas	114
4.5.2. Microestructura de las probetas soldadas y tratadas térmicamente.....	116
4.5.3. Perfil microestructural.....	119
4.5.4. Microsegregación de las fases.....	120
4.6. Perfiles de microdureza.....	121
4.7. Comportamiento al desgaste	123
4.7.1. Tensión de contacto.....	123
4.7.2. Ensayos de desgaste	124
4.8. Caracterización de las muestras ensayadas	131
4.8.1. Rugosidad de la superficie desgastada.....	131
4.8.2. Microdureza de la superficie desgastada.....	132
4.8.3. Microdureza de la rueda.....	135
4.8.4. Temperatura durante el ensayo de desgaste	135
4.8.5. Difracción de Rayos X en la superficie de la placa.....	136
4.8.6. Caracterización de la superficie de la placa	138
4.8.7. Caracterización de la superficie de la rueda.....	145
4.8.8. Debris.....	147
SECCION B (ESTUDIOS COMPLEMENTARIOS).....	155
4.9. Efecto del tratamiento térmico sobre la resistencia al desgaste	157
4.9.1. Caracterización microestructural.....	157
4.9.2. Microdureza	160
4.9.3. Ensayos de desgaste	161
4.9.4. Caracterización de muestras ensayadas.....	162
4.10. Estudio de los precipitados y de las tensiones residuales.....	165
4.10.1. Identificación de los precipitados.....	166
4.10.2. Tamaño de los precipitados y tensiones residuales.....	167
4.11. Estudio sobre formación de óxidos	168

4.11.1. Medición de espesor de capa de óxido en probetas desgastadas.....	168
4.11.2. Ensayos de oxidación.....	169
4.12. Desgaste bajo cargas variables.....	171
4.13. Desgaste por extrusión.....	176
4.14. Coeficiente de fricción.....	184
Referencias.....	188

Capítulo 5

Discusión

5.1. Introducción.....	195
5.2. Operatividad.....	195
5.3. Dilución.....	196
5.4. Caracterización microestructural.....	203
5.4.1. Composición química y Ms.....	203
5.4.2. Microestructura.....	205
5.4.3. Revenido de los sucesivos cordones.....	206
5.4.4. Secuencia de precipitación de carburos.....	207
5.5. Microdureza.....	208
5.6. Desgaste.....	210
5.6.1. Efecto de la temperatura de tratamiento térmico sobre la resistencia al desgaste.....	210
5.6.2. Efecto de la carga aplicada sobre la resistencia al desgaste de la placa para todas las probetas soldadas y tratadas térmicamente.....	212
5.6.3. Resistencia al desgaste de la rueda.....	223
5.6.4. Resistencia al desgaste bajo cargas variables.....	224
5.6.5. Desgaste por extrusión: efecto del tratamiento térmico.....	226
5.7. Coeficiente de fricción: efecto de la carga aplicada y del tratamiento térmico.....	229

Capítulo 6

Conclusiones

6.1. Operatividad.....	237
6.2. Dilución.....	237
6.3. Composición química.....	237
6.4. Microestructura.....	237

6.5. Propiedades mecánicas.....	238
6.5.1. Microdureza	238
6.5.2. Resistencia al desgaste	238
6.5.3. Fricción.....	239

Capítulo 7

Futuras líneas

7.1. Procedimiento de soldadura	243
7.2. Caracterización microestructural.....	243
7.3. Tratamiento superficial por plasma y laser	243
7.4. Resistencia al desgaste en función de la velocidad	243
7.5. Resistencia al desgaste en caliente	244
7.6. Fricción en caliente	244

Apendice

Lista de abreviaturas.....	247
----------------------------	-----

Capítulo 1

Introducción

En este capítulo se presenta una introducción general a:

- El trabajo de tesis
- Los objetivos propuestos

1. Introducción

Debido a las crecientes exigencias productivas, los materiales deben trabajar en condiciones cada vez más severas, lo que conduce a la degradación de los mismos por desgaste, corrosión o fatiga. Estas circunstancias han impulsado el desarrollo de nuevos materiales o procesos para la recuperación de superficies y/o funcionalización de nuevas superficies.

La tecnología de materiales ha experimentado sensibles avances en los últimos años, especialmente en lo que se refiere a recubrimientos superficiales, disponiéndose en la actualidad de recubrimientos con propiedades específicas adecuadas a aplicaciones concretas, resistentes a diversos tipos de solicitaciones.

En los últimos años, en el campo de la soldadura por arco eléctrico se ha trabajado extensamente en el desarrollo de nuevos procesos y consumibles que den como resultado recargues con mejores propiedades y mayor productividad, en un contexto más amigable con el medio ambiente.

La soldadura de recargue es un método de creciente utilización en la funcionalización de superficies sometidas a desgaste severo, corrosión u oxidación. En los últimos tiempos se transformó en un campo de gran aplicación y desarrollo tecnológico tanto para la fabricación de nuevos componentes como para su reparación y extensión de su vida útil dentro de las más variadas industrias. En este sentido, el estudio sistemático de diversos consumibles y procesos de soldadura aplicados a recargues duros es de gran interés para la optimización del diseño de los consumibles y para la evaluación y puesta a punto de procedimientos de soldadura. En este contexto, el aporte térmico, la protección gaseosa utilizada, la temperatura de precalentamiento o el tratamiento térmico post-soldadura son algunas de las variables del procedimiento de soldadura de mayor relevancia.

Dentro de los consumibles de soldadura, los alambres tubulares se han constituido actualmente en una de las opciones más empleadas. Dichos consumibles presentan mayor productividad que los electrodos manuales revestidos y alta flexibilidad de fabricación para grados aleados, presentando una alternativa económica para producciones importantes. Los alambres tubulares con relleno metálico (*metal-cored*) son consumibles de última tecnología que suman la ventaja de una muy baja generación de escoria, menor tasa de formación de humos y mayores velocidades de deposición. Sin embargo, es escasa la información disponible relacionada con estudios sistemáticos sobre este tipo de consumibles, en particular para materiales de recargue.

En general, el material recargado para aplicaciones relacionadas con el desgaste posee una estructura de alta dureza o endurecible por trabajado mecánico o tratamiento térmico, como martensita o una matriz blanda con partículas duras o segundas fases (carburos o boruros) de acuerdo con el tipo de aplicación buscada. En particular para deslizamiento o rodadura metal-metal, donde el desgaste se debe fundamentalmente a fatiga sub-superficial y adhesión, usualmente se emplean materiales con contenidos de carbono de entre 0,1 a 0,7 % y hasta un 20 % de aleación (Cr, Mn, Mo, W y/o V) como aceros martensíticos para herramientas o aceros inoxidable martensíticos. Estos depósitos de soldadura a menudo requieren de un tratamiento térmico post-soldadura. Estos tratamientos ajustan las propiedades mecánicas finales y permiten un alivio de tensiones, siendo de gran importancia para la vida útil del componente.

El tipo de mecanismo de desgaste actuante en un dado tribosistema depende de las condiciones de servicio y define la vida en servicio de un componente. En este sentido son escasos los trabajos realizados respecto del estudio de los mecanismos de desgaste actuantes y su relación con las condiciones de ensayo para este tipo de materiales.

El objetivo de este trabajo fue estudiar las relaciones existentes entre ciertas variables del procedimiento de soldadura, la microestructura resultante y las propiedades tribológicas en depósitos de aceros martensíticos realizados con alambres tubulares del tipo *metal-cored*, por el proceso de soldadura semiautomática con protección gaseosa (MCAW).

Las variables estudiadas fueron el calor aportado, el gas de protección y el tratamiento térmico post soldadura (PWHT). En cuanto al calor aportado se definieron dos niveles de 1 y 2 kJ/mm. Los gases de protección evaluados fueron 98%Ar-2%CO₂ y 80%Ar-20%CO₂. Respecto de los PWHT se estudiaron los efectos de diferentes temperaturas en el rango 450-680°C. A su vez se analizó la respuesta tribológica de los depósitos bajo diferentes condiciones de ensayo.

Este trabajo procura además contribuir a la mejor comprensión de los temas mencionados a fin de proveer, tanto a los fabricantes como a los usuarios de estos consumibles, de información fundada en una base racional que permita elaborar criterios de diseño y selección más eficaces frente a requerimientos y aplicaciones particulares.

Capítulo 2

Revisión bibliográfica

En este capítulo se describirán los siguientes temas:

- Recargue
- Soldadura
 - Consumible
 - Gases de protección
 - Soldadora
- Dilución
 - Control
 - Modelos de dilución para multipasadas
- Tribología
 - Fricción
 - Desgaste

2.1. Recargue

2.1.1. Introducción

Se denomina recargue al proceso mediante el cual se depositan capas de material sobre un metal base o sustrato para obtener las propiedades y dimensiones finales deseadas. Además el recargue se logra con la aplicación de procesos de soldadura, brazing o thermal spraying y se distingue de la soldadura de unión. Es usado en servicios que requieren resistencia a la corrosión y al desgaste y necesita controles dimensional y metalúrgico. En recargue se aplica una capa superficial de mayor resistencia a la abrasión, erosión, oxidación o cavitación que el material base.

Principios de operación: el recargue se deposita usualmente por soldadura manual con electrodos revestidos, semiautomática con alambres macizos o tubulares, motorizada, o automática por arco sumergido y procesos de soldadura por brazing. Los adecuados metales de recargue están disponibles en forma de barras, electrodos recubiertos, alambre enrollado, etc. Las propiedades importantes de los materiales de recargue son las siguientes [1]:

1. Dureza
 - a- Macro dureza (dureza global)
 - b- Micro dureza (dureza de los constituyentes en estructuras heterogéneas)
 - c- Dureza en caliente (resistencia al efecto de ablandamiento en servicio a elevadas temperaturas durante cortos periodos)
 - d- Resistencia al creep (resistencia a la deformación plástica cuando la pieza se carga durante largos periodos)

2. Resistencia a la abrasión
 - a- Bajo cargas suaves
 - b- Bajo cargas altas
 - c- Bajo cargas altas e impacto

3. Resistencia al impacto
 - a- Resistencia a la deformación plástica bajo repetidas cargas de impacto
 - b- Resistencia a la fisuración bajo cargas de impacto

4. Resistencia al calor
 - a- Resistencia al revenido (ablandamiento con el tiempo y la temperatura)

- b- Retención de la resistencia en caliente
 - c- Resistencia al creep
 - d- Resistencia a la oxidación o corrosión por gases calientes
 - e- Resistencia a la fatiga térmica
5. Resistencia a la corrosión
6. Resistencia al desgaste metal-metal
- a- Coeficiente de fricción
 - b- Tendencia a la adhesión localizada
 - c- Películas superficiales (capa de óxidos)
 - d- Lubricidad (deslizamiento)
 - e- Plasticidad (habilidad para deformarse)
7. Resistencia al desgaste erosivo
- a- Bajo altos ángulos de incidencia de las partículas
 - b- Bajo bajos ángulos de incidencia de las partículas
 - c- Bajo erosión de gotas líquidas
 - d- Bajo condiciones de cavitación

Las operaciones de recargue intentan incrementar la vida en servicio de componentes, pero debido a que las condiciones que causan desgaste son variadas y complejas, es difícil establecer una correlación simple entre propiedades de la superficie y vida en servicio. La mejor aproximación parece ser un cuidadoso análisis de las condiciones de servicio, seguido por una aplicación lógica de los datos de prueba pertinentes de propiedades físicas, mecánicas y de desgaste.

2.1.2. Materiales base para recargue

Los materiales base seleccionados para recargue deben proveer soldabilidad, compatibilidad metalúrgica con el material a recargar, además de adecuada resistencia a la compresión y buena tenacidad para poder soportar las cargas aplicadas en servicio. Los aceros al carbono y de baja aleación son los materiales base más comunes a recargar; son compatibles metalúrgicamente con las aleaciones de recargue de base hierro, cobalto, níquel y cobre.

Los recargues aleados base hierro que contienen gran cantidad de carburos (aleaciones con un contenido de carbono mayor al 2 %) tienden a fisurar en aplicaciones de aceros al carbono y de bajo contenido de carbono. Por lo tanto, los aceros austeníticos (usualmente aceros Hadfield o al manganeso, pero también aceros inoxidable al cromo-níquel) pueden proveer una mejor base que los aceros de baja aleación ya que estos últimos presentan una gran fragilidad. Los aceros austeníticos evitan la fragilidad y la sensibilidad a la fisuración en la interfase, por lo que presentan un mejor comportamiento mecánico.

Aleaciones de recargue base níquel y cobalto son frecuentemente aplicadas sobre aceros aleados incluyendo los inoxidables. Recargues con materiales base cobre se aplican sobre aceros de baja aleación y al carbono [1].

2.1.3. Materiales para recargue

Los materiales que se aplican como recargue se pueden agrupar en cuatro grupos:

- 1- Aleaciones base hierro
- 2- Aleaciones base cobalto
- 3- Aleaciones base níquel
- 4- Aleaciones base cobre

De éstas las más ampliamente utilizadas son las aleaciones de hierro: el material en estudio pertenece a este grupo.

Aleaciones base hierro: pueden ser subdivididas acorde con su microestructura. Cada microestructura puede resistir cierto tipo de desgaste más económicamente que otra: un recargue universal no existe. El contenido de carbono en la aleación ferrosa de recargue tiene un gran efecto sobre la microestructura así como el contenido de aleantes ya que determina, la microestructura, la resistencia al desgaste y el costo. En la **figura 2.1** se presenta un mapa de recargue para todas las aleaciones. En base a los datos del material en estudio en esta tesis, que contiene entre un 0,2 y 0,6 % de carbono y entre 6 y 12 % de elementos de aleación, se puede ver entonces que se encuentra en la zona de “aceros para herramienta” (*tool steel*); también, por su composición química, puede encontrarse como un acero para trabajo en caliente AISI H13, que contiene cromo y pequeñas cantidades de tungsteno, molibdeno y vanadio. Estos últimos elementos generan endurecimiento secundario.

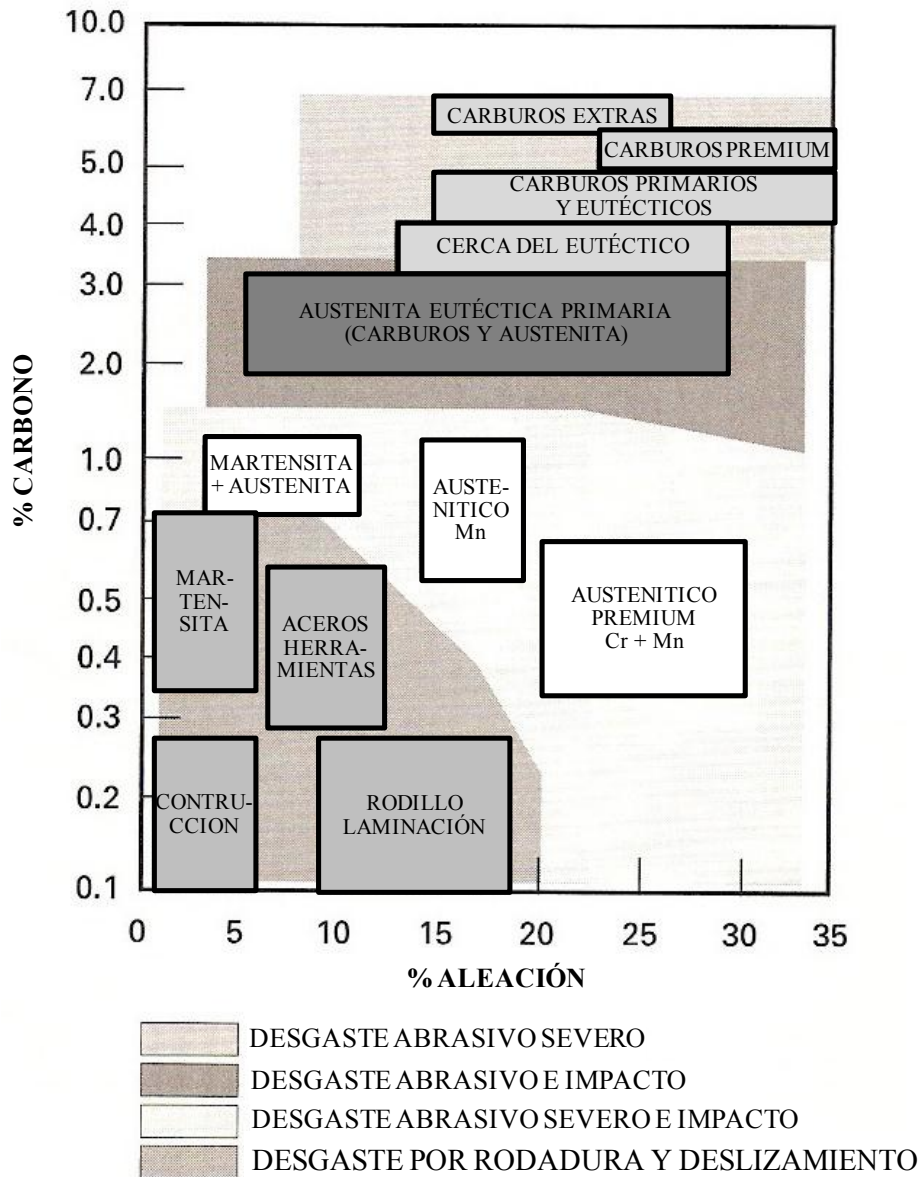


Figura 2. 1. Mapa de aplicaciones de recargue [1].

Los depósitos de aceros para herramienta generalmente requieren de un precalentamiento de 150 a 315 °C para evitar la fisuración; antes del revenido, deberán ser enfriados a temperaturas inferiores a los 120 °C para completar la transformación de austenita a martensita. Durante el revenido a temperaturas inferiores a 650 °C los depósitos se endurecen, precipitan carburos finos enriquecidos en tungsteno, molibdeno o vanadio o la combinación de ellos. Esta composición también retiene la dureza a elevadas temperaturas, por lo tanto, estos materiales pueden aplicarse para resistir el desgaste y la deformación en moldes de matricería (ver figura 2.2) y usos similares.



Figura 2. 2. Reparación de una matriz de forja [1].

Cuando se revienen aceros al carbono se observa que, si la temperatura a la cual se realiza este proceso se incrementa (entre 100 y 700°C) ocurre una disminución progresiva de la dureza que va acompañada por un incremento en la ductilidad.

La formación de cementita y su engrosamiento gradual en la matriz ferrítica son las causas principales de los cambios en las propiedades mecánicas. Por lo tanto, reemplazando la cementita por otros carburos más estables, como, por ejemplo, carburos de molibdeno y/o tungsteno, el ablandamiento observado en estos aceros puede reducirse significativamente y, si se agregan cantidades suficientes de elementos de aleación, se producirá un incremento en la dureza en el rango de temperaturas de 500 a 650°C; este endurecimiento, producto del revenido, se llama endurecimiento secundario. Los carburos de Mo y W son más estables que la cementita y se forman en su lugar si existe la suficiente energía de activación. La velocidad de crecimiento de estos carburos en martensita revenida está determinada principalmente por la energía de activación de la difusión de estos elementos en la ferrita. El endurecimiento secundario en aceros que contienen Mo, se produce por una precipitación muy fina de partículas de Mo_2C que endurecen la ferrita alcanzando un máximo cerca de los 550°C. El endurecimiento se debe principalmente a la nucleación y crecimiento de pequeñas agujas de Mo_2C en las dislocaciones de la red formada al templar a martensita. De manera similar, el endurecimiento secundario en aceros que contienen W se genera por una precipitación muy fina de partículas de W_2C . La morfología de la precipitación de Mo y W es similar, si bien difieren en tamaño y densidad de los precipitados, siendo menor la densidad de partículas y

mayor el tamaño y separación de las agujas en aceros que contienen W. Por lo tanto, los aceros con W_2C son más blandos que sus similares con Mo_2C , ya que, los primeros se engrosan más lentamente, producto de la difusión lenta de los átomos de W. Los carburos de Mo y W, (Mo_2C y W_2C), son muy estables hasta los $600^\circ C$ y por lo tanto, mantienen la dureza en herramientas de acero para trabajo en caliente o a alta velocidad que produce calor. Este tipo de acero se conoce como acero rápido. Además, a estos aceros se les agrega vanadio (V), para aumentar la resistencia a la abrasión, cromo (Cr) para reducir la oxidación y aumentar la dureza y a veces cobalto (Co), para elevar la temperatura de endurecimiento [2].

2.1.4. Metalurgia de aceros para herramienta

2.1.4.1. Transformación martensítica

Se denomina martensita a todo cambio de fase sin difusión cuya transformación es del tipo masiva. Las reacciones martensíticas son procesos de nucleación y crecimiento donde la barrera para nucleación es muy grande, por lo que las transformaciones martensíticas necesitan muy grandes subenfriamientos, ΔT ; sin embargo, la barrera para crecimiento es prácticamente cero estando su velocidad de crecimiento en valores muy cercanos a la velocidad del sonido en el sólido.

Siempre hay relaciones de orientación cristalográfica preferencial entre la fase madre y la del producto, lo que implica que los bordes de interfase son siempre semi-coherentes.

En las transformaciones martensíticas hay dos aspectos diferentes:

1) cinético y termodinámico y 2) geométrico y cristalográfico.

Hasta ahora ha sido muy difícil unir los factores termodinámicos, cinéticos y cristalográficos, debido a problemas teóricos y a dificultades experimentales que son muy variadas.

Las características esenciales de todas las transformaciones martensíticas son:

- a) Las reacciones son de desplazamiento y generan una deformación plana invariante;
- b) No se requiere de difusión atómica de largo alcance, por lo que la martensita producida posee la misma composición que la fase madre;
- c) En materiales policristalinos, los cambios macroscópicos de forma se ven restringidos mecánicamente por la rigidez de la matriz que rodea a la martensita. Por lo tanto, las regiones transformadas martensíticamente se encuentran severamente restringidas en tamaño a consecuencia de las enormes cantidades de energía de deformación que induce el cambio de forma sobre la fase matriz. Como la energía de deformación es mínima para partículas en forma de disco, la fase martensita normalmente adopta la

forma lenticular delgada, lo cual da origen a que en dos dimensiones se observen placas lenticulares tendiendo a aciculares;

- d) Normalmente la interfaz matriz-producto es planar, en donde el plano de hábito de la transformación es de bajos índices y se establecen relaciones de orientación cristalográfica entre los retículos, los cuales son específicos y tienden a una correspondencia reticular del tipo:

$$[h\ k\ l]_{\text{matriz}} \text{ corresponde a } [h'k'l']_{\text{transformada}}$$

$$\text{Para aceros: } \langle 101 \rangle_{\gamma} // \langle 111 \rangle_{\alpha} \text{ y } \{111\}_{\gamma} // \{011\}_{\alpha}$$

Conocida como relación de Kurdjumov-Sachs donde el ángulo de cizallamiento (ángulo de codo) se encuentra aproximadamente entre: 6° a 8° .

Los lentes de martensita en aceros, **figura 2.3** normalmente se nuclean en el interior de la fase madre y a lo largo de planos cristalográficos específicos de la misma. El crecimiento es lateral a partir de intercaras semi-coherentes, mediante movimiento de dislocaciones de la interfaz, mientras que la placa de martensita, α' , se extiende lateralmente hasta que su periferia encuentra un obstáculo, que puede ser un borde de grano u otra placa. El engrosamiento de la martensita sucede después de que se ha paralizado su crecimiento lateral [3].

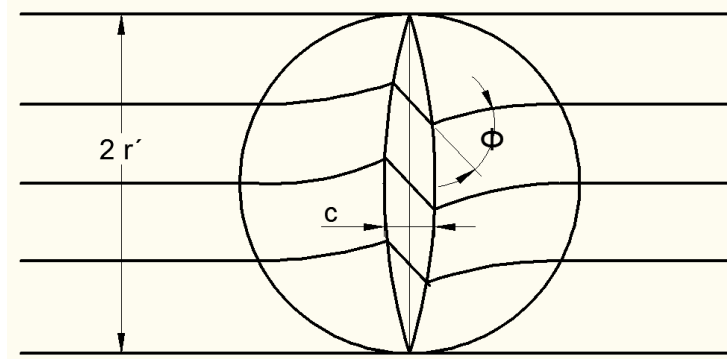


Figura 2. 3. Lente de martensita [3].

El tamaño promedio de cada lente de martensita disminuye a medida que la cantidad de martensita aumenta, hasta que al final, los volúmenes de fase no transformada son tan pequeños y tan altamente deformados que suspenden la transformación, lo que implica que es posible no alcanzar 100% de transformación.

La **figura 2.4** muestra la variación de la temperatura de transformación a martensita como función de la temperatura e independiente del tiempo. En ella, M_s es la temperatura a la cual se forma la martensita al enfriar y M_f la temperatura a la cual finaliza; se incluye también la temperatura a la cual se paraliza la transformación de la fase madre. La temperatura T_0' corresponde a la del equilibrio termodinámico entre las fases madre y la transformada.

La martensita sólo se puede obtener mediante temple a grandes subenfriamientos y la transformación ocurre virtualmente de manera instantánea [4].

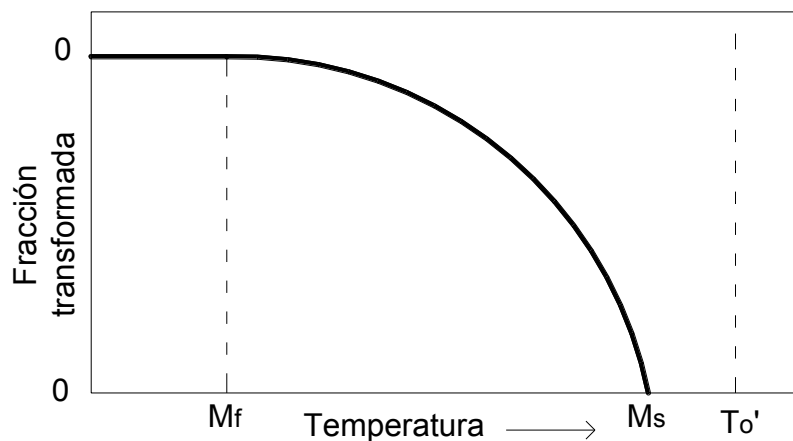


Figura 2. 4. Variación de la temperatura de transformación a martensita [4].

La cristalografía de las transformaciones martensíticas requiere de una correspondencia reticular entre las fases madre y producto, además de la presencia de un plano de hábito que ni se distorsiona ni se rota. Cuando esas dos condiciones se cumplen, mediante deformación homogénea del retículo y cizallamiento simple mediante deslizamiento o maclaje en la martensita, se produce deformación reticular y, si hay una pequeña rotación del cuerpo rígido, se dice que hay deformación invariante reticular [5].

2.1.4.2. Martensita en aceros

La transformación martensítica en aceros se describe mediante la reacción: $\gamma(\text{fcc}) \rightarrow \alpha'(\text{bcc})$. Los átomos de carbono en la austenita ocupan algunos de los sitios octaédricos de la estructura fcc. Durante la transformación martensítica los átomos de carbono permanecen en su sitio y son los de Fe los que se acomodan, **figura 2.5**, de acuerdo con los trabajos de Bain [6].

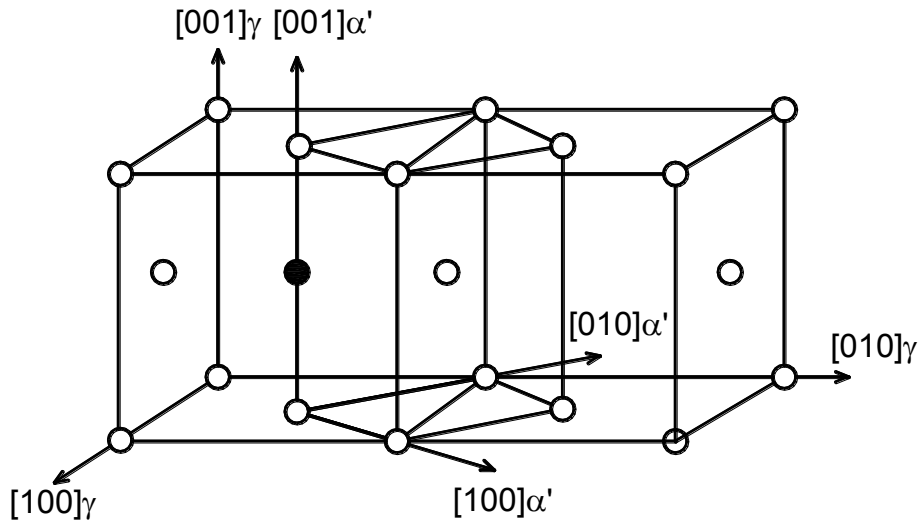


Figura 2. 5. Distorsión de Bain [6].

La **figura 2.6** muestra cómo aumenta la tetragonalidad al aumentar el contenido de carbono en el acero.

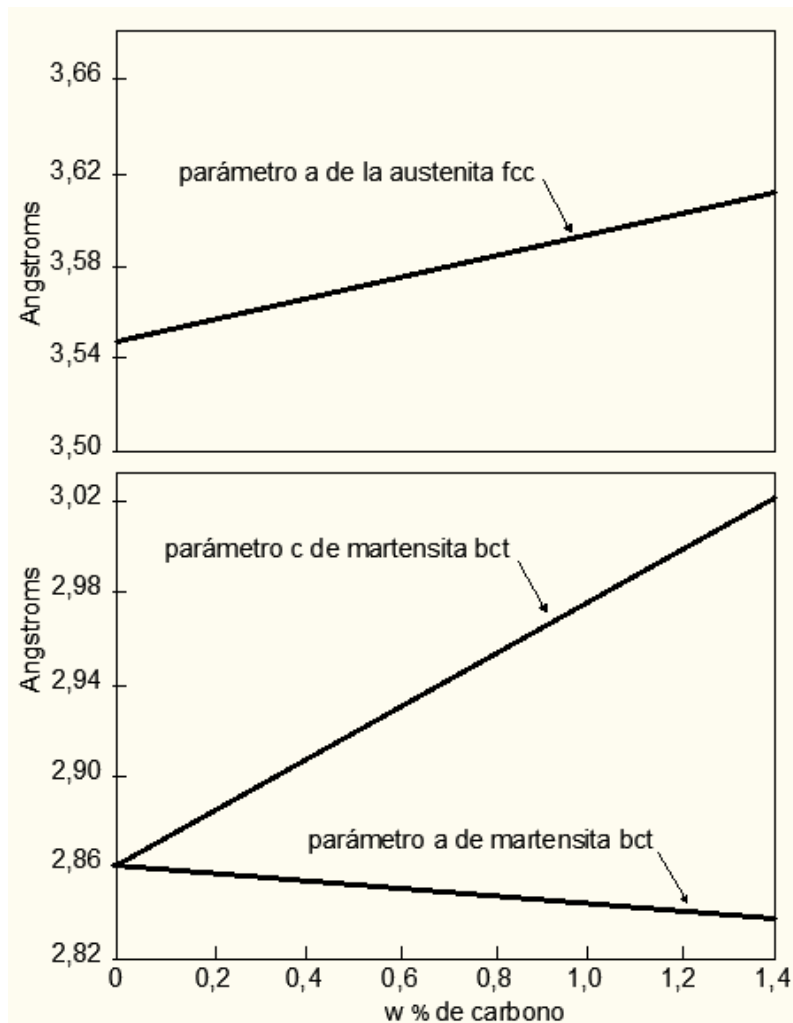


Figura 2. 6. Parámetros de red de la austenita y martensita [7].

Claramente se ven las variaciones del parámetro “a₀” de la austenita y de los parámetros “a” y “c” de la martensita (que es una solución sólida sobresaturada en carbono que tiene una estructura tetragonal centrada en el cuerpo, bct), con el aumento del contenido de carbono en los aceros al carbono. La relación (c/a), denominada tetragonalidad de la martensita, cumple la expresión: $(c/a) = 1 + 0,045 (\% C)$, implicando que cuando el contenido de carbono es cero, la estructura es bcc de ferrita libre de distorsión. Las relaciones de orientación son las de Kurdjumov-Sachs [6]:

$$\langle 101 \rangle_{\gamma} // \langle 111 \rangle_{\alpha'} \text{ y } \{111\}_{\gamma} // \{011\}_{\alpha'}$$

recordando que α' es bct. El plano de hábito, sin embargo, muestra una considerable dispersión alrededor de $\{259\}_{\gamma}$ y de $\{225\}_{\gamma}$, debido a razones desconocidas. La **figura 2.7** presenta de manera esquemática una lente de martensita de los aceros.

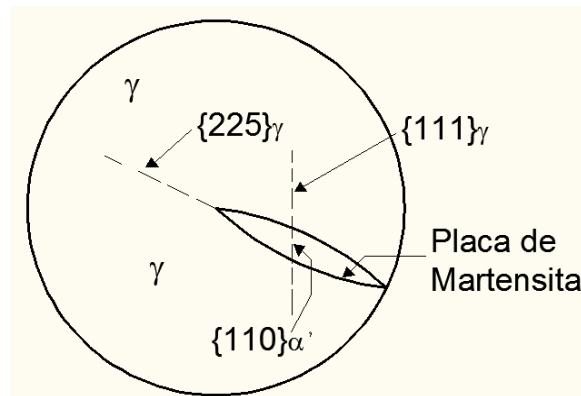


Figura 2. 7. Lente de martensita en los aceros [6].

La **figura 2.8** muestra las variaciones de las temperaturas de inicio y de final de la transformación de austenita a martensita como función del contenido de carbono para los aceros al carbono.

La temperatura de inicio de la transformación martensítica en aceros, se puede determinar en función de los elementos aleantes de acuerdo con la expresión [5]:

$$M_s (\text{°C}) = 539 - 423 \%C - 30 \%Mn - 17,7 \%Ni - 12,1 \%Cr - 7,5 \%Mo$$

La martensita en los aceros presenta básicamente dos morfologías muy diferentes, denominadas martensita en lajas o listones (lath-martensite) y martensita en placas (plate-martensite), como se muestra en las **figuras 2.9 a y b**, respectivamente.

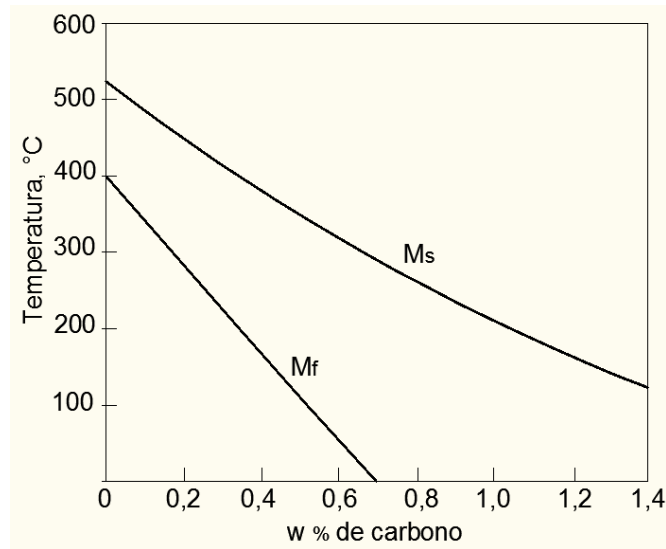


Figura 2. 8. Ms y Mf en función de la temperatura [8].

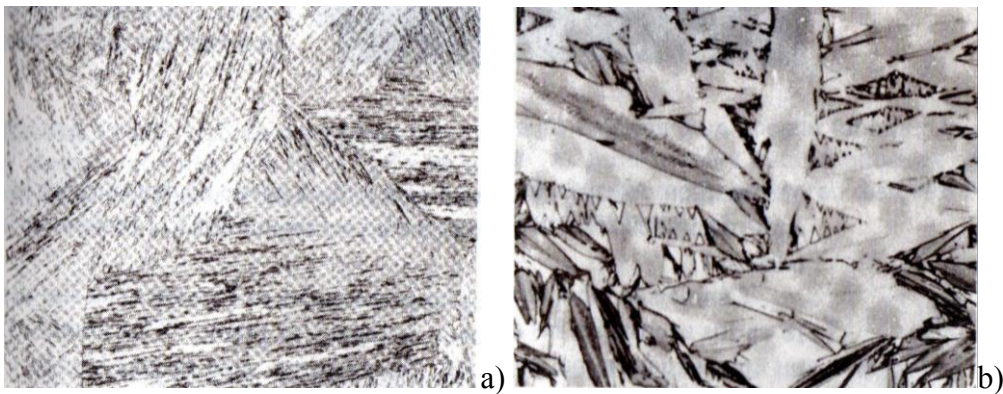


Figura 2. 9. Martensita a) en lajas o listones; b) en placas [8].

La martensita en lajas o listones es predominante en aceros de contenido de carbono menor a 0,6 % y para mayores, lo es la martensita en placas. Cuando se observa la martensita en lajas a aumentos entre 500 y 1000X, su estructura es fina y de apariencia cubierta de pelusa (fuzzy), **figura 2.9a**, haciéndose imposible de resolver al microscopio óptico. Las unidades estructurales de martensita en lajas más pequeñas que se definen con claridad, se denominan paquetes o bloques, los cuales aparecen en forma de tiras paralelas, que presentan inclinaciones sobre las superficies previamente pulidas. La microscopía electrónica de transmisión demuestra que cada paquete consiste en bloques parecidos a subgranos paralelos que poseen pequeñas diferencias en la orientación, unos respecto de otros. Esos subgranos delgados y paralelos dentro de los bloques tienen la forma de listones, es decir, de placas largas y delgadas parecidas a las hojas de las cortadoras de grama. El espesor de los listones o

lajas de martensita varía entre 0,1 μm a varios μm , cuyo promedio es 0,2 μm . Cada laja individual contiene una densidad de dislocaciones extremadamente grande, del orden de $0,5 \times 10^{12}$ dislocaciones/ cm^2 . En algunas lajas, se observa una microestructura fina e internamente maclada: típica martensita en placas.

Otra característica de la martensita en listones que la diferencia de la martensita en placas en los aceros al carbono es que el plano de hábito de la martensita en listones está cercano a $\{111\}$, mientras que para las placas puede ser cualquiera de las dos familias de planos $\{225\}$ o $\{259\}$; la estructura cristalina de la martensita en lajas es cúbica centrada en el cuerpo, bcc, mientras que la martensita en placas es tetragonal centrada en el cuerpo, bct [5].

Normalmente, la morfología de la martensita en placas es muy distinta, porque las placas individuales no están situadas en forma de montones adyacentes y paralelos como la martensita en listones; más bien dichas placas, son más largas y más anchas. El ataque químico permite observar una línea muy fina que va recta por el centro de cada placa, denominada vena central. Hay evidencias de que esas venas centrales son las primeras que se forman en las placas, donde hay pequeñas diferencias en la subestructura maclada en la región de las venas; este hecho, produce diferencias en la respuesta al ataque químico.

La manera en se forman esos dos tipos de martensitas ferrosas es muy diferente. La formación de la martensita en listones se caracteriza por el crecimiento de lajas adyacentes paralelas, donde un grupo de lajas, ocasionalmente, crece simultáneamente de manera cooperativa como un arreglo y en ocasiones, por sucesivas nucleaciones y crecimientos de manera paralela a las primeras lajas. En consecuencia, los listones de martensita tienen una formación casi paralela y tamaño relativamente uniforme dentro de los paquetes. En la martensita en placas, las primeras placas formadas crecen a través de todos los granos de austenita. Las placas adicionales se forman mediante nucleación y crecimiento entre la austenita remanente entre las ya formadas y los bordes de grano. A medida que la austenita es separada por las placas de martensita, esas regiones austeníticas son cada vez menores y las placas formadas en su interior también lo son; por lo tanto, en la martensita en placas, éstas no son paralelas y tienen grandes diferencias en tamaño [8].

Las morfologías de muchas de las martensitas no-ferrosas son muy similares a las de la martensita en forma de placas de las aleaciones ferrosas; sin embargo, en numerosas aleaciones no-ferrosas tienen apariencia de bandas paralelas con una subestructura de regiones paralelas macladas, donde tanto las bandas como las maclas son lo suficientemente grandes como para ser resueltas mediante la microscopía óptica [6, 8].

Se ha establecido [10] que en los aceros pueden formarse únicamente carburos de los 6 tipos siguientes:

Carburos del grupo I

M_3C , $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_6C

Carburos del grupo II

MC , M_2C

Donde M representa la suma de los elementos que forman el carburo.

Los carburos reunidos en el grupo I tienen una estructura cristalina compleja, como es el caso de la cementita (Fe_3C). Los carburos del grupo II son fases de inserción, tienen una red cristalina simple y por lo general cristalizan con un déficit considerable de C.

Los carburos de las fases de inserción son difíciles de disolver en la austenita; significa que durante el calentamiento, incluso a elevada temperatura, pueden no pasar a solución sólida. Esto los distingue de los carburos del grupo I, que durante el calentamiento se disuelven fácilmente en la austenita. Todas las fases de inserción superan en este sentido a los carburos del grupo I [9].

En la **figura 2.11** se presentan los carburos puros binarios que se han observado en los aceros, de acuerdo con la posición de cada elemento en la tabla periódica.

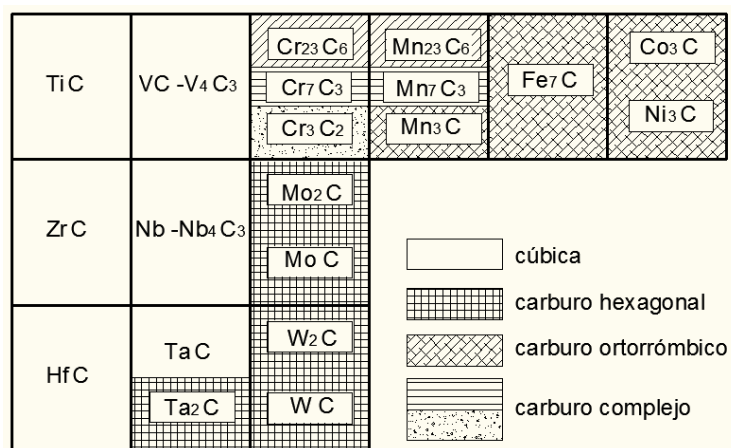


Figura 2. 11. Tipo de carburos [11].

En la misma se ha indicado la estructura de cristalización que puede ser dividida como:

- cúbica (tipo NaCl): TiC, ZrC, NbC, etc.
- hexagonal compacta: Mo₂C, MoC, Ta₂C, etc.
- ortorrómbica: Fe₃C, Mn₃C, etc.

En los aceros aleados generalmente no se encuentran los carburos puros binarios, existiendo siempre alguna solubilidad de virtualmente todos los elementos de aleación en varias fases carburo. Es por ello que se hace referencia, en la clasificación de carburos, al elemento metálico con la letra M, indicando la participación de otros elementos en el carburo binario.

A menudo los carburos son estables en un apreciable rango de composición (es decir, no son estequiométricos) y en general la fórmula debe ser vista como representando una cierta estructura y no a una especie química.

Muchas veces, en los carburos existe una apreciable solubilidad por el N. Específicamente esto ocurre en los carburos del grupo II (fases de inserción), cúbicos de fórmula MC y hexagonales de fórmula M_2C , en los cuales existen nitruros isomorfos y donde los carburos y nitruros muestran una completa intersolubilidad con la formación de carbonitruros. En esos casos se suele referir a los compuestos como MX, M_2X , etc., donde X indica la mezcla de átomos intersticiales [9].

Las características de cada uno de los 6 tipos de carburo que se presenta en los aceros aleados se discuten a continuación.

Carburos del grupo I

M_3C

Carburo rico en Fe con la estructura ortorrómbica de la cementita. En solución, puede tomar considerable cantidad de otros elementos. Como los Fe_3C y Mn_3C son isomorfos y completamente solubles entre ellos, la cantidad de Mn en M_3C está limitada sólo por el contenido de Mn del acero y el coeficiente de partición del elemento entre el carburo y la ferrita (concentración en la cementita dividida la concentración en la ferrita en equilibrio), que es 11 para el Mn entre 600 y 700 °C. A estas temperaturas los coeficientes de partición del Ni y el Co son de 0,3 y 0,2 respectivamente y estos elementos se disuelven principalmente en la ferrita.

El Cr es altamente soluble en M_3C . Hasta 1/5 de los átomos de Fe pueden ser reemplazados por Cr, o sea una relación metal-átomo de 0,2. El Mo se disuelve en M_3C sólo hasta una relación de 0,04. El W tiene poca solubilidad pero el V es soluble hasta una relación metal-átomo de 0,1 en (Fe,V) y hasta 0,17 (Fe, V, Cr) $_3C$ [9].

M_7C_3

Es un carburo rico en Cr con la estructura trigonal del Cr_7C_3 . Los parámetros de estructura son $a = 14,0 \text{ \AA}$ y $c = 4,5 \text{ \AA}$. Tiene alta solubilidad con el Fe con una relación metal-átomo hasta

0,6. El Mn tiene un carburo isomorfo y por lo tanto es muy soluble en el M_7C_3 . El Mo y V pueden disolver hasta relaciones de 0,055 y 0,16 respectivamente. El W es muy poco soluble, quizás como el Mo. Cierta cantidad de Ni puede reemplazar al Fe. La nucleación puede ocurrir sobre sitios nuevos o en la interface ferrita/cementita.

$M_{23}C_6$

En aceros libres de Mo y W, el $M_{23}C_6$ es un carburo rico en Cr con la estructura compleja fcc del $Cr_{23}C_6$ y su parámetro de red $a = 10.7 \text{ \AA}$. El Fe puede reemplazar al Cr en relaciones de 0,4. El Mn es altamente soluble porque tiene igualmente un carburo isomorfo. En aceros que contienen Mo o W, el $M_{23}C_6$ puede formarse con total ausencia de Cr. En aceros que contienen Cr y Mo o W la composición de los carburos está dentro de los límites representados por $Cr_{23}C_6$ y $Fe_{21}Mo_2C_6$ ó $Fe_{21}W_2C_6$ dependiendo de la composición y el tratamiento térmico del acero. El $M_{23}C_6$ puede también contener V hasta una relación metal-átomo de 0,2. Como en el M_7C_3 , la estructura no discrimina entre el Fe y el Ni como sustituto del Cr y en aceros que contienen Ni, el carburo puede contener apreciables cantidades de ese elemento. La nucleación ocurre predominantemente sobre los bordes de grano austenítico y entre los bordes de agujas [12].

M_6C

Es esencialmente un carburo ternario de Fe y Mo o Fe y W que puede presentar una apreciable solubilidad de otros elementos. La estructura es cúbica compleja y las composiciones van de:



Ambos carburos son de gran importancia en aceros rápidos. M_6C toma en solución Cr y V hasta relaciones metal-átomo de 0,3 y 0,1 respectivamente. La nucleación es posible sobre los bordes de grano austenítico y los bordes de agujas.

Carburo del grupo II (fase de inserción)

MC

Los carburos de este tipo con estructura hexagonal son el MoC y WC. Se encuentran sólo en aleaciones Fe-Mo-C y Fe-W-C respectivamente, pero normalmente no existen en aceros con otros elementos de aleación.

La estructura es principalmente fcc y mayormente precipitan como finos discos en $(100)\alpha$. La orientación dada por Baker y Nutting es:

$$\{100\}MX//\{100\}\alpha \text{ y } \langle 001 \rangle MX//\langle 011 \rangle \alpha$$

El MC forma una fina dispersión entre las agujas de la martensita y es el que contribuye fuertemente al endurecimiento.

Los metales más enérgicos en la formación de carburos estables, de los grupos IV A y V A de la Tabla Periódica (TiC, ZrC, HfC, VC, NbC, TaC), poseen una estructura cristalina cúbica como el NaCl. Generalmente muestran una variación en composición por la pérdida de átomos intersticiales de C (ejemplo: VC \rightarrow V₄C₃). En estos carburos existe alguna solubilidad de Fe, Cr, y Mo, independientes entre sí y pueden alcanzar una relación metal-átomo de 0,15. Estos carburos intersticiales pueden dar lugar a la formación de carbonitruros [9].

M₂C

En la mayoría de casos, M₂C precipita comúnmente como finas agujas paralelas a $\langle 100 \rangle_\alpha$ después de la cementita y tiene una estructura hexagonal; y generalmente nuclea sobre las dislocaciones de la matriz y en los bordes de las agujas de martensita. La relación de orientación dada por Pitsch y Schrader es:

$$\{0001\}M_2X//\{011\}\alpha \text{ y } \langle 11\bar{2}0 \rangle M_2X//\langle 100 \rangle \alpha$$

Este carburo es un compuesto rico en Mo con la estructura fcc del Mo₂C. Muestra una considerable solubilidad por el Cr y el V pudiendo alcanzar una relación de 0,3 para el primero y más aún para el segundo. Con el Fe la relación que alcanza es 0,2. En presencia de N forma compuestos intersticiales del tipo M₂X (X=C,N). Ocurren diversas combinaciones en los compuestos isomorfos, donde la fase más observada es (Cr, Mo, V)₂(C,N) [9].

2.2. Proceso de soldadura de recargue

2.2.1. Soldadura con alambre tubular bajo protección gaseosa

A continuación se describe brevemente el proceso de soldadura semiautomática con alambre tubular bajo protección gaseosa (**figura 2.12**), caracterizado porque el arco eléctrico se produce entre la pieza a soldar y el extremo del alambre. Con el calor del arco, aquí se funde, de modo que se produce la transferencia de metal fundido desde el alambre hasta el baño de fusión en el material base. El gas es el encargado de proteger el arco eléctrico y la pileta líquida de la atmósfera circundante y favorece la generación del arco eléctrico.

En general, el proceso se utiliza con corriente continua donde el electrodo está conectado al terminal positivo y la pieza al negativo (**figura 2.12**). Puede soldarse en forma manual o mecanizada. En la **figura 2.13** se muestra un esquema del equipo completo utilizado en el proceso [13-15].

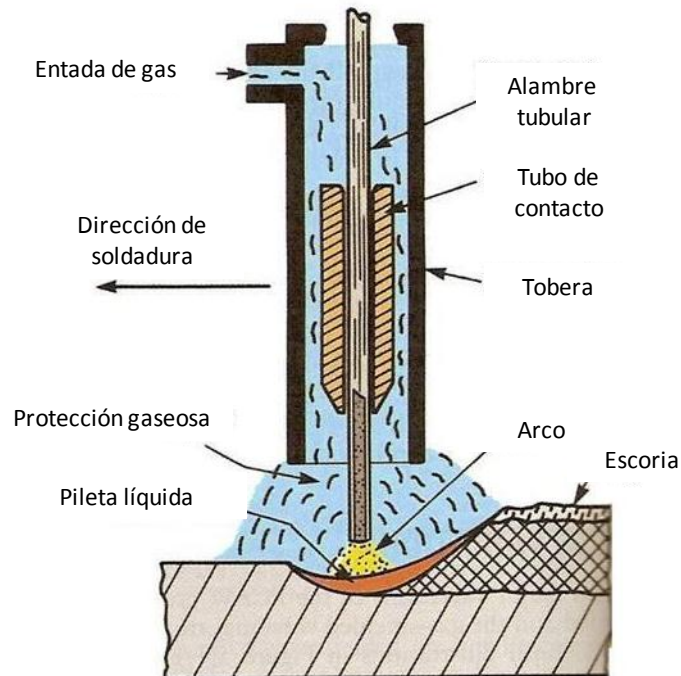


Figura 2. 12. Proceso de soldadura con electrodo tubular y protección gaseosa.

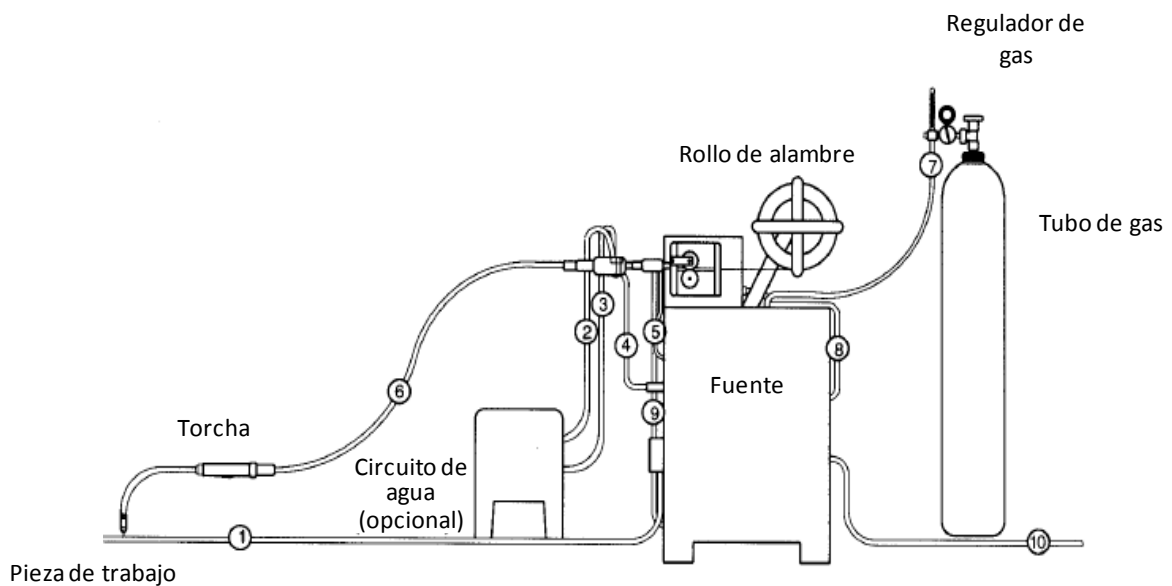


Figura 2. 13. Esquema del equipo completo [13].

2.2.2. Alambres tubulares

El electrodo utilizado en el proceso es un alambre tubular que en su interior contiene una mezcla de diferentes polvos que se denomina relleno. Este relleno, que forma el centro del electrodo, cumple muchas de las funciones del revestimiento de los electrodos manuales y de los fundentes utilizados en la soldadura con arco sumergido. El relleno de los electrodos tubulares también contiene elementos que se utilizan como estabilizadores del arco eléctrico [14].

Estos electrodos se fabrican a partir de flejes de acero al carbono o aleado llevando los elementos de aleación en su interior, evitándose de esta manera la necesidad de grandes coladas de acero aleado como ocurre en el caso de alambres macizos. Esto permite la obtención económica de lotes de producción acordes con el tamaño del mercado. Existen distintos tipos de cierre del alambre. Los más simples son a tope y solapado, **figura 2.14**, (1) y (3) y se utilizan de acuerdo con el espesor del fleje que se elige según el % de relleno deseado (a mayor % de relleno, menor espesor). Los cierres con distintos dobleces, **figura 2.14** (4) tienen la intención de calentar más rápidamente el relleno, por la conducción eléctrica del fleje y **figura 2.14** (5) es un diseño de doble relleno (imitando un electrodo manual) desarrollado en la ex URSS, que no fue exitoso. El **figura 2.14** (2) no tiene cierre, es un tubo llenado por vibración y luego trefilado al diámetro final.



Figura 2. 14. Distintas configuraciones de alambres tubulares [16].

Existen distintos tipos de electrodos tubulares. Una de estas variantes son los electrodos tubulares rellenos de metales (metal cored), en un 95 %; tienen aleantes, desoxidantes,

estabilizadores del arco. Generan muy poca escoria por lo que son ideales para soldadura con robot y son aptos para soldadura en toda posición [16].

Los electrodos tubulares generan un perfil de penetración más amplio que el correspondiente a electrodos macizos (**figura 2.15**). La transferencia en electrodos macizos es mucho más dirigida y concentrada en la parte central del arco. Otra diferencia entre los electrodos tubulares y macizos es la densidad de corriente que transportan a igual diámetro e igual corriente: la densidad de corriente en un electrodo tubular será mayor. La consecuencia inmediata de esto es un aumento en la velocidad de deposición de material debido a que el electrodo se funde más rápidamente. Las velocidades de deposición con alambres tubulares, a igualdad de corriente, son entre 20 y 30% mayores que con alambres macizos de diámetros equivalentes. Este aumento en el rendimiento puede ser utilizado para aumentar la velocidad de avance en el caso de soldadura de filete o reducir el tiempo de arco encendido en el caso de soldaduras multipasadas [17].

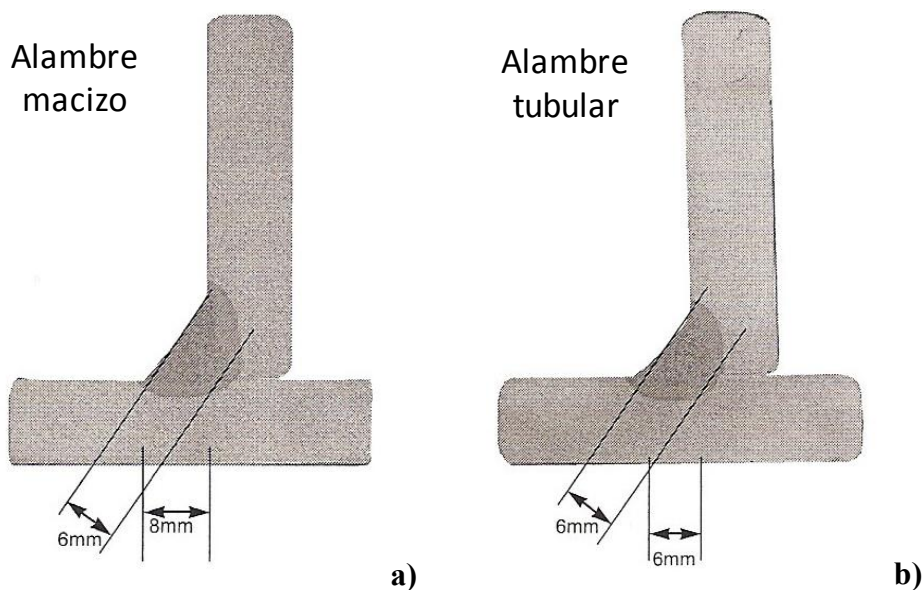


Figura 2. 15. Perfiles de penetración para un alambre a) macizo y otro b) tubular.

2.2.3. Variables del proceso

2.2.3.1. Tensión

La tensión del arco está relacionada con la altura del mismo. La apariencia, la calidad y las propiedades de las soldaduras son afectadas por variaciones en la tensión del arco [16]. Una tensión de arco demasiado alta (arco largo) puede originar excesivas salpicaduras y cordones anchos e irregulares. Una tensión de arco demasiado baja (arco corto) puede dar origen a

excesivas salpicaduras y cordones angostos y convexos con poca penetración [18], **figura 2.16**.



Figura 2. 16. Relación entre la forma del cordón y la tensión de arco.

2.2.3.2. Corriente

La corriente, el voltaje de trabajo y la velocidad de avance de la torcha son las variables que determinan la eficiencia del calor aportado [19]. Variaciones en la intensidad de corriente alteran el perfil del cordón de soldadura (**figura 2.17**).



Figura 2. 17. Relación entre la forma del cordón y la corriente: baja, media y alta.

La corriente es proporcional a la velocidad de alimentación del electrodo e inversamente proporcional a la longitud libre del electrodo [14], siempre y cuando se mantengan constantes la composición y el diámetro del mismo. Respecto del diámetro del electrodo, la corriente aumenta con el diámetro, manteniendo constante la velocidad de alimentación del electrodo y las demás variables constantes [16, 20].

2.2.3.3. Longitud libre del electrodo

La longitud libre del electrodo (*stick-out* o *electrical stick-out*) es la longitud del alambre medido desde la punta, donde se produce el arco, hasta el tubo de contacto donde se transfiere la corriente (**figura 2.18**).

En general se puede decir que este extremo no fundido del electrodo actúa como un resistor cuya resistencia será proporcional a la longitud libre. De aquí surge que la corriente estará afectada por la longitud libre. Una longitud libre de electrodo demasiado grande implica un aumento de la resistencia y por ende un descenso en la corriente. Lo contrario es un aumento de la corriente como consecuencia de una disminución de la longitud libre.

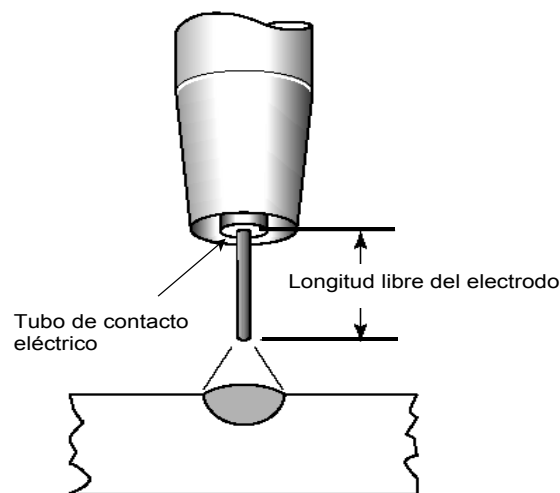


Figura 2. 18. Esquema del extremo de la torcha que muestra la longitud libre del electrodo [21].

Mantener invariable la longitud libre, en un proceso semi-automático, es importante para conseguir una penetración uniforme a lo largo del cordón.

2.2.3.4. Temperatura de precalentamiento y entre pasadas

Para que se produzca la fisuración por hidrógeno (o fisuración en frío o fisuración diferida) de un metal soldado se necesitan 3 factores: la presencia de hidrógeno en la junta soldada, tensiones residuales en el rango elástico y una microestructura susceptible.

En la fisuración en frío el hidrógeno proviene del revestimiento de los electrodos, de la humedad del aire, de grasas y restos de pinturas (hidrocarburos), del óxido y, en medida despreciable, del metal base [22].

La fisuración es máxima a temperatura ambiente. Esto es debido a que a alta temperatura la solubilidad del hidrógeno aumenta y lo mismo ocurre con el coeficiente de difusión; algunos sitios que actúan como trampas reversibles, dejan de hacerlo; en general, el material aumenta su ductilidad. A bajas temperaturas ocurre lo contrario: bajan la solubilidad del hidrógeno y el coeficiente de difusión, produciendo la disminución de la tenacidad [22]. En otras palabras, a

la temperatura ambiente se dan las condiciones de solubilidad, difusividad, trampas y propiedades mecánicas del acero que hacen máxima su sensibilidad a la fisuración. Para evitar esto debe calentarse la pieza a soldar utilizando el diagrama de la **figura 2.19**:

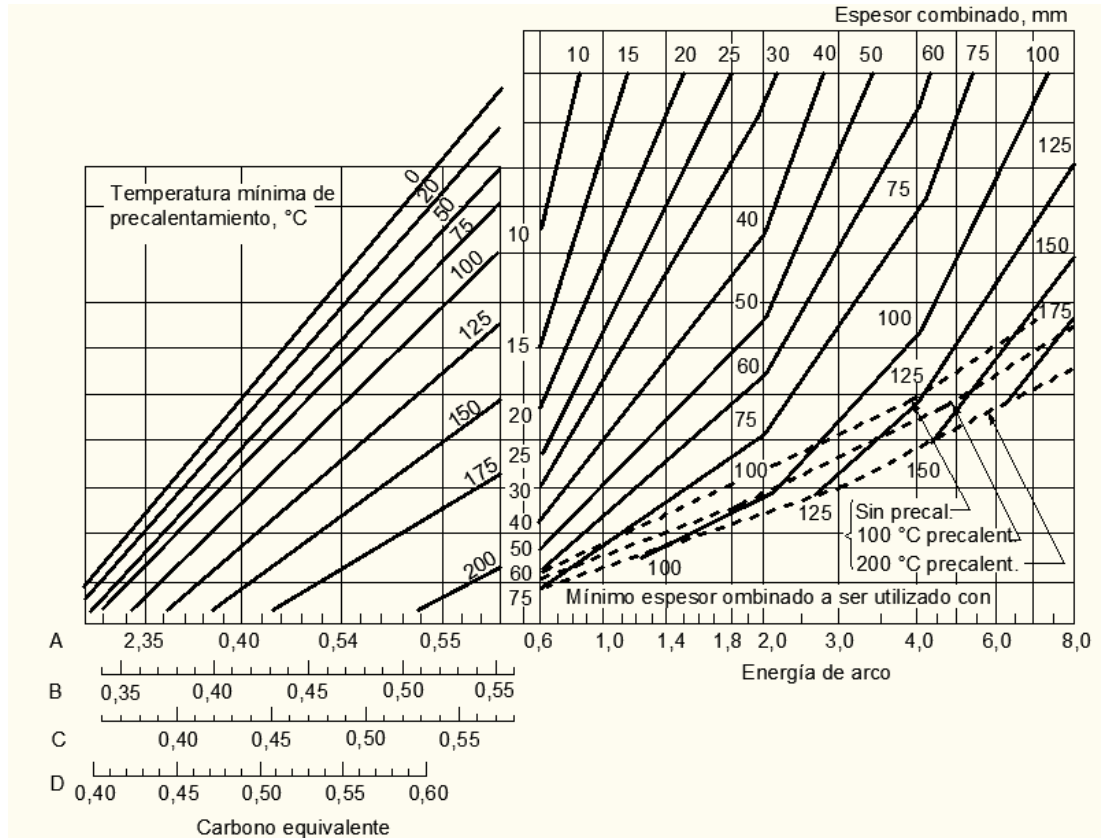


Figura 2. 19. Diagrama de Coe para el cálculo de la temperatura de precalentamiento [23].

El espesor combinado se define como la suma de los espesores que concurren a la junta. El carbono equivalente es la forma de normalizar la composición química de un acero en un solo número, para indicar cómo influye en su templeabilidad. Una de las fórmulas más usadas, propuesta por el IIW [18], es:

$$\text{Carbono equivalente} = C\% + \frac{Mn\%}{6} + \frac{(Cr\% + Mo\% + V\%)}{5} + \frac{(Ni\% + Cu\%)}{15}$$

2.2.3.5. Gases protectores

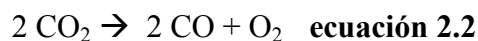
Las normas europeas sobre gases de protección para soldadura (EN439:1994) [24] clasifican los gases por sus potenciales de oxidación. El potencial de oxidación se calcula a partir de la **ecuación 2.1** [25].

$$P_o = \% O_2 + 0,5 \% CO_2 \quad \text{ecuación 2.1}$$

Las normas norteamericanas sobre gases de protección (AWS A5.32/A5.32M(R2007) [26] los clasifica según la composición de las mezclas de gases [27].

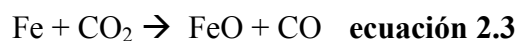
A medida que el potencial de oxidación de un gas aumenta, algunos elementos de aleación se oxidan parcialmente en el arco, con lo que disminuye la transferencia de esos elementos al metal depositado, pasando los oxidados a la escoria o la atmósfera. De esta manera, la resistencia del metal de soldadura se verá afectada al variar el porcentaje de elementos de aleación en el mismo [28]. El C, Si y Mn son los más sensibles al aumento del potencial de oxidación de un gas o mezcla de gases.

El dióxido de carbono es el gas de protección más utilizado. Dos ventajas principales con las que cuenta son: su bajo costo y el hecho de generar alta penetración del cordón, en comparación con mezclas de gases. Este gas es relativamente inactivo a temperatura ambiente, pero cuando es calentado a altas temperaturas por el arco se disocia para formar monóxido de carbono y oxígeno, según la **ecuación 2.2**.

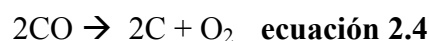


Por lo tanto, la atmósfera del arco contiene una considerable cantidad de oxígeno que reacciona con los elementos en el metal fundido. Para contrarrestar el efecto oxidante del CO_2 es que se incorporan materiales desoxidantes en el relleno [14].

Además el hierro reacciona con el CO_2 produciendo óxido de hierro y monóxido de carbono en una reacción reversible, según la **ecuación 2.3**.



A altas temperaturas algo del monóxido de carbono se disocia en carbono y oxígeno, según la **ecuación 2.4**.



El efecto del CO_2 como gas de protección sobre el contenido de carbono del metal de soldadura de aceros dulces y de baja aleación es diverso. En función de los contenidos de carbono originales del metal base y del aporte del electrodo, la atmósfera de CO_2 puede comportarse como carburante o decarburante [14, 28]. Si la concentración de carbono en el

metal de soldadura es menor que aproximadamente 0,05 % la pileta líquida tenderá a tomar carbono de la atmósfera protectora de CO₂. Por otro lado, si el contenido de carbono de la pileta líquida es mayor de 0,05 % entonces la misma podrá perder carbono. La pérdida de carbono es atribuible a la formación de CO debido a las características oxidantes del CO₂ a altas temperaturas. Cuando esta reacción ocurre el CO puede quedar atrapado en el metal de soldadura como porosidad. Esta tendencia se minimiza si el relleno del alambre tubular contiene un adecuado nivel de elementos desoxidantes, que reaccionarán con el oxígeno más que con el carbono del acero. Esta reacción resultará en la formación de óxidos sólidos que tenderán a flotar hacia la superficie donde formarán parte de la escoria.

Las mezclas de gases usadas pueden combinar las ventajas individuales de dos o más gases. Cuanto mayor es el porcentaje de gas inerte en las mezclas con CO₂ u oxígeno, mayor será la eficiencia de transferencia de aleantes contenidos en el relleno al metal de soldadura. El argón es capaz de proteger la pileta líquida en todo el rango de temperaturas que tiene lugar a lo largo del ciclo térmico en la soldadura. Su presencia en cantidades suficientes en una mezcla de gases protectora resulta en menor oxidación que la que tiene lugar al utilizar como gas de protección 100 %CO₂.

El uso de mezclas de gases protectoras con altos porcentajes de gas inerte en electrodos diseñados para ser utilizados con CO₂ puede resultar en un excesivo aumento de Mn, Si y otros elementos aleantes en el metal de soldadura. Este mayor contenido de aleación en el metal de soldadura cambiará sus propiedades mecánicas y puede ser perjudicial.

Otra característica que es afectada por el tipo de gas utilizado en la protección del arco eléctrico es la estabilidad de arco, que expresa hasta qué punto el arco se mantiene sin modificarse entre el extremo del electrodo y la pieza. Cuando la estabilidad de arco disminuye el arco puede “vagar” por la superficie de la pileta líquida, fluctuar en intensidad y/o cesar momentáneamente. La estabilidad de arco depende de una variedad de factores, de los cuales los más importantes son las propiedades físicas y químicas del gas de protección utilizado. De ellas dependen el potencial de ionización, la conductividad térmica, el peso específico y las características del cordón de soldadura.

Una alta conductividad térmica de la columna de plasma constreñirá el arco, disminuyendo su tamaño, mientras que una baja conductividad térmica lo expandirá, transmitiendo igual cantidad de calor a la pieza. El helio y el dióxido de carbono, tienen una conductividad térmica relativamente alta a las temperaturas del arco; el argón tiene menor conductividad térmica entre ellos. La columna de plasma con protección de argón se expandirá desde la punta fundida del alambre y se extenderá hacia arriba produciendo una mayor superficie para

el calentamiento por condensación de electrones. Este proceso de calentamiento fundirá rápidamente el alambre, produciendo una punta fina en el extremo del alambre. Simultáneamente en presencia de fuerzas fuertes de Lorentz, de origen electromagnético, la rápida fusión producirá un haz de gotas finas que impactan contra el metal base produciendo una profunda penetración direccional en los alambres macizos [27].

Por otro lado se tiene que la humedad del gas de protección puede afectar el nivel de hidrógeno difusible, que está asociado a la fisuración en frío en la soldadura o la zona afectada por el calor de aceros al carbono. Se mide por su punto de rocío y muchas de las mezclas de gases utilizadas en soldadura se entregan con menos de 10 ppm de humedad [28]. Los gases más utilizados son Ar, He y CO₂. Algunas veces se pueden encontrar mezclas con algo de O₂.

Ar y He son gases inertes. El argón es 1,4 veces más denso que el aire mientras que la densidad del helio es el 14 % del aire. Al ser más pesado que el aire, el argón es un buen protector, sobretodo en posición bajo mano. Por el contrario cuando se utiliza helio, al ser más liviano, se necesita mayor caudal para proteger al material de la misma manera.

El helio cuenta con la ventaja de tener una mayor conductividad térmica y produce un arco donde el plasma se encuentra uniformemente distribuido. El plasma en atmósfera de Ar se caracteriza por concentrar todo el calor en el centro y tener una periferia “fría”.

2.2.3.6. Velocidad de soldadura

La velocidad de soldadura afecta la penetración y el contorno del cordón. A bajas velocidades de soldadura la penetración es mayor. Bajas velocidades de soldadura a altas corrientes resultan en un sobrecalentamiento del metal de soldadura. Esto puede dar lugar a la posibilidad de que se produzcan atrapes de escoria o que se funda el metal base. Altas velocidades de soldadura tienden a dar cordones irregulares y con mala apariencia.

2.2.3.7. Caudal de gas de protección

Esta variable afecta fundamentalmente la calidad de la soldadura. Un caudal de gas bajo resulta en una pobre protección de la pileta fundida dando lugar a porosidad y oxidación. Excesivo caudal de gas genera turbulencia y mezcla con el aire. El efecto sobre la calidad de la soldadura será el mismo que cuando falta caudal de gas: en ambos extremos aumentan las impurezas en el metal de soldadura. El caudal de gas adecuado será función del tipo y

diámetro de la tobera de la torcha, de la distancia de la tobera hasta la pieza y de los movimientos de aire en el ambiente donde se realiza la soldadura [14].

2.2.3.8. Calor Aportado

El calor generado en el ánodo y el cátodo se produce por las colisiones electrónica e iónica respectivamente. La columna central del plasma es la parte más caliente, donde los átomos, iones y electrones se encuentran animados de un movimiento acelerado y en constante colisión; dicha zona está rodeada por una más fría.

Existe una gran diferencia entre el calor generado en el ánodo y el generado en el cátodo, lo que determina muchas veces el modo de uso del electrodo. Por ejemplo, en la soldadura TIG (Tungsten Inert Gas) [18], con argón como gas protector, el electrodo de tungsteno como cátodo (negativo) puede usar alrededor de 10 veces más corriente, sin fundirse, que cuando se usa como ánodo (positivo). Esto indica que el ánodo genera mucho más calor que el cátodo en este caso. Se debe a que el estado de ionización es más bajo y el gran bombardeo de electrones sobre el ánodo es el que provoca el aumento relativo de temperatura de éste, frente al cátodo.

En general, es mayor la cantidad de calor que se localiza en el baño de fusión o pileta líquida, cuando se utilizan electrodos consumibles, que cuando se emplean los no-consumibles, obteniéndose una mayor eficiencia térmica y una zona afectada por el calor (ZAC - zona aledaña al metal fundido, que no entró en fusión pero sufrió transformaciones en estado sólido que modificaron sus propiedades) más estrecha en el metal base. La eficiencia térmica para los procesos de electrodos consumibles es del orden de 70 – 80% y para los no-consumibles del 50-60%.

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

Dichos parámetros son:

- intensidad de corriente: I (A)
- voltaje de arco: V_a (V)
- velocidad de avance del electrodo: $vel\ av$ (mm/s)

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

$$Q = I \times V_a / \text{vel av} \quad (\text{A} \cdot \text{V} / \text{mm} \cdot \text{s}^{-1}) = (\text{kJ}/\text{mm})$$

2.2.3.9. Tratamiento térmico post soldadura

Normalmente, la estructura martensítica obtenida de un acero templado es muy frágil por lo que pueden mejorarse sus propiedades, mediante tratamientos térmicos, en el rango de 150 a 700 °C, que incrementan su ductilidad con alguna pérdida de dureza. Este tratamiento se denomina revenido.

La martensita es una solución sobresaturada de C en Fe α . Mediante el revenido, se produce la precipitación de partículas finamente divididas (carburos); esta dispersión de carburos en la matriz de Fe α , le confiere un aspecto estructural que la distingue notablemente de la martensita original.

Etapas del revenido

Las 4 etapas fundamentales (**figura 2.20**) poseen rangos característicos de temperaturas, aunque pueden superponerse parcialmente:

Etapas 1 (hasta 250 °C): precipitación de carburo ϵ ; pérdida parcial de tetragonalidad de la martensita.

Cuando la muestra se prepara para estudio metalográfico, la martensita, luego del temple aparece de color claro; luego del calentamiento en este rango de temperatura, se revela de oscura. No se puede resolver ópticamente ningún precipitado, pero por la coloración obtenida puede distinguirse como martensita revenida.

La martensita formada en aceros de medio y alto carbono (0,3 a 1,5 %C) no es estable a temperatura ambiente, ya que los átomos de C pueden difundir. Esta inestabilidad se incrementa con el aumento de la temperatura, produciendo la precipitación de carburo ϵ (hcp). Las mediciones con rayos X indican que existe coherencia cristalina en las primeras etapas de la precipitación. En aceros de alto C, se observa un incremento de la dureza por precipitación de carburo ϵ , dentro del rango de temperaturas de 50 a 100 °C. Al final de esta etapa, la martensita todavía posee tetragonalidad, con un contenido de aproximadamente 0,25 %C.

- Etapas 2 (entre 200 y 300 °C): descomposición de la austenita retenida.

La austenita retenida luego del temple, se descompone posiblemente en bainita ferrítica y cementita, pero no se ha efectuado una comparación detallada entre esa fase y la bainita inferior (la observación directa de la austenita retenida en la microestructura es dificultosa, especialmente si se presenta en bajas concentraciones). En aceros al C con C por debajo de 0,5 %, la concentración de austenita retenida es menor del 2 %, elevándose al 6 % para 0,8 %C y superando al 30 % para 1,25 %C.

- Etapa 3 (entre 300 y 350 °C): reemplazo del carburo por la cementita; pérdida de la tetragonalidad de la martensita.

Durante esta etapa, la cementita aparece primero en la microestructura como varillas Widmanstätten, con una relación de orientación bien definida con la matriz, la que a su vez pierde la tetragonalidad convirtiéndose en ferrita. Esta reacción, comienza aproximadamente a 100 °C y se desarrolla completamente a los 300 °C, con partículas de hasta 200 μm de largo y de un diámetro de 15 μm . Los sitios preferidos de nucleación de la cementita (Fe_3C) son las interfases de los carburos con la matriz; a medida que las partículas de Fe_3C crecen, las de carburo desaparecen. En aceros de alto C, la microestructura de maclas también genera sitios de nucleación, formando colonias de orientación similar a los planos de hábito, lo que constituye una marcada distinción con el plano corriente de hábito de la estructura Widmanstätten. La cementita puede formarse como películas muy delgadas y difíciles de detectar, que esferoidizan gradualmente en límites de grano; existe evidencia de que estas películas de cementita en borde de grano afectan a la ductilidad; para modificar esta microestructura se agregan elementos de aleación. La precipitación de C, en esta etapa, provoca la desaparición de la tetragonalidad de la matriz; quedando una matriz ferrítica no sobresaturada en C.

- Etapa 4 (por encima de 350 °C): granulación y esferoidización de la cementita; recuperación y recristalización de la ferrita.

En esta etapa, la cementita sufre un engrosamiento, perdiendo su morfología cristalográfica tendiendo a la esferoidización; este engrosamiento comienza entre los 300 y 400 °C, mientras que la esferoidización se incrementa a temperaturas más elevadas. A 700 °C, los límites de grano de los listones martensíticos son reemplazados por límites de grano ferríticos equiaxiales, mediante un proceso clásico de recristalización. Finalmente, quedan granos ferríticos equiaxiales con partículas

bastas esferoidizadas de cementita (Fe_3C), parcialmente precipitadas en bordes de grano. La esferoidización es estimulada por el descenso de la energía superficial; los límites de grano son preferidos por la facilidad de difusión en esas regiones. La difusión de vacancias es el proceso que controla el engrosamiento de las partículas de cementita [5-6].

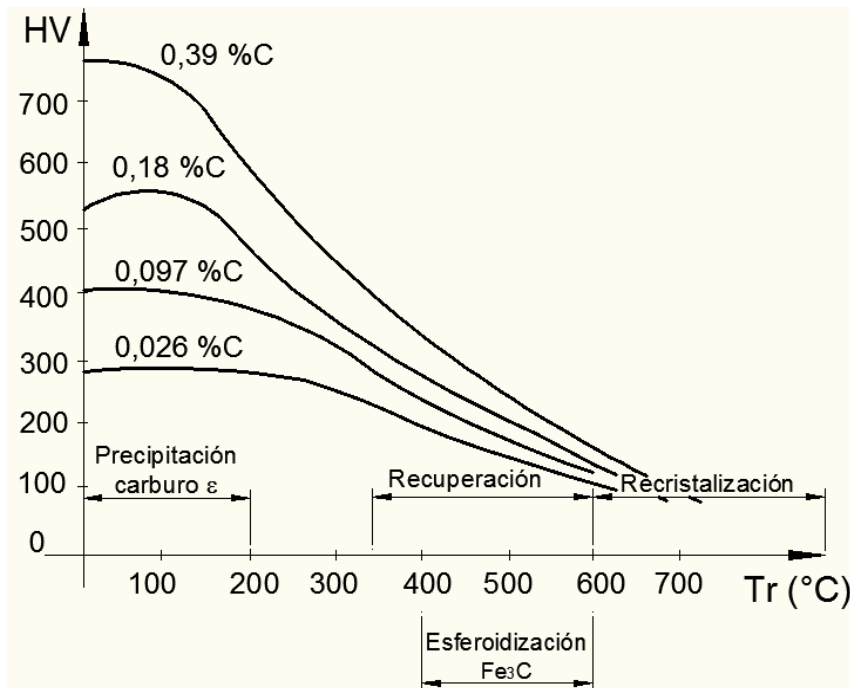


Figura 2. 20. Dureza de aceros al C templados y revenidos 1 hora en el rango de 100-700 °C [5].

2.2.3.10.1. Influencia del carbono

El C afecta notablemente el comportamiento de los aceros en el revenido; en principio, influye sobre la dureza y la morfología de la estructura martensítica. La temperatura M_s disminuye con el aumento del contenido de C y por lo tanto, también lo hace la probabilidad de autorevenido durante el temple. En general, para cualquier concentración de C, la dureza disminuye en función de la temperatura de revenido; sin embargo, en aceros de alto C, se observa un incremento transitorio de la dureza entre 50 y 150 °C como consecuencia de la precipitación de carburo ϵ [5].

2.2.3.10.2. Influencia de los elementos de aleación

El efecto de los aleantes aparece no sólo en la cinética de las reacciones sino también en los productos que de éstas resultan.

Los cambios estructurales ocurridos durante la primera etapa de revenido son difíciles de determinar; sin embargo, está verificado que ciertos elementos (especialmente el Si) pueden estabilizar el carburo ϵ , de tal modo que en aceros con 1 a 2 %Si, esta microestructura se halla presente a temperaturas de revenido de 400 °C (e incluso superiores, aumentando el tenor de Si). Esta evidencia sugiere que tanto la nucleación como el crecimiento del Fe_3C son demorados por el Si y además que este elemento entra en la estructura del carburo ϵ .

Mientras que en los aceros al C, la tetragonalidad de la martensita desaparece a los 300 °C, en aceros que contienen ciertos elementos de aleación (Cr, Mo, W, V, Ti, Si) la tetragonalidad se mantiene hasta temperaturas de revenido de 450 °C y aún de 500 °C; evidentemente estos elementos incrementan la estabilidad de la solución sólida sobresaturada de C en Fe. En contraste, otros elementos (Ni, Ti) decrecen la estabilidad. La austenita retenida - cuya proporción se incrementa con el agregado de determinados aleantes - se presenta muchas veces como una malla fina en torno de los listones martensíticos.

Los elementos de aleación pueden también limitar el engrosamiento de la cementita en el rango de 400 a 700 °C. Principalmente el Si, Cr, Mo y W provocan que la cementita retenga su estructura fina Widmanstätten a altas temperaturas, debido a su acción en la estructura de la cementita o por segregación en las interfases carburo-ferrita; el efecto es la demora en el proceso de ablandamiento en el revenido [4, 8].

Algunos elementos en los aceros forman carburos que son termodinámicamente más estables que la cementita; así, el Cr, Mo, V, W y Ti forman (todos) carburos con mayores entalpías de formación; mientras que el Ni, Co, Cu y otros no forman fases carburo; el Mn es un débil formador de carburo, se lo encuentra en solución sólida en la cementita y no como compuesto. Cuando los elementos formadores de carburos se encuentran en suficiente concentración en los aceros, cabe esperar que sus carburos se produzcan con preferencia a la cementita; pero estos carburos se forman en el rango de 500 a 600 °C, debido a la lenta difusión de los elementos sustitucionales respecto del C y del N.

El engrosamiento de los carburos con el aumento de la temperatura de revenido, es otro fenómeno con marcada influencia en las propiedades mecánicas de los aceros. En carburos aleados (mixtos), la cinética de engrosamiento depende del coeficiente de difusión del soluto y, bajo las mismas condiciones, el crecimiento de la cementita es mayor que el de los carburos aleados; en aceros aleados, donde coexisten la cementita y el carburo mixto, la dispersión de cementita es siempre más gruesa.

La capacidad de ciertos elementos para formar una dispersión fina de carburos aleados en el rango 500 a 600 °C y de permanecer fina luego de revenidos prolongados, ha originado el desarrollo de aceros de alta resistencia; así, en algunos aceros aleados, se han alcanzado durezas en revenido superiores a las de estructura de temple; el fenómeno es llamado endurecimiento secundario (**figura 2.21**), se presenta en aceros con Mo, V, W, Ti y en los de elevada concentración de Cr; es un proceso típico de una reacción de envejecimiento en la cual la dispersión de cementita gruesa se reemplaza por una nueva, mucho más fina, de carburos mixtos [4, 8].

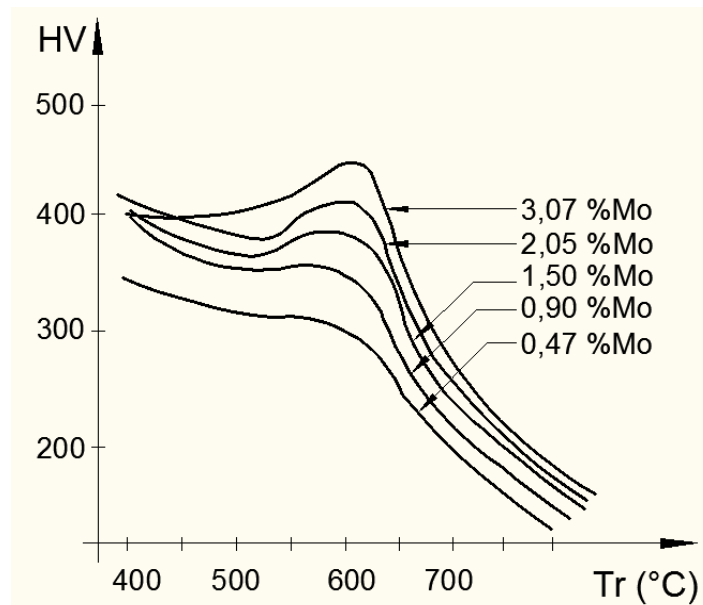


Figura 2. 21. Efecto del Mo en el revenido de un acero de 0,1%C templado (1h a temperatura de revenido Tr) [29].

Los carburos aleados (mixtos) pueden formarse de 3 maneras:

- nucleación in situ en las partículas pre-existentes de cementita
- nucleación dentro de la matriz ferrítica, a partir de la estructura de dislocaciones de la martensita;
- en los límites de granos y subgranos, que comprenden los de la austenita original, los de la martensita primitiva (luego ferrita) y los nuevos límites de grano ferríticos, formados por coalescencia de subgranos o por recrystalización.

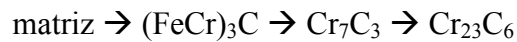
Revenido de aceros con vanadio

El V es un enérgico formador de carburo VC. Muchos de los aceros que contienen V (como: $\frac{1}{2}$ Cr $\frac{1}{2}$ Mo $\frac{1}{4}$ V y otros) muestran una extensiva precipitación de VC durante el revenido,

como consecuencia no sólo de la estabilidad de ese carburo frente a la cementita sino también respecto de los carburos de Cr y Mo. Por esta capacidad de mantener una dispersión fina de carburos a elevada temperatura (incluso hasta 700 °C), el V es constituyente importante de aceros destinados a altas temperaturas de servicio (centrales térmicas) [4].

Revenido de aceros con cromo

El Cr es un formador de carburos más débil que el V; la secuencia normal durante el revenido es la siguiente:



Mientras esta secuencia ocurre en aceros de alto Cr, por debajo del 7% Cr el Cr_{23}C_6 no se forma (a no ser que otro metal como el Mo esté presente). Aceros con hasta un 9 %Cr no muestran pico de endurecimiento secundario (ver **figura 2.22**), pero sí es notorio a partir del 12 %Cr (debido a la precipitación de Cr_7C_3); el cromo difunde más rápidamente en la ferrita que otros elementos de aleación, por lo que el Cr_7C_3 es detectado durante el revenido a temperaturas bajas como 500 °C y, comparando con el VC, engrosa rápidamente si no se agregan otros aleantes como el Mo.

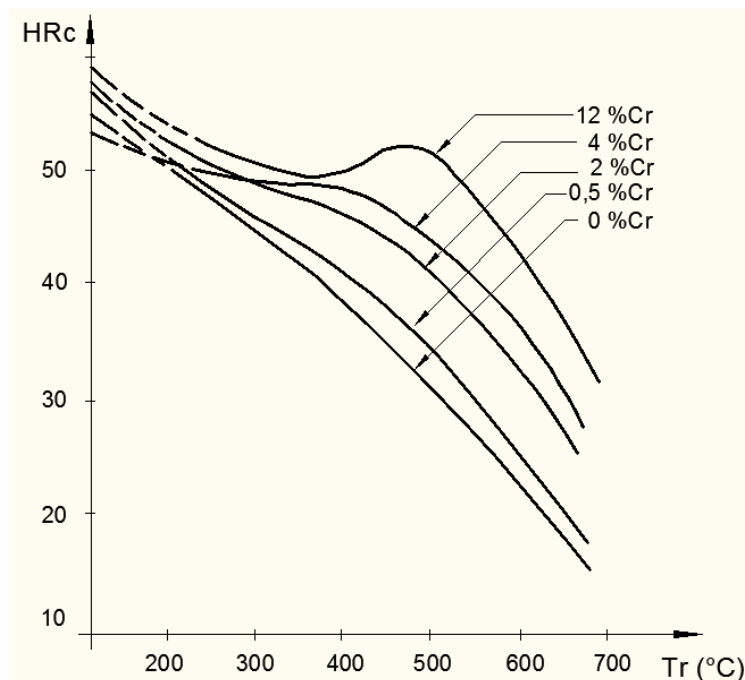
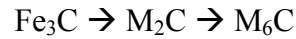


Figura 2. 22. Efecto del Cr en el revenido de un acero (0,35 %C) [4].

Revenido de aceros con molibdeno y tungsteno

Cuando se agregan Mo o W como aleantes predominantes en un acero, son posibles diferentes fases de carburo pero, para composiciones de 4 al 6 % del elemento, la secuencia es:



Los carburos responsables del endurecimiento secundario son los hexagonales Mo_2C y W_2C ; la morfología de estos carburos es de varilla, adoptando la distribución Widmanstätten; el carburo se nuclea en los antiguos granos austeníticos y en bordes ferríticos. Con bajas concentraciones de W o Mo, aparecen otros carburos [2, 4].

2.3. Dilución

2.3.1. Introducción

En la mayoría de los casos, el proceso de recargue requiere de consideraciones especiales que no son solicitadas para uniones soldadas. Se pueden incluir en ellas las siguientes:

- 1- La composición química y las propiedades mecánicas del recargue usualmente son muy diferentes de aquéllas del metal base sobre el cual se deposita.
- 2- Una área relativamente grande del metal base se recubre con recargue.
- 3- En recargue, es deseable aplicar la menor cantidad de soldadura posible.

2.3.2. Control de dilución

La **figura 2.23** ilustra un esquema de dilución. La ecuación en la figura muestra los porcentajes de dilución como una función de la cantidad de metal base fundido (B) y el metal depositado (A).

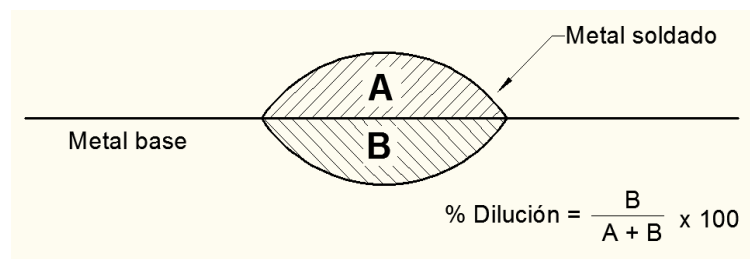


Figura 2. 23. Esquema de dilución de un cordón de soldadura [1].

Desde un punto de vista metalúrgico, la composición y las propiedades del recargue son fuertemente influidas por la dilución resultante. Debido a esta influencia, la cantidad de dilución que será obtenida con cada proceso de soldadura deberá ser considerada seleccionando apropiadamente la combinación del material de recargue y el proceso de soldadura para cada aplicación particular.

2.3.4. Variables de soldadura que afectan la dilución

Gran cantidad de recargue se realiza con los procesos de soldadura por arco eléctrico. Debido a la importancia de la dilución, es necesario conocer el efecto de cada variable. Las mismas son:

Amperaje:

Incrementando el amperaje (densidad de corriente) aumenta la dilución. El arco es más caliente y rígido, la penetración es más profunda y mayor es la fusión del metal base.

Polaridad:

Con corriente directa con polo negativo al electrodo (DCEN) da menos penetración y, por lo tanto, menor dilución que con el electrodo al polo positivo (DCEP). Alternando las corrientes da diluciones intermedias a ambas.

Diámetro del electrodo:

Diámetros pequeños de electrodo significan menores amperajes y por lo tanto menor dilución. En soldadura por arco bajo protección gaseosa, para un dado amperaje, diámetros grandes de electrodo (y bajas densidades de corriente) dan diluciones más bajas si el mayor diámetro resulta en transferencia globular; mientras que los diámetros más pequeños resultan en transferencia de rocío. Con otros procesos de soldadura el resultado puede variar.

Extensión del electrodo:

Un electrodo largo disminuye la dilución (para procesos con electrodo consumible) por incremento en la velocidad de fusión del electrodo ($\text{calor} = I^2R$) y la difusión de la energía del arco mientras ésta afecte sobre el metal base. A la inversa, un electrodo corto incrementa la dilución, dentro de ciertos límites.

Paso o separación de cordones:

Una ajustada separación entre cordones (mayor superposición) reduce la dilución debido a que mayor cantidad de cordones previos y menor material base se refunden e incorporan a la pileta líquida. Una amplia separación de cordones (menor sobreposición) incrementa la dilución.

Oscilación del electrodo:

Cuando se oscila el electrodo, se obtienen cordones anchos y menor penetración, por lo que es menor la dilución: los cordones finos, estirados, producen máxima dilución. La frecuencia de oscilación también afecta la dilución: como regla, a mayor frecuencia de oscilación menor dilución. Hay tres parámetros básicos de oscilación, como se indican en la **figura 2.24**.

La oscilación pendular se caracteriza por una oscilación sigilosa a ambos lados de los cordones en donde se produce mayor penetración y por lo tanto mayor dilución. La longitud del arco cambia continuamente con la oscilación pendular, resultando en variaciones en las características del arco.

La oscilación en línea recta da aproximadamente igual resultado que con oscilación pendular pero logra mantener constantes las características del arco. La oscilación en línea recta y con velocidad constante produce la dilución más baja y hace que la longitud del arco se mantenga constante, para movimientos horizontales.

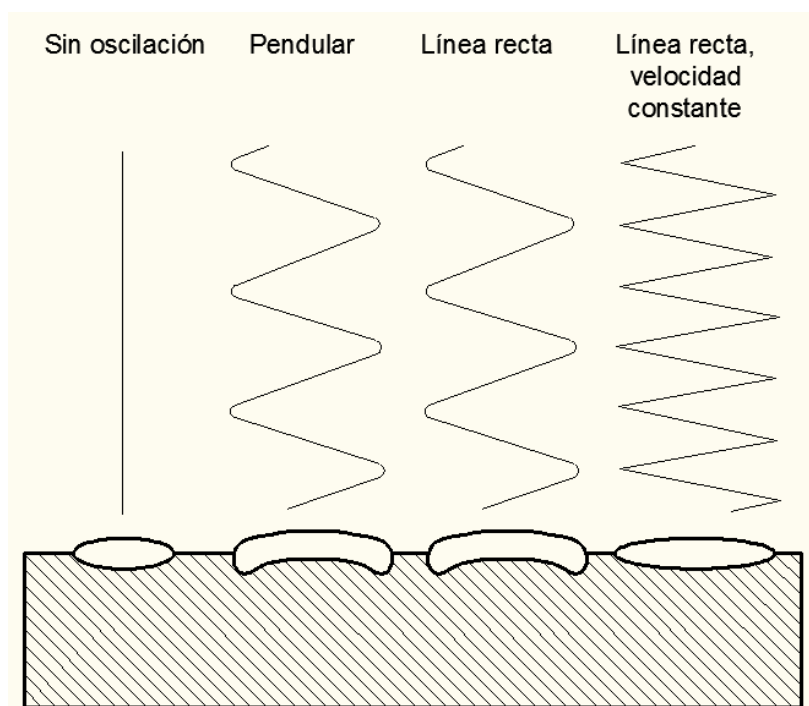


Figura 2. 24. Modos básicos de oscilación y configuración de cordones [1].

Velocidad de avance:

Un decaimiento en la velocidad de avance disminuye la cantidad de metal fundido por unidad de tiempo y/o distancia e incrementa la cantidad de recargue agregado: esto reduce la dilución. Esta reducción se genera por el cambio de forma del cordón y el espesor y por el hecho de que la fuerza del arco es ejercida sobre la pileta líquida más que sobre el metal base. En la **figura 2.25** se muestran estos efectos.

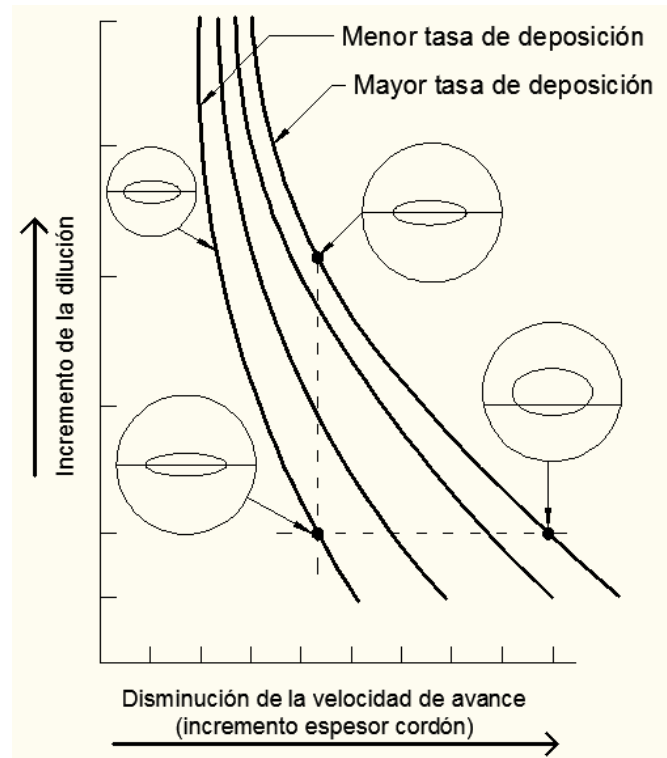


Figura 2. 25. Efecto de la velocidad de soldadura sobre la dilución [1].

Posición de soldadura e inclinación de la pieza de trabajo:

La posición de soldadura sobre la cual se aplica el recargue es aplicado tiene una importante influencia sobre la dilución. Dependiendo de la posición o la inclinación de la pieza de trabajo la gravedad puede hacer que la pileta vaya delante de, se mantenga debajo o detrás del arco. La mayoría de las piletas permanecen adelante o debajo del arco, por lo tanto la penetración en el metal base es menor y menor es entonces la dilución; así, la pileta líquida actúa como un recipiente, absorbiendo algo de la energía del arco antes de que incida sobre el metal base. Esta absorción de la energía del arco aplanan y extiende la pileta líquida y, por lo tanto, el cordón soldado. Si la pileta líquida está muy por delante del arco o es muy gruesa, habrá insuficiente fusión de la superficie del metal base y el depósito no tendrá lugar.

En los casos típicos, el orden de decrecimiento de la dilución para cada posición de trabajo es la siguiente:

- 1- Vertical ascendente (mayor dilución)
- 2- Horizontal
- 3- Plana con inclinación (subiendo)
- 4- Plana sin inclinación
- 5- Plana con inclinación (bajando)

La mayoría de las aplicaciones de recargue se realizan en posición plana. Para lograr la menor dilución en soldaduras ascendente o descendente de placas y partes cilíndricas la misma debe realizarse de acuerdo con la **figura 2.26**.

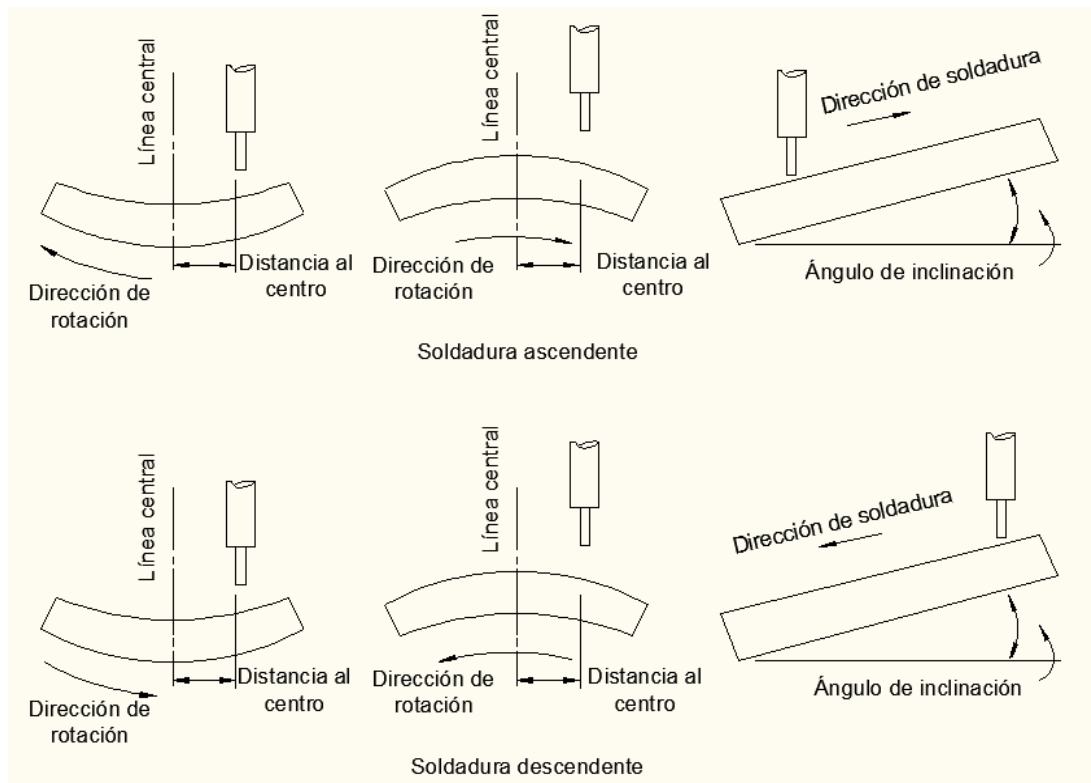


Figura 2. 26. Soldadura ascendente y descendente sobre placas y partes cilíndricas [1].

Protección del arco:

El medio de protección, gas o fundente, tiene un significativo efecto sobre la dilución. Esta influencia se debe a la fluidez y tensión superficial de la pileta líquida, que a su vez, determinan la medida en que el metal de soldadura moja el metal base y se mezcla a lo largo de los bordes del cordón. El medio de protección también tiene un significativo efecto sobre

el tipo de corriente de soldadura a usar. La lista debajo ordena de manera decreciente el efecto del medio de protección:

- 1- Helio (mayor)
- 2- Fundentes granulares sin adición de aleantes.
- 3- Dióxido de carbono.
- 4- Argón.
- 5- Fludentes granulares con adición de aleantes (menor)

2.3.5. Modelo de dilución en multipasadas

Los mecanismos que afectan la dilución en multicapas 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:

- 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 2.27**. 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 tercer fracción es la constituida por el aporte de material base fundido. Debido a que la suma de las tres fracciones deben sumar la unidad, la fracción del metal base puede ser expresada en términos de **K** y λ como se indica a continuación:

$$\text{Fracción del metal base} = 1 - K - \lambda \quad \text{ecuación 2.5}$$

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

$$K + \lambda \leq 1 \quad \text{ecuación 2.6}$$

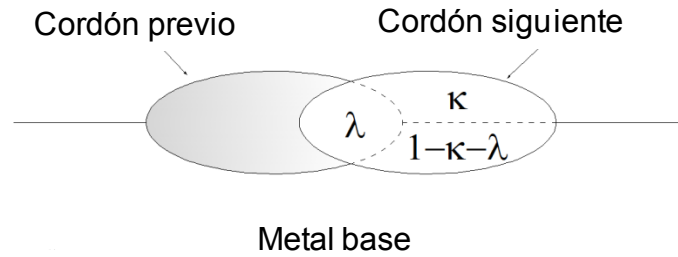


Figura 2. 27. Esquema representativo de un cordón en multipasadas [30].

En la **ecuación 2.6** la igualdad ocurre si no hay fusión del metal base. Esto puede ocurrir si un cordón se deposita directamente encima de otro.

En este trabajo, se acepta que para el primer cordón soldado $\lambda=0$ ya que no hay cordones previos. En este caso se asume que **K** es igual al valor complementario de dilución, **D**, como se indica a continuación:

$$\mathbf{K} = 1 - \mathbf{D} \quad \text{ecuación 2.7}$$

Para modelar el efecto de dilución con las sucesivas pasadas se definen las siguientes condiciones de borde [30]:

- Todos los cordones se depositan con los mismos parámetros.
- La composición química del metal soldado y el metal base son diferentes.
- La temperatura entre pasadas es siempre la misma.

Además se realizan las siguientes simplificaciones:

- Cada cordón es perfectamente homogéneo.
- **K** se mantiene sin cambios desde la primera pasada y λ se mantiene sin cambios desde el segundo cordón hasta el último.

Si se aplican las condiciones anteriores, la concentración de los elementos de aleación **x** en el primer cordón, definido como $[\mathbf{x}]_1$, será dada por:

$$[\mathbf{x}]_1 = \mathbf{K} [\mathbf{x}]_{awm} + (1 - \mathbf{K}) [\mathbf{x}]_{bm} \quad \text{ecuación 2.8}$$

Donde $[\mathbf{x}]_{awm}$ = concentración de elemento **x** en todo el metal depositado

$[\mathbf{x}]_{bm}$ = concentración de elemento **x** en el metal base.

La **ecuación 2.8** describe el caso especial de una pasada simple donde $\lambda=0$. Si ahora se considera la deposición de una segunda pasada, la concentración de elementos x en el cordón estará dada por:

$$[x]_2 = K [x]_{awm} + \lambda [x]_1 + (1 - K - \lambda) [x]_{bm} \quad \text{ecuación 2.9}$$

Sustituyendo la **ecuación 2.8** en la **ecuación 2.9** da:

$$[x]_2 = (K + K \lambda) [x]_{awm} + (1 - K - \lambda) [x]_{bm} \quad \text{ecuación 2.10}$$

Una aproximación similar puede adoptarse para el tercer cordón:

$$[x]_3 = (K + K \lambda + \lambda^2 K) [x]_{awm} + (1 - K - K \lambda - \lambda^2 K) [x]_{bm} \quad \text{ecuación 2.11}$$

Si las condiciones y suposiciones anteriores se cumplen, la concentración de elementos x en los N cordones superpuestos, $[x]_N$, será dada por:

$$[x]_N = [x]_{awm} + K ([x]_{awm} - [x]_{bm}) \sum_{j=0}^{N-1} \lambda^j \quad \text{ecuación 2.12}$$

Esta ecuación dará un valor estimado de la concentración de un elemento en el cordón seleccionado, desde el primero hasta el último. La suma de la **ecuación 2.12** es una serie geométrica y, cuando N tiende a ser un número, el límite de la suma converge a:

$$\sum_{j=0}^{N-1} \lambda^j = \frac{1}{(1-\lambda)} \quad \text{ecuación 2.13}$$

Consecuentemente, se puede escribir una expresión para el estado estacionario de la concentración de un elemento, $[x]_{ss}$, en superposición de cordones:

$$[x]_{ss} = [x]_{bm} + K ([x]_{awm} - [x]_{bm}) / (1 - \lambda) \quad \text{ecuación 2.14}$$

En base a la **ecuación** anterior **2.14** se podrá calcular la concentración estacionaria de cada elemento para una capa dada. Para ello se supondrá que el valor $[x]_{bm}$ puede ser considerado también como la concentración del elemento x de la capa previa.

2.4. Tribología

TRIBOLOGÍA (fricción, lubricación y desgaste) es la ciencia que estudia las superficies que interactúan en movimiento relativo. El término tribología proviene del griego “tribos”, que significa frotar o rozar (*to rub*). Si bien este término puede no ser familiar para muchos, su significado fue claramente transmitido desde viejos escritos. Una pintura Egipcia de 1880 a.C., describe a trabajadores arrastrando un trineo con una estatua pesada. Uno de ellos derrama un líquido lubricante sobre el piso justo antes de que el trineo pase para minimizar el trabajo requerido. Esta pintura describe los conocimientos de fricción que ellos poseían [31].

Sin embargo, los estudios científicos de la dinámica de movimiento y los fenómenos de fricción acontecieron mucho después que aquellas primeras aplicaciones. Comenzando con *Galileo*, quien realizó un gran avance en el entendimiento del movimiento, cuando descubrió el “principio de inercia”. La siguiente etapa en el desarrollo científico de la dinámica, fue hecha por *Newton*, quien formuló las leyes de la mecánica clásica.

Suplementariamente a las leyes de *Galileo* y *Newton*, *Amontons* en 1699 y *Coulomb* en 1785 formularon algunas reglas de fricción en sólidos basadas en experimentos. *Coulomb* desarrolló un equipo de medición especial llamado “tribómetro”.

A partir de entonces se sucedieron numerosos estudios con el objeto de comprender los fenómenos tribológicos a nivel macroscópico.

Sin embargo, hoy en día la tolerancia de muchos componentes, requiere estudios a escala microscópica y en ciertos casos a escala atómica.

Cuando es necesario fabricar componentes precisos, se puede obtener un gran beneficio si se comprende a escala atómica o microscópica, qué sucede cuando las superficies interactúan.

Desde su definición en 1966, el término “**tribología**” 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 la ciencia y la tecnología.

Con el objeto de caracterizar el significado de tribología, a continuación se enfatizan tres puntos [32]:

(1) El aspecto económico de la tribología

Ha sido estimado que el 30% de la energía generada en las industrias del mundo se consume en procesos de fricción. Esto claramente indica la importancia de la conservación de la energía y los materiales.

(2) El aspecto científico de la tribología

Es conocido que todos los procesos macroscópicos en la naturaleza son irreversibles. La ciencia en su teoría “pura” ha omitido ampliamente esta irreversibilidad ya que las leyes de procesos ideales fueron mucho más sencillas de desarrollar. La tribología debería investigar en detalle los procesos irreversibles de mecánica y explicar los efectos complejos de disipación de energía y materiales.

(3) El aspecto multidisciplinario de la tribología

Desde que la tribología fuera definida como “ciencia y tecnología de superficies que interactúan en movimiento relativo”, se incluye no sólo el trabajo de físicos, químicos y científicos interesados en las propiedades de los materiales, sino también el trabajo de ingenieros que empleen “superficies que interactúan” para la transmisión de movimiento, fuerzas, trabajo, etc, en varios tipos de maquinarias. Por lo tanto, la tribología está conectada con varias áreas de la ciencia y la tecnología, como la física, la química, la ciencia de materiales, la ingeniería mecánica, la ingeniería de lubricación, etc.

2.4.1. Definición de fricción

La fuerza de rozamiento se define como la resistencia al movimiento que se produce cuando un cuerpo se mueve contra otro. La fricción se puede definir como de deslizamiento o rodamiento (**figura 2.28**) [33]. La fricción de deslizamiento se produce entre las interfaces de dos objetos que se mueven rígidamente uno respecto del otro. Cabe señalar que, debido a otros factores como la mala alineación o el movimiento de las asperezas en la interfaz de las superficies, un elemento sometido a deslizamiento de fricción siempre tendrá involucrado el desgaste por rodadura.

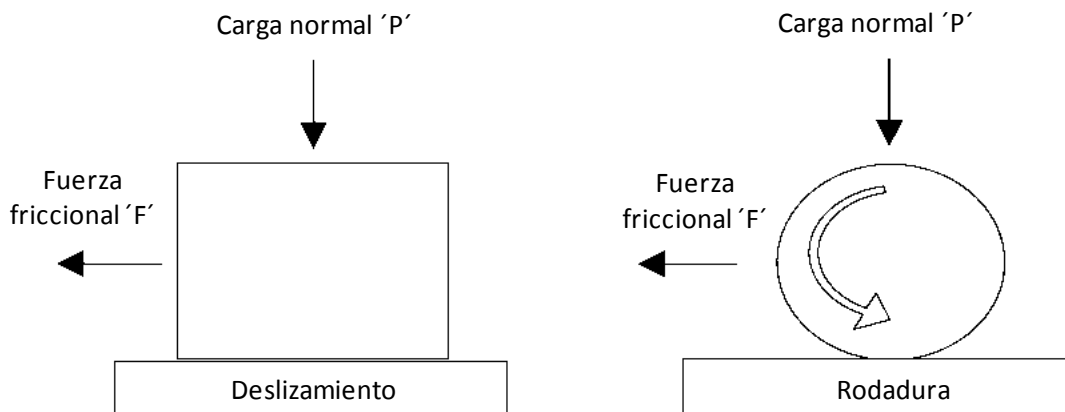


Figura 2. 28. Modos de movimiento relativo y de rodadura [34].

Hay tres leyes de fricción ampliamente aceptadas. Las dos primeras fueron definidas por Leonardo da Vinci [35] y redefinidas por Amontons:

1. La fuerza de rozamiento es proporcional a la carga normal.

Esto puede ser definido empíricamente como:

$$\mathbf{F} = \mu \mathbf{P} \quad \text{ecuación 2.15}$$

Donde \mathbf{F} es la fuerza de fricción, μ es el coeficiente de fricción y \mathbf{P} es la carga normal. Redefiniendo esto en términos de coeficiente de fricción se obtiene:

$$\mu = \mathbf{F} / \mathbf{P} \quad \text{ecuación 2.16}$$

2. La fuerza de rozamiento es independiente de la superficie aparente de contacto.

La tercera ley de la fricción, que normalmente se atribuye a Coulomb [33], además, establece:

3. La fuerza de rozamiento es independiente de la velocidad de deslizamiento.

Una ley no entendida todavía [6] es que "la fricción estática" (donde no hay movimiento de las superficies de contacto) es mayor que la "fricción de deslizamiento" (cuando las superficies de contacto se mueven una respecto de la otra), en otras palabras, la fuerza de rozamiento necesaria para iniciar el deslizamiento es mayor que la necesaria para mantenerla. El rozamiento en este caso puede ser denominado "fricción cinemática" (hay un cambio de estado debido al movimiento resultante de las superficies deslizantes).

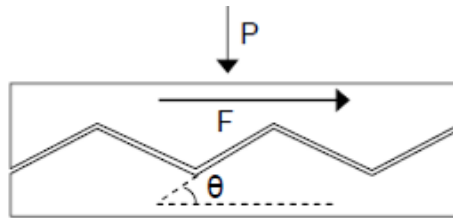
Se ha observado que estas leyes se comprueban con los datos experimentales en una gama ilimitada de condiciones, sin embargo, debido a cambios en la naturaleza física de los materiales como consecuencia del desgaste u otros factores, su uso puede ser restringido. Ejemplo: la oxidación o la alteración química de las superficies de contacto que participan, pueden tener una gran influencia y las propiedades de adherencia entre las superficies deslizantes también afectarán al coeficiente de fricción.

Otros trabajos tempranos en el campo de la fricción, llevados a cabo por Coulomb [33, 36], usaban un modelo simplificado de la superficie de un material, en el que las asperezas se modelaban por un patrón repetitivo de enclavamiento de cuñas y depresiones. Cuando una

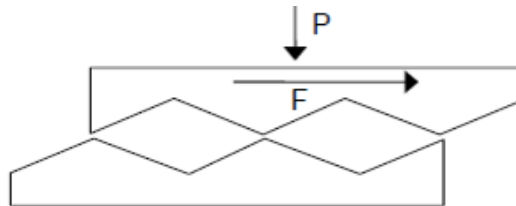
superficie se mueve en relación a la otra, debido a la interferencia de superficies, es necesario aplicar F fuerza de fricción para superar la carga normal P ('a' hacia 'b' en la **figura 2.29**). En el modelo de Coulomb, la primera ley de la fricción puede ser redefinida como:

$$\mu = \tan \phi = F / P \quad \text{ecuación 2.17}$$

Se define ϕ como la pendiente media de la superficie de las asperezas; la fuerza aplicada o de fricción es proporcional a la carga. Estos modelos no tienen en cuenta la adhesión o la interacción que ocurre entre las superficies y por lo tanto la independencia de la fuerza de fricción de la superficie de contacto puede ser asumida en esta etapa. Sin embargo, durante el deslizamiento se produce el choque de las asperezas; éstas se traban inicialmente (**figura 2.29b**), pero por acción de deslizamiento se deslizan bajo la influencia de la carga normal hasta llegar al punto máximo para luego descender por acción de la carga aplicada (**figura 2.29c**). No hay trabajo neto; este se realiza dentro del sistema y con cero de variación de la energía; el Modelo de Coulomb no puede funcionar. Evidentemente, para que el movimiento o la acción de deslizamiento se produzcan, la energía es consumida por el sistema.

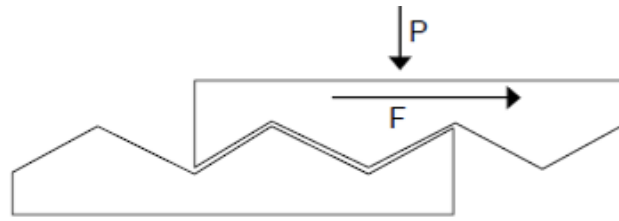


a) Estado inicial, con bloqueo de las asperezas, ángulo promedio ϕ .



b) El trabajo hecho por acción de deslizamiento bajo la carga normal P , da la siguiente relación $F = P \tan \phi$.

El significado del coeficiente de fricción en el modelo de Coulomb puede ser definido como $\mu = \tan \phi$



- c) El modelo de Coulomb falla cuando se supone que una cantidad de trabajo es realizada por la carga normal cuando las asperezas se desbloquean

Figura 2.29. Modelo de fricción de Coulomb [7].

2.4.2. Observación de fricción en sistemas reales

Durante el desgaste por deslizamiento, los valores típicos de fricción varían entre 0,002 y 0,1 en un sistema con lubricación y 0,1 y 2,0 en un sistema sin lubricación. En muchos sistemas reales, el rango de valores de fricción se puede extender más allá de esto, tanto como 10 para una superficie metálica limpia como 1×10^{-5} para un rodamiento de carga radial (donde se encuentra la fricción por rodadura). Diseños específicos pueden reducir la fricción, incluso más, un ejemplo notable es un rodamiento hidrostático en un telescopio, donde los niveles de fricción pueden ser tan bajos como 1×10^{-5} [33].

2.4.3. Adhesión

Se considera que la adhesión procede por la acción de las fuerzas intermoleculares entre las superficies o interfaces de contacto estrecho [33]. Superficies limpias muestran una mayor adhesión [37] y por lo tanto hay una mayor resistencia al movimiento relativo entre sí. Cuando la superficie esté libre de óxido y otros contaminantes o residuos, el contacto entre la interfaz de las superficies, especialmente en las asperezas, permitirá la unión y la tendencia a la formación de los enlaces metálicos o covalentes será alta, por lo tanto la adhesión también será alta.

La presencia de contaminantes en la superficie inhibe el contacto metálico y se evita que se formen uniones, por lo tanto la adherencia entre las superficies se limita a los efectos más débiles de las fuerzas de Van der Waals entre las superficies, eficaces hasta una distancia de 10 nm. La fricción también se ve afectada por la atmósfera circundante; la adhesión en el vacío es más fuerte [37].

Cuando las superficies se colocan juntas, los primeros contactos tienen lugar en los puntos altos de las asperezas, que se deforma elásticamente o plásticamente con la carga aplicada. Debido

que el área de contacto inicial es muy baja, en todas pero más en las superficies pulidas, la deformación será principalmente plástica [38-40].

Esta deformación continúa hasta que haya suficiente área de contacto entre las dos superficies para sostener la carga, es decir, el área de contacto es tal que la tensión aplicada en un punto dado se reduce hasta un nivel, el cual, no puede continuar el proceso de deformación (suponiendo una carga aplicada constante). En este caso, la tensión aplicada cae por debajo del límite elástico del material. En estos puntos de contacto se produce adhesión, en otras palabras, el material en contacto con las asperezas puede unirse.

También se desprende de lo anterior que el área real de contacto es independiente del área aparente de contacto. Habida cuenta de un perfil particular de aspereza de superficie o de configuración, no es posible predecir el espacio verdadero o final de contacto, debido a los efectos combinados de carga aplicada y de las propiedades de deformación de los materiales: la discusión se centra aquí en el material más blando, asumiendo que cualquier deformación en el material más duro puede ser insignificante.

Así, si H_v es la dureza de penetración del material, P es la carga aplicada y A es el área verdadera de contacto [33]:

$$H_v = P / A \quad \text{ecuación 2.18}$$

Cuanto mayor es la dureza del material o menor la carga aplicada en las superficies de contacto, menor será el espacio verdadero de contacto. Reordenando la **ecuación 2.15** da:

$$A = P / H_v \quad \text{ecuación 2.19}$$

La fuerza de fricción debido a la adhesión F_{adh} en los puntos de contacto (o, alternativamente, la fuerza necesaria para superar esta adhesión) es una función de la resistencia al corte s de dichos puntos, suponiendo que todos éstos tengan la misma fuerza de cizallamiento; se supone que no hay cambios químicos o físicos que afecten al material, así:

$$F_{adh} = A s \quad \text{ecuación 2.20}$$

Combinando y sustituyendo en la **ecuación 2.17**:

$$\mu_{adh} = F_{adh} / P = s / H_v \quad \text{ecuación 2.21}$$

Al aplicar una fuerza para deslizar una superficie sobre la otra, la unión debe fallar por la ruptura del material más débil. La resistencia al corte del material más débil s es considerado como la resistencia a la rotura de la unión. En la mayoría de los metales, la dureza H_v es aproximadamente tres veces el límite de fluencia uniaxial Y , y éste es 1,7 a 2 veces el valor de fluencia en el corte puro.

$$H_v = 3 Y = 5 s \quad \text{ecuación 2.22}$$

Sustituyendo estos valores en la **ecuación 2.21**, resulta para el coeficiente de fricción con adhesión:

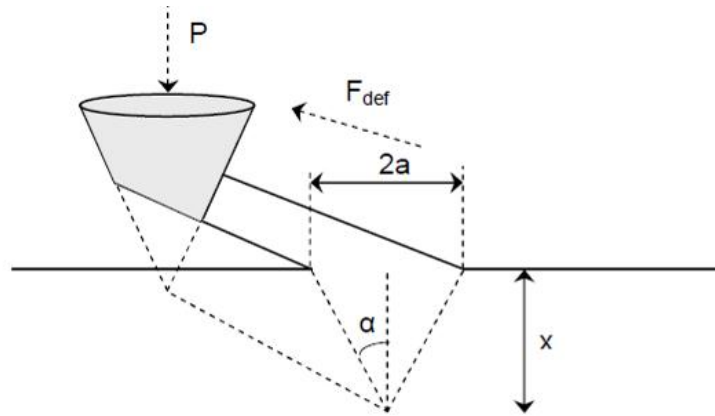
$$\mu_{adh} = s / H_v = s / 5 s = 0,2 \quad \text{ecuación 2.23}$$

2.4.4. Abrasión

La adhesión es sólo una componente del coeficiente de fricción, cuando se refiere a la interacción de las asperezas durante el rozamiento. La comparación con los datos muestra una gran discrepancia con los valores reportados de 0,1 a 2,0 para el coeficiente de fricción de los sistemas reales [33]. Esta diferencia se explica por la deformación física.

Bowden y Tabor [36] mostraron que, además de la adhesión, la deformación plástica, debido al rayado de un material más duro sobre un material más suave, o el trabajo necesario para efectuarlo, también contribuye a la fuerza de rozamiento. Esto se conoce como "abrasión".

El modelo estándar utilizado para la deformación y rayado es el de un cono de material rígido arrastrado a través de la superficie plana de un material más blando, más fácilmente deformado, como se muestra en la **figura 2.30**.



a : mitad del ancho del cono, o radio del mismo, α : ángulo formado entre el eje del cono y la superficie exterior, x : profundidad de penetración del cono.

Figura 2. 30. Deformación formada durante el deslizamiento [34].

Para desplazar el cono rígido a través del material más blando se requiere una fuerza de deformación F_{def} . Ésta puede ser calculada multiplicando el área transversal de la ranura por la dureza del material base:

$$F_{def} = H_v a x = H_v x^2 \tan \alpha \text{ ecuación 2.24}$$

La carga que es soportada por la aspereza actúa a través de un espacio, de radio equivalente a la mitad del ancho del surco dejado por la aspereza. El área de apoyo de la carga es πa^2 , así:

$$P = H_v \pi a^2 / 2 = 1/2 H_v \pi x^2 \tan \alpha \text{ ecuación 2.25}$$

Volviendo a la **ecuación 2.17**

$$\mu = F / P$$

Reemplazando da que el componente de coeficiente de fricción de deformación es igual a:

$$\mu_{def} = F_{def} / P = 2 / \pi \cot \alpha \text{ ecuación 2.26}$$

Una de las dificultades potenciales con este modelo, es que se asume que la aspereza más dura no se deforma, mientras que en realidad, un cierto grado de deformación, se produce incluso cuando la aspereza es mucho más dura que el material deformable.

2.4.5. Combinación de modelos

Si juntamos ambos modelos, el de adhesión y el de la deformación plástica [36], donde F_{adh} es la 'fuerza de fricción debido a la adhesión (o, alternativamente, la fuerza necesaria para superar la adhesión) y el F_{def} es la fuerza necesaria para empujar el material, entonces la fuerza de fricción total (o fuerza necesaria para superar los efectos de superficie) es:

$$F_{total} = F_{adh} + F_{def} \quad \text{ecuación 2.27}$$

Como $\mu = P / F$, entonces ésta puede ser modificada a:

$$\mu_{total} = \mu_{adh} + \mu_{def} \quad \text{ecuación 2.28}$$

2.4.6. Las complicaciones con el modelo de Bowden y Tabor

Estos modelos representan una situación ideal, que supone el movimiento continuo de una superficie contra otra y no explican las diferencias observadas entre la teoría y el estado de experimentación. Por ejemplo, con la aplicación de una fuerza tangencial y sólo antes del inicio del movimiento o deslizamiento, se encuentra que los coeficientes de fricción son mayores que durante el proceso de deslizamiento [33]; en otras palabras, el coeficiente de fricción estática es mayor que el coeficiente de fricción dinámica. Esta fuerza aplicada causa la deformación en las uniones y conduce al crecimiento de la superficie de contacto. Con una superficie limpia, no contaminada, los valores del coeficiente de fricción pueden estar en o por encima de la unidad; la adsorción de gases y otros contaminantes, y la presencia de lubricantes pueden actuar también para debilitar estas uniones y en consecuencia el crecimiento de la unión se limita. Gran parte del incremento potencial en el coeficiente de fricción no puede ocurrir entonces, restringiéndose a los valores más comúnmente observados: de 0,1 a 1,0.

Otra dificultad es el "stick-slip" [33] (deslizamiento intermitente que se refleja en variaciones del coeficiente de fricción), donde durante el desplazamiento (sobre todo con un sistema lento de desplazamiento), las superficies permanecen juntas hasta que la fuerza entre ellas es lo suficientemente grande como para que el deslizamiento se produzca. A un nivel localizado, esto se relaciona con la adhesión de las asperezas y la fuerza necesaria para superar las uniones resultantes. Cuando el movimiento es intermitente como con stick-slip, por

inferencia, el problema puede ser agravado por el crecimiento de la unión durante los períodos de no-movimiento afectan el modelo de fricción.

Incluso teniendo en cuenta estos factores, hay otros cambios que pueden ocurrir como resultado directo de deslizamiento, como los cambios químicos que pueden afectar la lubricación de deslizamiento y propiedades de adhesión en la interfaz de deslizamiento. La oxidación es un ejemplo.

Trabajos recientes de So et al. [41] realizados con Pin on disk sobre aceros muestran que los coeficientes de fricción obtenidos de dichos ensayos dependen de la velocidad y de la carga normal, ver **figura 2.31**. También obtuvieron la tasa de desgaste para las mismas condiciones (**figura 2.32**) y se observó que en general al aumentar la tasa de desgaste disminuye el coeficiente de fricción. Además encontraron que el coeficiente de fricción varió de 0,78 a 0,33. Los mayores valores de fricción se debieron principalmente a mecanismos de abrasión y adhesión y fueron encontrados para bajas condiciones de velocidad y carga. Los menores valores de fricción (alta carga y velocidad) mostraron gran deformación plástica y desprendimiento de óxidos. Esta disminución del coeficiente de fricción fue relacionada con el espesor y el tipo de óxido.

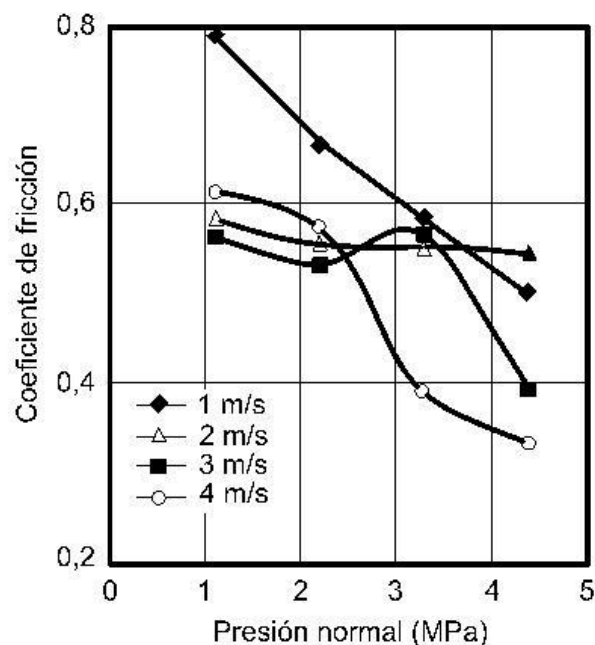


Figura 2. 31. Variación del coeficiente de fricción en función de la presión nominal y la velocidad de deslizamiento [42].

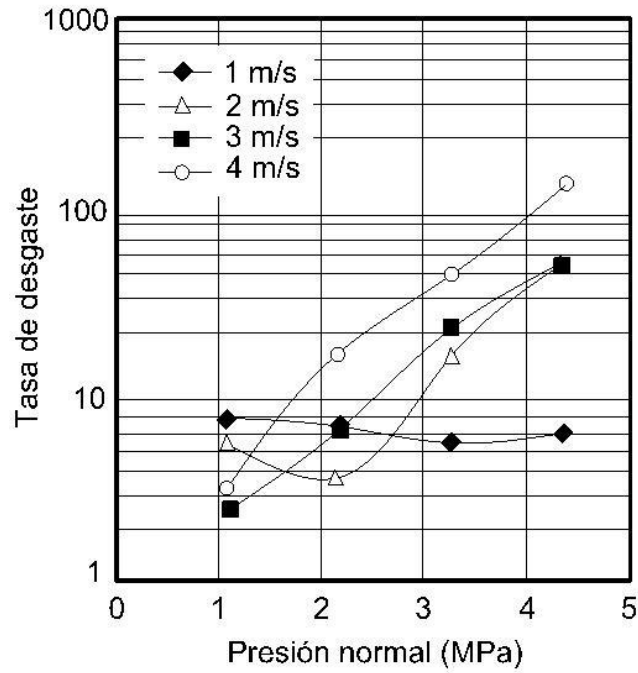


Figura 2. 32. Tasa de desgaste vs. presión nominal a distintas velocidades de deslizamiento [42].

Trabajos recientes de Munther et. al [43] encontraron en estudios de fricción por rodadura realizados sobre un SAE 1080 que el coeficiente de fricción depende del tipo de óxido y de su espesor (ver **figura 2.33**). Concluyeron que un espesor de óxido más fino es más difícil de desprender presentando por ende mayor coeficiente de fricción. A su vez, al aumentar el espesor el desprendimiento o rotura del mismo es mayor, lo que tendría un efecto lubricante.

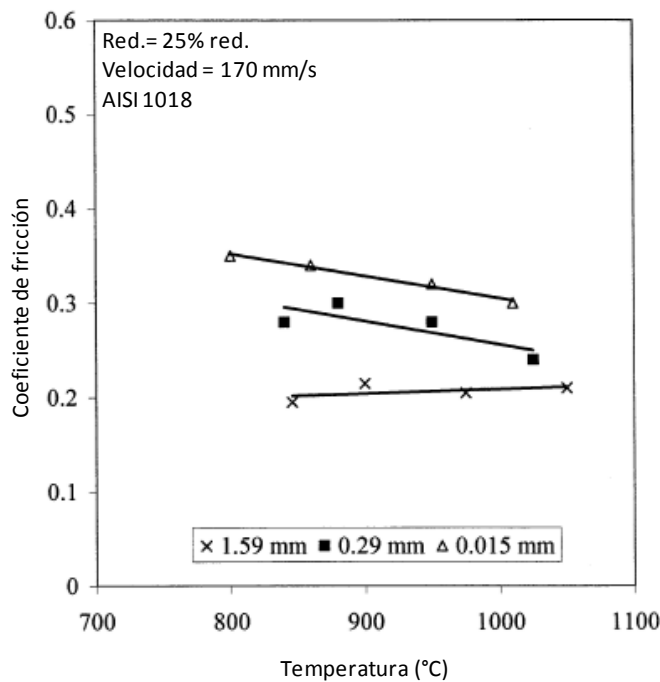


Figura 2. 33. Coeficiente de fricción en función de la temperatura y el espesor del óxido [43].

2.4.7. Introducción a los mecanismos de desgaste

Hasta el momento no existe un acuerdo completo y adecuado para la definición de desgaste, pero la siguiente ha sido ampliamente aceptada: “Desgaste es la remoción de material de superficies en movimiento por procesos mecánicos y/o químicos”.

Desgaste y fricción no son propiedades intrínsecas del material, sí son características del “sistema de ingeniería”. No hay una relación simple y universal entre fricción y desgaste, frecuentemente grandes cambios en el desgaste resultarán de pequeños cambios en fricción. Si bien en algunas situaciones hay solamente un mecanismo que controla la velocidad de desgaste del sistema, pueden existir varios mecanismos de desgaste actuando simultáneamente. La identificación de los mecanismos intervinientes es de primordial importancia en tribología.

Una vez identificada la existencia del tribo-mecanismo, 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 en contacto

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

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

Existen diversas maneras de modificar la tasa de desgaste de materiales para ingeniería. Un método es simplemente asegurar una adecuada lubricación de las superficies en contacto durante la operación. Sin embargo y en la práctica, hay muchas situaciones donde no puede ser alcanzada una buena lubricación. En estos casos, la modificación de las superficies se vuelve importante. Estas técnicas de modificación pueden producir en la superficie una película o zona modificada, delgada, dura, de baja fricción y resistente al desgaste sin afectar las propiedades del núcleo del componente.

En esta sección se revisan varios procesos de desgaste, que se consideran de suma importancia para el trabajo de esta tesis.

2.4.8. Desgaste abrasivo

El desgaste abrasivo es el encontrado con mayor frecuencia en la industria [44]. Cuando partículas duras penetran en una superficie y desplazan material en la forma de astillas alargadas o virutas, ocurre abrasión. Se produce la destrucción de la superficie por corte, rayado y una simple o repetida deformación plástica [45]. En el comienzo de la abrasión, una partícula abrasiva penetra en la superficie. El grado de penetración está dado por: W / H_V , donde W es la carga aplicada en la partícula y H_V es la dureza de la superficie que está siendo desgastada [44]. A medida que se va produciendo el deslizamiento, la partícula cepilla o ranura la superficie produciendo un surco de longitud L y el material originalmente en el surco se remueve como *debris*. En este caso el volumen de desgaste está dado por:

$$V = W A L (H_V)^{-1} \quad \text{ecuación 2.29}$$

donde V es el volumen de desgaste y A es la sección del surco.

La **ecuación 2.29** indica que la tasa de desgaste abrasivo es directamente proporcional a la carga aplicada e inversamente proporcional a la dureza del material que se está desgastando. Incrementar la dureza de la superficie por medio de un tratamiento térmico y/o de superficie es probablemente la mejor manera de reducir el desgaste abrasivo. La tasa de desgaste abrasivo también depende de la dureza y la geometría de las partículas abrasivas [46].

Si se desea producir abrasión de una determinada superficie, se debe tener en cuenta que la dureza de la partícula debe ser mayor que la del material a desgastar. Además, la partícula debe tener ángulos agudos y el ángulo de ataque que genera la partícula con la superficie no debe exceder un valor crítico. Este ángulo varía con el material a desgastar y está determinado por el coeficiente de fricción [44].

2.4.9. Desgaste adhesivo

2.4.9.1. Principios básicos

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 como también por la solubilidad de los dos metales en contacto [47]. Las superficies limpias incrementan la resistencia de la unión adhesiva mientras que películas en la superficie pueden prevenir efectivamente la adhesión. La tendencia a la adhesión es mínima para metales con solubilidad cercana a nula [48].

Cuando dos superficies en contacto experimentan un movimiento relativo, ocurre la rotura en la unión o dentro del material original, dependiendo de cuál sea el más débil [47, 49]. 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 *debris* [34].

Sin embargo, si la resistencia de la unión es relativamente baja, la ruptura toma lugar en la unión y la pérdida de material durante el proceso de desgaste es minimizada.

2.4.9.2. Transferencia de metal y formación de partículas de desgaste

La transferencia de metal durante el proceso de desgaste, fue objeto de muchas investigaciones [34, 50-51], cuyos resultados pueden ser resumidos de la siguiente manera [47, 49]:

- (a) La tasa de transferencia desde el cuerpo blando al duro es igual a la tasa de desgaste del cuerpo blando.
- (b) Las partículas de desgaste (*debris*) se forman enteramente a partir de la capa transferida a la superficie dura.
- (c) Los remiendos o parches (patches) de capa transferida son generalmente más grandes que las partículas individuales transferidas, o sea que se produce una aglomeración de partículas en la superficie de contacto.
- (d) Los *debris* son también más grandes que las partículas individuales transferidas.

- (e) Las partículas transferidas son típicamente del mismo tamaño que el área real de contacto estimada, teniendo en cuenta que la transferencia se produce desde unos pocos puntos de contacto.
- (f) Incrementando la carga aplicada se incrementa el área de transferencia y el *debris flakes* (escama, laminilla).

En los materiales transferidos se observan estructuras laminares [52]. Hay evidencia de que los filmes transferidos son desarrollados por acumulación y mezclado o combinado de elementos más pequeños [50].

Las películas transferidas crecen gradualmente; una vez que se alcanza el tamaño crítico, ellas son removidas desde la superficie y generan *debris*. La formación del *debris* puede ocurrir como un resultado de cambios químicos dentro del film transferido o del crecimiento de la energía elástica en el filme [34].

2.4.9.3. Ley de desgaste adhesivo

Es evidente que el desgaste adhesivo está dominado por el proceso de transferencia de material y la remoción de material transferido. El proceso de transferencia está dominado por las propiedades y resistencia de la adhesión de las uniones. La resistencia de las uniones está gobernada por las condiciones de deslizamiento. Archard propuso que la tasa de desgaste adhesivo, W , sea expresada por la siguiente ecuación [53]:

$$W = K N / P \quad \text{ecuación 2.30}$$

Donde N es la carga normal aplicada, P es la dureza del material más blando de los dos cuerpos en contacto y K es el coeficiente de desgaste que está relacionado con la posibilidad de la generación de *debris* desde cada contacto.

De aquí se deduce que,

- (a) la magnitud del desgaste es inversamente proporcional a la dureza de la superficie a desgastar.

- (b) La magnitud del desgaste es generalmente directamente proporcional a la carga aplicada.
- (c) La magnitud del desgaste es independiente de la velocidad de deslizamiento.
- (d) La magnitud de desgaste es independiente del área de contacto aparente.

Los puntos (a), (b) y (d) han sido confirmados por muchos investigadores. Sin embargo existen inconsistencias en el punto (c). Esto es debido al aumento de la temperatura generado por fricción, en el comportamiento frente al desgaste.

2.4.9.4. Desgaste severo y desgaste suave

Welsh [52] investigó sistemáticamente la influencia de las condiciones de deslizamiento y las propiedades de los materiales en el desgaste por deslizamiento de aceros al carbono. Encontró que la tasa de desgaste de los aceros al carbono aumenta varios órdenes de magnitud o los disminuye, para algunas combinaciones críticas de carga aplicada y velocidad de deslizamiento. En la etapa de baja tasa de desgaste (desgaste suave), las marcas de desgaste muestran una apariencia oxidada y el *debris* está compuesto principalmente por partículas oxidadas. Mientras que en la etapa de tasa de desgaste alta (desgaste severo), las marcas de desgaste muestran una apariencia brillante y rugosa y los *debris* tienen aspecto metálico.

Se conoce que para cada cuerpo que se esté deslizando a una velocidad constante, debe existir un valor crítico de carga para pasar de desgaste severo a suave o viceversa, o para una carga constante debe existir algún valor crítico de velocidad para que ocurra el mismo cambio [55-56].

La **figura 2.34** muestra la tasa de desgaste vs. carga aplicada para un acero al carbono (0,5 %C); la curva fue determinada mediante un ensayo *pin-on-ring* a una velocidad de deslizamiento de 100 cm/s. Hay dos cargas críticas (T1 y T2) en las que ocurre el cambio.

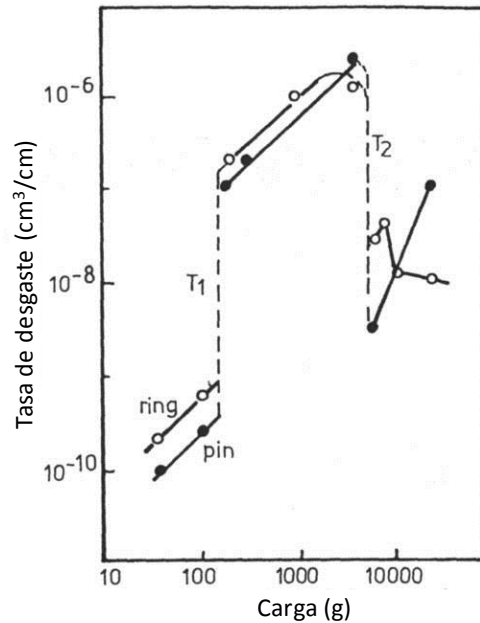


Figura 2. 34. Tasa de desgaste vs. carga aplicada para un acero. Velocidad de deslizamiento: 100 cm/s [44].

Debajo de T1, solamente ocurre desgaste moderado. Cuando la carga alcanza el valor T1, la tasa de desgaste se incrementa abruptamente por más de tres órdenes de magnitud y ocurre desgaste en modo severo. Si la carga es nuevamente incrementada, encima de T2, la tasa de desgaste vuelve a disminuir abruptamente debido a la formación de una capa de óxido y ocurre nuevamente desgaste en modo moderado. Las cargas críticas T1 y T2 son función de la velocidad de deslizamiento (**figura 2.35**); un pequeño incremento en la velocidad de deslizamiento desplaza T1 y T2 a valores menores.

Una explicación detallada de las transiciones de velocidad de desgaste fue propuesta por varios investigadores [56-58]. Las transiciones ocurren como resultado de cambios en los mecanismos de desgaste de un tipo a otro. Se sugiere que el desgaste en modo *suave* está asociado con la oxidación de la superficie y la transformación de fase inducida por el calentamiento por fricción y el desgaste *severo* está asociado con la formación de una fuerte adhesión y severa deformación plástica de las superficies en contacto.

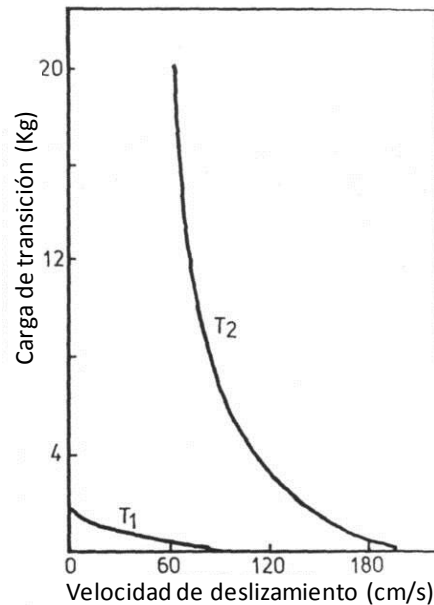


Figura 2. 35. Cambio de carga de transición con la velocidad de deslizamiento para un acero con 0,52% C [59].

2.4.10. Desgaste oxidativo

2.4.10.1. Efecto de la oxidación en el deslizamiento

Como se expuso anteriormente, el desgaste en modo moderado está asociado con la oxidación de las superficies en contacto. Este hecho fue observado por muchos investigadores [60-62]. Bajo condiciones apropiadas, la oxidación es parte del proceso de desgaste [60]. La formación de un óxido en las superficies deslizantes previene el contacto metálico de las superficies, de esta forma se evita la formación de una fuerte adhesión. Con el objeto de minimizar el desgaste, es necesario que los óxidos y el sustrato posean las siguientes propiedades [63]:

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

El desgaste por oxidación se caracteriza por la apariencia oxidada de las huellas o pistas de desgaste y la generación de partículas oxidadas (*debris*) [61]. Esto ocurre como resultado de la formación de óxidos en las superficies en contacto y la remoción de los mismos [63-64].

2.4.10.2. Crecimiento de la película de óxido

Bajo condiciones normales el crecimiento de la película de óxido sigue una ley parabólica [62]. Sin embargo no hay evidencia de que la oxidación durante el contacto de deslizamiento siga esta ley, ya que la oxidación está afectada por la acción del deslizamiento.

Es concebible que la oxidación se incremente durante el deslizamiento, ya que la temperatura de la superficie puede aumentar rápidamente por encima de la temperatura ambiente. La temperatura “flash” en el punto de contacto puede estar por sobre los 1000 °C. Como la tasa de desgaste está dominada por la tasa de oxidación, aquellos factores que influyen en la temperatura también influirán en la velocidad de desgaste, tal como la velocidad de deslizamiento, la carga aplicada y el coeficiente de fricción.

La energía de activación para la oxidación es comúnmente menor para condiciones de deslizamiento que para condiciones estáticas normales [64]. Probablemente, esto es debido a la deformación plástica inducida por el contacto de deslizamiento. La capa superficial de los metales está activada químicamente durante la deformación plástica debido al incremento en la densidad de dislocaciones en la estructura, como también por la destrucción de una capa primitiva de óxido pasivante.

2.4.10.3. Falla de la película de óxido

Como resultado de las altas temperaturas en la superficie, debidas al calentamiento por fricción y la baja energía de activación causada por la deformación plástica de las asperezas en contacto, la película de óxido crece, asegurando que las superficies en contacto estén prevenidas del contacto metálico.

Una vez que el óxido alcanza un espesor crítico, se descascarilla como partículas de desgaste. Bajo condiciones normales (sin tensiones), la película de óxido puede fallar por [63]:

- (a) fisuramiento, cuando la tensión en el óxido excede un valor crítico, o

- (b) ampollamiento (blistering), cuando la resistencia a la adhesión de la interfase óxido/sustrato se excede.

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

Cuando se trabaja en contacto de deslizamiento, la situación es mucho más complicada. El deslizamiento tiene los siguientes efectos en la formación de los *debris* (óxidos) [63]:

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

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

2.4.10.4. Modelo de desgaste oxidativo de Quinn

Quinn [64] propuso un modelo para el desgaste oxidativo suave, indicando que la tasa de desgaste depende de la tasa de formación de las películas de óxido en la interfaz de desgaste. Sin embargo, una vez alcanzado el espesor crítico, a continuación, las capas de óxido ya no serían capaz de soportar tangencialmente las fuerzas que actúan sobre ellas, fallando y desprendiéndose. La combinación del trabajo de Quinn con el de Archard [68], ha demostrado que el espesor crítico se puede utilizar para relacionar la tasa de desgaste con la oxidación del material, mostrando un aumento de la tasa de desgaste con la temperatura.

La ecuación de tasa de desgaste propuesta por Archard es:

$$W = K_a P L / H_v \quad \text{o} \quad W = K_a A L \quad (A = P / H_v) \quad \text{ecuación 2.31}$$

W es la tasa de desgaste del material, **H_v** es la dureza del material, **A** es el área de contacto, **P** es la carga normal aplicada y **L** es el total de distancia recorrida. **K_a** puede ser considerado como la probabilidad de que una partícula de desgaste sea generada en un encuentro dado. Siendo éste el caso, **1/K_a** es el número de encuentros requeridos para producir una partícula de desgaste.

En desgaste oxidativo, una partícula de desgaste no puede ser producida hasta que se alcance por estabilidad mecánica un espesor crítico de capa de óxido ξ , mientras **1/K_a** es el número de encuentros requeridos para generar el espesor de esta capa de óxido. Si **t** es el tiempo necesario para que crezca la capa de óxido y **T** es la longitud de tiempo de cada encuentro, entonces:

$$t = T / K_a \quad \text{ecuación 2.32}$$

Si **V** es la velocidad de deslizamiento y **d** es la distancia a lo largo de la cual el contacto de deslizamiento se mantiene, entonces:

$$T = d / V \quad \text{ecuación 2.33}$$

y la **ecuación 2.32** puede ser modificada a :

$$t = d / V K_a \quad \text{ecuación 2.34}$$

En un dado periodo de tiempo **t**, el crecimiento de óxido por unidad de área será Δm . Como la oxidación es generalmente parabólica, entonces:

$$\Delta m^2 = K_p t \quad \text{ecuación 2.35}$$

Donde **K_p** es la constante parabólica. Si **f** es la fracción de masa de óxido con oxígeno, ξ espesor crítico de capa de óxido y ρ es la densidad promedio del óxido, entonces:

$$\Delta m = f \xi \rho \quad \text{ecuación 2.36}$$

y:

$$f^2 \xi^2 \rho^2 = K_p t \quad \text{ecuación 2.37}$$

sustituyendo la **ecuación 2.33** en la **2.30** da:

$$K_a = d K_p / V f^2 \xi^2 \rho^2 \quad \text{ecuación 2.38}$$

La velocidad constante puede ser normalmente calculada usando la relación de Arrhenius, descrita por la ecuación:

$$K_p = A_p e^{-Q_p / R T_o} \quad \text{ecuación 2.39}$$

Donde A_p es la constante de Arrhenius, Q_p es la energía de activación (en este caso de oxidación), R es la constante de los gases y T_o es la temperatura absoluta de la reacción. Así:

$$K_a = d A_p e^{-Q_p / R T_o} / V f^2 \xi^2 \rho^2 \quad \text{ecuación 2.40}$$

Sustituyendo en la ecuación de Archard (**ecuación 2.31**) da la expresión final de desgaste:

$$W = d A A_p e^{-Q_p / R T_o} / V f^2 \xi^2 \rho^2 \quad \text{ecuación 2.41}$$

Esta expresión se relaciona directamente con las propiedades de oxidación de los materiales, además de las variables ambientales que afectan el proceso de desgaste, como la temperatura en la interfaz en el momento de contacto y la velocidad de deslizamiento así como el espesor crítico del óxido. Quinn propone que, como el espesor crítico de óxido se puede medir por microscopio [69] y con la información sobre las propiedades de oxidación estática de los materiales en uso, la velocidad de desgaste se puede predecir fácilmente. Cabe señalar, sin embargo, que la estimación de la temperatura en la interfaz de desgaste es extremadamente difícil y más aún cuando el óxido está presente en la interfaz de desgaste. En todo el conjunto, la conductividad térmica de los óxidos es mucho más baja que la del metal de la que se forman [70]. Esto tiene el efecto de reducir el flujo de calor de la interfaz de desgaste y el aumento de la temperatura por encima de lo que puede esperarse. Como las aleaciones utilizadas son a base de hierro [71], Quinn hizo uso de la estimación de la temperatura en función de la temperatura necesaria para la producción de cada óxido (el hierro se oxida a

determinadas temperaturas de oxidación [67]). Hasta 200 °C, el hierro se oxida a estado trivalente y se produce Fe_2O_3 . Entre 200 y 500 °C, el hierro se oxida a los estados trivalente y bivalente, dando la estructura espinel, Fe_3O_4 . Por encima de 500 °C, el estado bivalente es dominante, por lo que la estructura es Wüstita, FeO (aunque cabe señalar que el hierro es un excelente ejemplo en el que al elevar la temperatura la oxidación puede dar lugar a la formación de varias capas de óxidos).

Otra complicación es el efecto que tienen el estado de la superficie y la presencia de defectos (es decir, las dislocaciones y huecos) en el material dentro de la zona de contacto [67,71]. El proceso de desgaste tiene una influencia muy fuerte en la formación de defectos y además el creciente nivel de éstos aumentará el valor de la constante de Arrhenius. El efecto de los defectos es aumentar la tasa de tribo-oxidación por encima de la de oxidación estática. El razonamiento planteado [71-72] es que mayor "activación" de las superficies de desgaste por el proceso de desgaste, da como resultado un mayor nivel de dislocaciones en la superficie del metal deformado. Estas dislocaciones actúan como sumideros de los iones vacantes en el metal, difundiendo en la interfaz metal / óxido, impidiendo la formación de poros en la interfaz [71]. En la oxidación estándar, se cree que la presencia de estos poros inhibe la difusión de iones a través de la capa de óxido y reduce la tasa de oxidación; en los óxidos creados durante tribo-oxidación no se han observado estos poros, lo que sería una posible causa de la más rápida oxidación observada. La ruptura constante durante la formación del óxido también contribuirá a una mayor oxidación durante el proceso de desgaste [71]: la eliminación constante del óxido conduce a la exposición de metal nuevo o de un espesor menor de la capa de óxido a través de la cual el oxígeno puede difundir más fácilmente.

El efecto de los límites de grano son también importantes [71]. Grietas y límites de grano en las capas exteriores de la formación de óxido pueden actuar como vías para el paso de iones de oxígeno y, en este último caso, el oxígeno molecular puede ser capaz de pasar a lo largo de los defectos más rápidamente que en la capa de óxido. Cuando estos defectos existen, la distancia entre las puntas de las fallas y la interface metal / óxido es más importante que el grosor total real de la capa de óxido (**figura 2.36**). La tendencia será de una mayor velocidad de oxidación, debido a tales defectos.

El modelo de Oxidación propuesto por Quinn supone que el oxígeno debe difundir desde la superficie del óxido al metal. La presencia de fisuras y bordes de grano actúa como puntos de ingreso de iones de oxígeno y en el caso de las fisuras, oxígeno molecular. Esto significa que la distancia de difusión es significativamente menor cuando las fisuras son frecuentes en la capa exterior de óxido. La difusión necesita solamente atravesar el óxido subyacente a partir de las puntas de las fisuras (C y C') hasta el metal y en consecuencia la velocidad de oxidación es mayor.

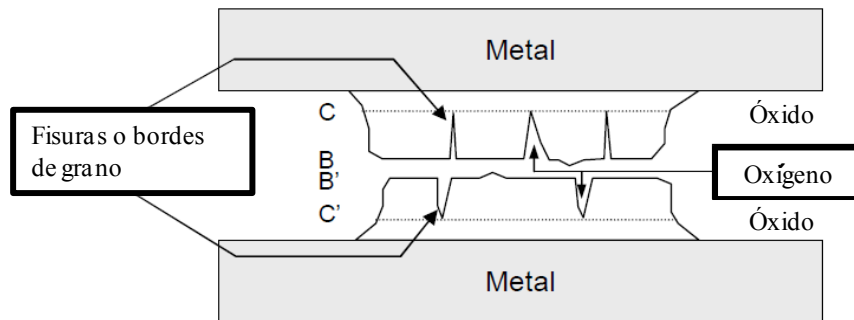


Figura 2. 36. Difusión de oxígeno entre islas de óxidos y fisuras [71].

2.4.10.5. Efecto de los precipitados sobre el desgaste oxidativo

La teoría de desgaste oxidativo desarrollada por Quinn, Sullivan, Morgaard y otros investigadores fue establecida como un resultado de extensos análisis de superficies macroscópicas y metalográficas desgastadas y debris recolectados, de materiales de hierro y de baja aleación. De acuerdo con esta teoría, en el estado inicial del proceso de deslizamiento ocurre desgaste severo y las superficies en contacto mejoran su conformidad. El área real de contacto formada está integrada por grandes mesetas (**figura 2.37a**). Dado el calor friccional suficiente la superficie de las mesetas se oxidan. Las capas de óxidos se generan bajo las cargas externas, sobre las mesetas (**figura 2.37b**), por lo tanto, las mesetas crecen en altura. Después de varias pasadas el incremento se produce en toda la superficie de contacto de las mesetas (**figura 2.37c**). Al alcanzar un espesor crítico de capa de óxido, las mesetas empiezan a ser inestables y se rompen formando el debris (**figura 2.37d**). Luego, se forman otras mesetas y el proceso se repite nuevamente, a partir de que las áreas metálicas limpias comienzan a rozar y oxidarse [73].

A medida que se estudiaron la temperatura de oxidación y el tiempo de formación del óxido se propusieron varias teorías. De acuerdo con la más aceptada de todas, los óxidos se producen a la temperatura del punto caliente (*hot-spot*) en el área real de contacto, la que normalmente excede la temperatura general de la superficie y puede alcanzar cientos de °C.

En cada punto de contacto ocurre una cantidad de oxidación, hasta que se alcanza el espesor crítico y pasado el mismo, ocurre el corte en la interfaz óxido-metal [73].

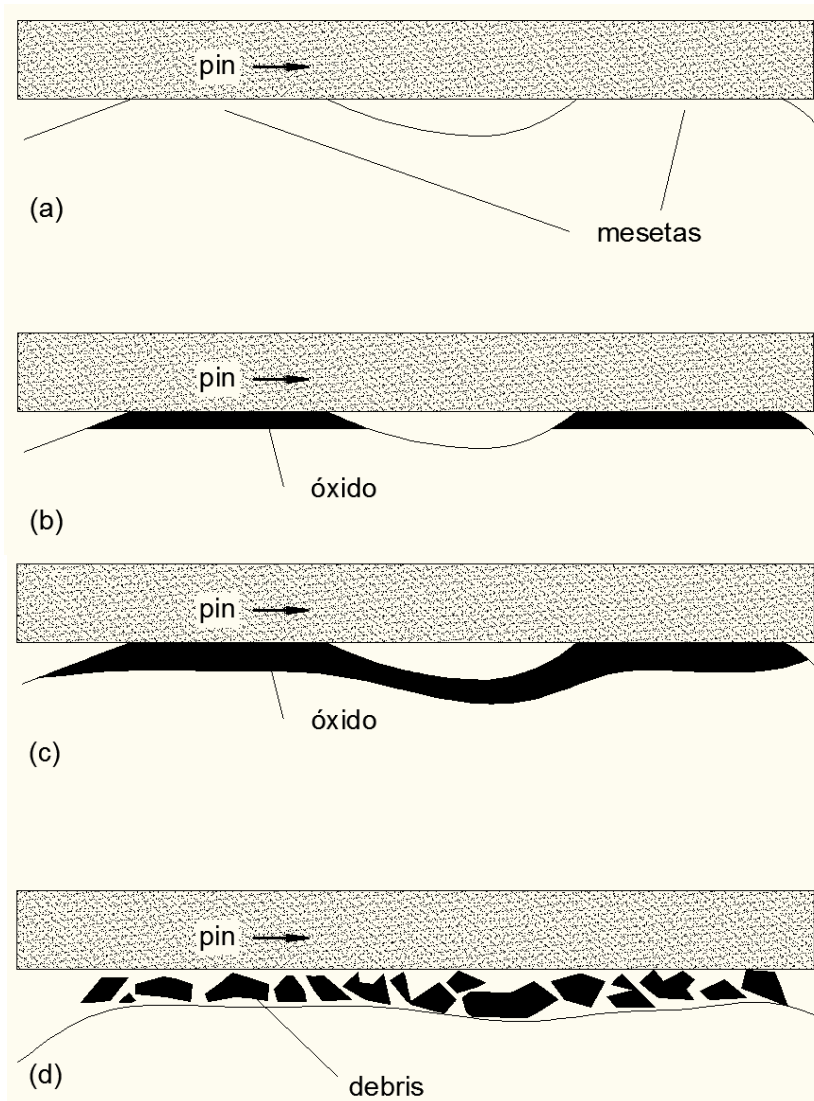


Figura 2. 37. Mecanismos de desgaste oxidativo. a) Formación de mesetas; b) Crecimiento del óxido; c) Expansión del óxido; d) Rotura del óxido y formación del debris [73].

Durante el proceso de desgaste sin lubricación de aceros o fundiciones de hierro bajo condiciones donde se promueve el desgaste oxidativo, se generan películas de óxido de hierro sobre la superficie metálica. Estas películas o capas cambian de composición en función de la temperatura de contacto. Debajo de los 200 °C el constituyente principal es Fe_2O_3 , para temperaturas entre 200 y 570 °C, es Fe_3O_4 y arriba de los 570 °C, es FeO .

El espesor crítico de óxido es el factor más importante cuando segundas fase están presentes en sustratos de matriz metálica. La posibilidad de que las partículas de segundas fases provean protección contra el desgaste oxidativo depende de su tamaño medio. Más específicamente,

cuando la oxidación avanza desde la interfaz metal-óxido hacia el sustrato metálico, como en el caso de Fe_2O_3 , la protección de la matriz metálica depende de la relación entre el diámetro promedio de la segunda fase (d) y el espesor crítico del óxido (ξ). Cuando d es menor o igual que ξ , las partículas de las segundas fases pueden estar totalmente incluidas en la capa de óxido (**figura 2.38a**) y pueden ser removidas juntas con el óxido cuando la capa del mismo se rompe y forma el debris (**figura 2.38b**). La segunda fase no es capaz de proteger directamente la matriz metálica y evitar así el desgaste del material. Pero solamente puede llegar a tener una contribución positiva, respecto de la resistencia al desgaste, al aumentar la resistencia mecánica del sustrato para mantener la capa de óxido a altas presiones de contacto [70].

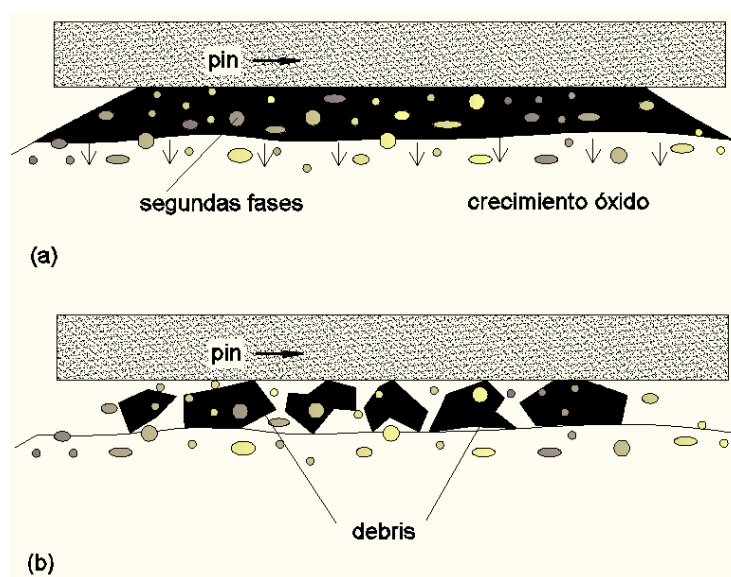


Figura 2.38. Evolución de los óxidos en presencia de segundas fases con diámetro promedio menor o igual al espesor crítico de la capa de óxido. a) Partículas duras se rodean por el óxido. b) Partículas duras se desprenden con el óxido cuando éste se rompe para formar el debris [73].

2.4.11.1. Desgaste por delaminación

La teoría de desgaste por delaminación fue introducida por Suh en 1973 con el objeto de explicar no solamente el desgaste en metales sino también en cerámicos [74]. Desde entonces se han realizado diversos trabajos experimentales y teóricos, donde muchos de ellos fueron dirigidos por Suh y sus colaboradores [75].

La teoría está basada en el hecho de que durante el proceso de desgaste las superficies en contacto están bajo una acción de carga (tensión) repetida, la cual puede llevar a la falla por fatiga del material. El desgaste por delaminación involucra tres procesos: deformación

plástica subsuperficial, nucleación y propagación de fisuras en la subsuperficie (**figura 2.39**).

A continuación se hace una descripción del proceso:

- (a) Cuando dos superficies deslizan una respecto de otra, las cargas normales y tangenciales se transmiten a través de los puntos en contacto por acciones adhesivas y “arado” (*ploughing*). Las asperezas en la superficie más blanda son fácilmente deformadas y fracturadas por la acción de carga repetida y se genera un relativo alisamiento de la superficie. Una vez que la superficie se alisa, el contacto no es más aspereza-aspereza, sino aspereza-plano.
- (b) La tracción de la superficie ejercida por las asperezas duras en la superficie blanda induce deformación plástica que se acumula con la carga repetida.
- (c) Como la deformación subsuperficial continua, las fisuras se nuclean debajo de la superficie. La nucleación de fisuras muy cerca de la superficie no se favorece debido al estado triaxial de tensiones de compresión, que existe debajo de la región de contacto.
- (d) Una vez presente, la nueva carga y deformación, causan que las fisuras se extiendan, propaguen y alineen con las vecinas. Las fisuras tienden a propagarse en forma paralela a la superficie, a una profundidad que depende de las propiedades del material y del coeficiente de fricción.
- (e) Cuando, en ciertas posiciones débiles, estas fisuras se cortan en la superficie, se producen láminas largas y delgadas “delaminado”. El espesor de la lámina depende de la ubicación de la fisura crecida en la subsuperficie, la cual está controlada por la carga normal y tangencial en la superficie.

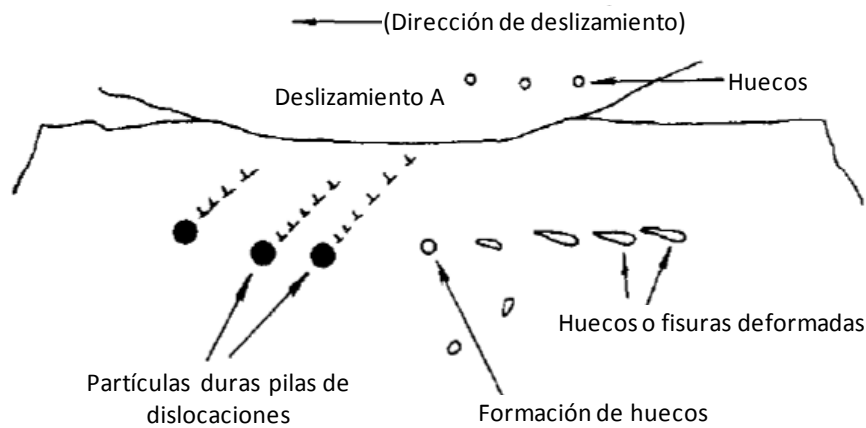


Figura 2. 39. Proceso de desgaste por delaminación [75].

2.4.11.2. Efecto de los precipitados sobre el desgaste por delaminación

Cuando el material se somete a desgaste por delaminación, la subsuperficie se deforma cada vez más, por el movimiento de las asperezas que interaccionan cíclicamente. Los parámetros importantes que controlan la deformación de la superficie son la dureza y el coeficiente de fricción. Cuando la dureza se incrementa se genera menor deformación en la subsuperficie.

Suh y Saka [74] mostraron que la tasa de desgaste disminuye por la precipitación de carburos finos, los que producen un incremento de la dureza y en consecuencia, reducción de la deformación; además, que la tasa de desgaste también se ve afectada por la coherencia de las partículas. En los primeros estadios de la precipitación, cuando las partículas son coherentes, la tensión necesaria para separar las partículas de la matriz es muy grande. Por lo tanto, para generar la nucleación de las fisuras se necesita una gran cantidad de deformación subsuperficial, a fin de alcanzar la tensión interfacial de rotura entre la partícula y la matriz.

Respecto de la cantidad de carburos y de su distribución, también mostraron que una mayor fracción de volumen implica un menor camino libre entre las partículas y por lo tanto, menor es la distancia por donde se tienen que propagar las fisuras y mayor es la tasa de desgaste.

Esto se puede ver en la **figura 2.40**.

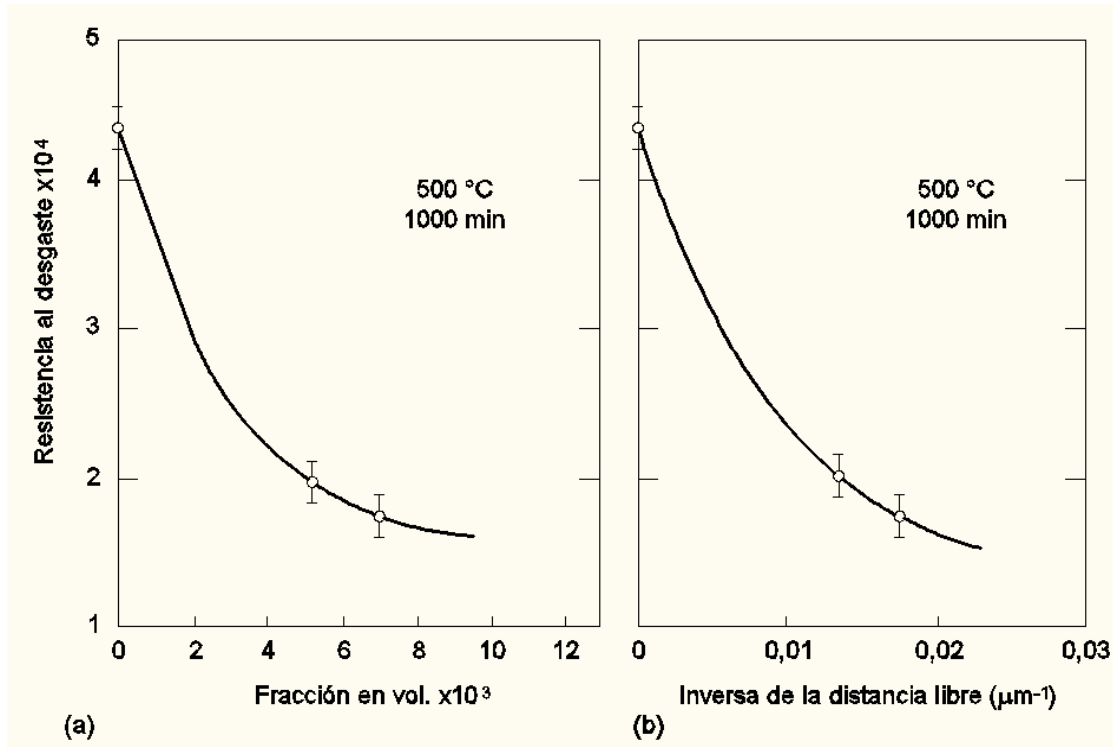


Figura 2. 40. La resistencia al desgaste (inversa de la tasa de desgaste) vs. a) la fracción de volumen de carburos y b) la distancia libre entre carburos [76].

2.4.12. Tribología de aceros para herramientas depositados por soldadura

Los depósitos de soldadura dominan el campo de recargue, habiendo muchas variedades de materiales de recubrimiento, que incluyen los aceros rápidos. A pesar de las diferentes composiciones, los aceros rápidos muestran similitudes en su estructura metalúrgica, generalmente teniendo carburos sin disolver en una matriz martensítica con quizás algo de austenita retenida. La composición está frecuentemente balanceada para dar martensita durante el enfriamiento. Un contenido de carbono mayor al 0.6% se emplea usualmente para asegurar que haya carburos presentes sin disolver. La resistencia al desgaste de este grupo de materiales está relacionada directamente con la microestructura, particularmente con los carburos, pero es necesario evitar una estructura en red. La formación de martensita sin una gran cantidad de carburos duros no produce muy alta resistencia al desgaste. El cromo, molibdeno, níquel, tungsteno y vanadio se usan para obtener endurecimiento aunque un exceso de elementos de aleación produce austenita retenida, la que produce trabajo de endurecimiento, con lo cual la resistencia al desgaste disminuye.

Los efectos específicos de cada elemento son difíciles de identificar como así también su inter-relación. El carburo rico en vanadio V_4C_3/VC es conocido por mejorar la resistencia al

desgaste. El vanadio tiene una elevada afinidad por el carbono por lo que el contenido de vanadio debe ser estrechamente controlado para evitar despojar de carbono a la matriz y promover estructuras ferrítico-perlíticas. En los depósitos martensíticos, los carburos de cromo son los principales responsables de la resistencia al desgaste.

Tungsteno y molibdeno son del mismo grupo en la tabla periódica, en consecuencia, sus comportamientos son similares y son mayormente intercambiables; 1% de molibdeno es equivalente a 1,6-2% de tungsteno. Depósitos de alto tungsteno son difíciles de manipular durante la deposición, desde el punto de vista operativo de los consumibles, y la sustitución de algo de tungsteno por molibdeno resulta en un menor contenido de elementos de aleación y mayor facilidad de manejo. Ambos son responsables de carburos primarios M_6C ; cuando se presentan en relación 1:1, dichos carburos producen la mejor resistencia a temperatura. El cobalto está frecuentemente presente en depósitos de aceros rápidos para incrementar la velocidad de nucleación de los carburos aleados como así también disminuir su aglomeración. Se ha intentado hacer consumibles de composición ideal balanceando carbono y los elementos de aleación en las proporciones correspondientes a Cr_7C_3 , Mo_2C , W_2C y V_4C_3 .

Bajo determinadas condiciones de impacto y abrasión, los depósitos para herramientas son los de mejor resistencia [77]. Esto generalmente es atribuible a la gran fracción de carburos finos distribuidos uniformemente sobre la matriz martensítica y algo de austenita retenida.

En condiciones de desgaste metal-metal, se producen microsoldaduras o adhesiones en las zonas de contacto [1]. El tipo y la estabilidad del óxido formado en este material le permite tener una gran resistencia al desgaste. Es deseable, la mejor adherencia de esta capa debido a que la capa de óxido desprendida puede quedar atrapada en la interface y actuar como abrasivo. La fatiga subsuperficial es otro mecanismo que produce el desgaste metal-metal. Además de la naturaleza del óxido de la superficie, los materiales que se endurecen por trabajado o tienen una baja energía de falla de apilamiento presentan una buena resistencia al desgaste. La baja energía en la falla de apilamiento se produce en aleaciones cúbicas de cara centrada cuando hay gran separación entre dislocaciones adyacentes.

Referencias

- [1] S. Merrick, D. Kotecki, J. Wu, *Materials and Applications - Part 2*. 8 ed. Welding Handbook: American Welding Society, p. 422. 1998.
- [2] K.G. Budinski, *Tool Materials*, in *Wear Control Handbook*, M.B. Peterson and W.O. Winer Editors. 1980.
- [3] M.E. Fine, *Phase Transformations in Condensed System*, ed. Macmillan. Nueva York. 1964.
- [4] P. Payson, *The Metallurgy of Tool Steels*, ed. Willey. Nueva York. 1962.
- [5] J.D. Verhoeven, *Fundamentos de Metalurgia Física*, 1 ed: Limusa, p. 593. 1987.
- [6] E.C. Bain, *The Nature of Martensite*, Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, 70. 1924.
- [7] C.S. Roberts, *Effect of Carbon on the Volume Fractions and Lattice Parameters of Austenite and Martensite*, Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, 197.1953.
- [8] G. Krauss, *Principles of Heat Treatment of Steel*, ed. ASM. 1980.
- [9] S. Oyama, *The Chemistry of Transition Metal Carbides and Nitrides*, ed. B.A. Professional. 1996.
- [10] S. Yamasaki, *Modelling Precipitation of Carbides in Martensitic Steel*, degree of Doctor of Philosophy at Darwin college, Cambridge, 2004.
- [11] P. Ettmayer, W. Lengauer, *Carbides: Transition Metal Solid State Chemistry*, *Encyclopedia of Inorganic Chemistry*, ed. J.W. Sons. 1984.
- [12] 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.
- [13] D.B. Holliday, et al., *Gas Metal Arc Welding*, in *Welding Handbook vol. 2 Welding Processes*, M. AWS, Editor. American Welding Society. p. 109-154. 1991.
- [14] G. Barnes, et al., *Flux Cored Arc Welding*, in *Welding Handbook vol. 2 Welding Processes*, M. AWS Editor. American Welding Society. p. 157-190. 1991.
- [15] K.A. Lyttle, *Metal Cored Wires: Where Do They Fit in Your Future?* Welding Journal, **75**(10): p. 35-38.1996.
- [16] G. Serangeli, *Flux Cored Arc Welding*, 9 ed, ASM-Metals Handbook: Welding, Brazing and Soldering. Vol. 6: Ohio: ASM, p. 97-181. 1983.

- [17] M.D. Huisman, *Flux- and Metal-Cored Wires, a Productive Alternative to Stick Electrodes and Solid Wire*. Svetsaren, **1-2**: p. 6-14.1996.
- [18] K. Weman, *Welding Processes Handbook*, ed. CRC. 2003.
- [19] G. Linnert, *Welding Metallurgy*, 3ed, ed. New York AWS. Vol. 1. 1965.
- [20] P.J. Modenesi, R.C. Avelar, *The Influence of Small Variations of Wire Characteristics on Gas Metal Arc Welding Process Stability*. Journal of Materials Processing Technology **86**: p. 226-232.1999.
- [21] Lincoln Electric, *Gas Metal Arc Welding - Carbon, Low Alloy and Stainless Steels and Aluminium* www.lincolnelectric.com.2007.
- [22] J.A. Palma, R. Timerman, *Ciencia y Tecnica de la Soldadura*, ed. Conarco. Vol. 2.1983.
- [23] N. Yurioka, *Comparison of Preheat Predictive Methods*. IIW Doc. IX- 2025-02.2002.
- [24] EN 439, *Welding Consumables - Shielding Gases for Arc Welding and Cutting*, 1994.
- [25] N. Stenbacka, K. Persson, *Shielding Gases for Gas Metal Arc Welding*. Welding Journal, **68**(11): p. 41-47.1989.
- [26] V.V. Vaidya, *Flux Cored Arc Welding Wires*. Canadian Welder and Fabricator, (November): p. 33-38.1989.
- [27] A5.32/A5.32M (R2007), *Specification for Welding Shielding Gas*, AWS.
- [28] V.V. Vaidya, *Shielding Gas Mixtures for Semiautomatic Welds*. Welding Journal, **81**(9): p. 43-48.2002.
- [29] H.F. Fischmeister, S. Karagoz, H.O. Andrén, *An Atom Probe Study of Secondary Hardening in High Speed Steels*. Acta Metallurgy, **36**(4): p. 817-825.1998.
- [30] J.A. Francis, *Principles for Open-Arc Weld Deposition of High-Chromium White Iron Surface Layers*. Adelaide Editor. 1999.
- [31] J. T. Suarez, *El Transporte de Bloques*, www.egiptomania.com/piramides/transporte.
- [32] H. Czichos, *Tribology*. 1 ed: Elsevier, p. 416. 1978.
- [33] T. Bell, P.A. Dearnley, *Environmental Issues in Surface Engineering and Related Industrial Sectors*. Surf. Eng., **10**: p. 123-128.1994.
- [34] E. Rabinowicz, *Friction and Wear of Materials*: John Wiley and Sons. 1965
- [35] Y. Sun, T. Bell, *A Numerical Model of Plasma Nitriding of Low Alloy Steels*. Mater. Sci. Eng. , **A224**: p. 33-47.1997.
- [36] E.J. Mittemeijer, *Overview*. Journal of Metals. **Sept.**: p. 16-20.1985.
- [37] T. Bell, K. Mao, Y. Sun, *Surface Engineering Design: Modelling Surface Engineering Systems for Improved Tribological Performance*, Surf. Coat. Technol. , **108-109**: p. 360-368.1998.

- [38] B. Billon, A. Hendry, *Nitriding of Stainless Steel in Ammonia, 1. Phase Distribution and Microstructure*. Surf. Eng., **1 (2)**: p. 114-125.1985.
- [39] E. Rolinski, *Effect of Plasma Nitriding Temperature on Surface Properties of Austenitic Stainless Steel*. Surf. Eng., **3 (1)**: p. 35-46.1987.
- [40] Z.L. Zhang, T. Bell, *Structure and Corrosion Resistance of Plasma Nitrided Stainless Steel*. Surf. Eng., **1 (2)**: p. 131-136.1985.
- [41] H. So, D.S. Yu, C.Y. Chuang, *Formation and Wear Mechanism of Tribo-Oxides and the Regime of Oxidational Wear of Steel*. **253**: p. 1004-1015.2002.
- [42] H. So, H.M. Chen, L.W. Chen, *Extrusion Wear and Transition of Wear Mechanisms of Steel*. Wear, **265**: p. 1142-1148.2008.
- [43] A. Munther, J.G. Lenard, *The Effect of Scaling on Interfacial Friction in Hot Rolling of Steels*. Materials Processing Technology, **88**: p. 105-113.1998.
- [44] T.S. Eyre, *Wear of Metals: A. D. Sarkar*. Tribology International, **9** p. 203-244.1976.
- [45] M.M. Khrushov, *Principles of Abrasive Wear*. Wear, **28**: p. 69-88.1974.
- [46] E. Rabinowicz, *Friction and Wear of Materials*. 1 ed, ed. J.W.S. Inc. 1965.
- [47] A.W.J. Gee, *The Adverse Effect of Mineral-Grinding Media Inter-Actions*. Inter. Met. Rev.. **24**: p. 57.1979.
- [48] E. Rabinowicz, *Wear of Materials*, Trans. ASLE, p. 198. 1971.
- [49] E. Rabinowicz, *An Adhesive Wear Model Based on Variations in Strength Values*. Wear, **63** p. 175-181.1980.
- [50] M. Kerridge, J.K. Lancaster, *The Stage in a Process of Severe Metallic Wear*. Proc. Roy. Soc. London, **263A**: p. 250-266.1956.
- [51] N. Heilman, *Sliding Wear and Transfer*. Wear **91**: p. 171-170.1983.
- [52] D.A. Rigney, J.P. Hirth, *Plastic Deformation and Sliding Friction of Metals*. Wear, **53**.1979.
- [53] J.F. Archard, *Contact and Rubbing of Flat Surfaces*. J. Appl. Phys. , **24** p. 981-988.1953.
- [54] N.G. Welsh, Phil. Trans. Roy. Soc., **257**: p. 31.1965.
- [55] T.S. Eyre, D. Maynakd, *Surface Aspects of Unlubricated Metal-to-Metal Wear*. Wear, **18**: p. 301-310.1971
- [56] N.G. Welsh, *The Dry Wear of Steels: I. The General Pattern of Behavior*. Phil. Trans. Roy. Soc., **257**: p. 31-50.1965.
- [57] J.K. Lancaster, *The Formation of Surface Films at the Transition Between Mild and Severe Metallic Wear*. Proc. Roy. Soc., **273A**: p. 466-483.1963.

- [58] S. Hogmark, O. Vingsbo, S. Fridström, *Mechanisms of Dry Wear of Some Martensitic Steels*. *Wear*, **31**: p. 39-61.1975.
- [59] T.S. Eyre, D. Maynard, *Surface Aspects of Unlubricated Metal-to-Metal Wear*. *Wear*, **18**(4): p. 301-310.1971.
- [60] N.C. Welsh, *Frictional Heating and its Influence on the Wear of Steel*, *Appl. Phys.*, **28**: p. 960.1867.
- [61] D.J. Barnes, et al., *The Influence of Oxide Films on the Friction and Wear of Fe-5% Cr Alloy in Controlled Environments*. *Wear*, **45** p. 161-176.1977.
- [62] T.F.J. Quinn, *The Role of Oxidation in the Mild Wear of Steel*. *Brit. J. Appl. Phys.*, **13**: p. 33-46.1962.
- [63] N. Tenwich, S.W.E. Earles, *Wear*, **18**: p. 381.1971.
- [64] T.F.J. Quinn, *Oxidational Wear* *Wear* **18** p. 413-419.1971
- [65] J. Molgaard, *A Discussion of Oxidation, Oxide Thickness and Oxide Transfer in Wear*. *Wear*, **40**: p. 277-285.1976.
- [66] J. Molgaard, S. Rivastava, *The Activation Energy of Oxidation in Wear*. *Wear*, **41**: p. 263-270.1977.
- [67] F.J. Quinn, *A Review of Oxidational Wear*. Vol. 1: Nasa Contractor Report. 103. 1983
- [68] J.F. Archard, W. Hirst, *The Wear of Metals under Unlubricated Conditions*. *Proc Royal Society London*, **A 236** p. 397-410.1956.
- [69] T.F.J. Quinn, J.L. Sullivan, D.M. Rowson, *Origins and Development of Oxidational Wear at Low Ambient Temperatures*. *Wear*, **94**: p. 175-191.1984.
- [70] J.F. Archard, *The Temperature of Rubbing Surfaces*. *Wear* **2**: p. 438-455.1958/59.
- [71] J. Molgaard, V.K. Srivastava, *The Activation Energy of Oxidation in Wear*. *Tribology International*, **16**: p. 305-314.1983
- [72] T.F.J. Quinn, *Oxidational Wear Modelling: Part 2 - The General Theory of Oxidational Wear*. *Wear*, **175**: p. 199-208.1994.
- [73] M. Vardavoulias, *The Role of Hard Second Phases in the Mild Oxidational Wear Mechanism of High-Speed Steel-Based Materials*. *Wear*, **173**: p. 105-114.1994.
- [74] N.P. Suh, *The Delamination Theory of Wear*. *Wear*, **25**: p. 111-124.1973.
- [75] N.P. Suh, *An Overview of the Delamination Theory of Wear*. *Wear*, **44**: p. 1-16.1977.
- [76] N. Saka, J.J. Pamies-Teixeira, N.P. Suh, *Wear of Two-Phase Metals*. *Wear*, **44**(1): p. 77-86.1977.
- [77] P.L. Hurricks, *Some Aspects of the Metallurgy and Wear Resistance of Surface Coatings*. *Wear*, **22**(3): p. 291-320.1972.

Capítulo 3

Materiales y métodos

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

- Soldadura
 - Consumible
 - Material base
 - Gases de protección
 - Equipo y dispositivos auxiliares
 - Equipo de soldadura
 - Parámetros
- Radiografías
- Análisis químicos
- Tratamientos térmicos
- Caracterización
 - Microscopía óptica
 - Difracción de rayos X
 - Microscopía electrónica de barrido
- Ensayos
 - Dureza
 - Rugosidad
 - Oxidación
 - Desgaste
 - Fricción

3. Introducción

El objetivo de este trabajo fue estudiar sistemáticamente depósitos de soldadura de recargue, obtenidos con el proceso de soldadura semiautomático bajo protección gaseosa empleando un alambre tubular con relleno metálico (*metal-cored*), bajo diferentes condiciones de proceso. Cada conjunto de parámetros operativos definirá cierto desarrollo microestructural, que tendrá asociado un dado comportamiento tribológico, siendo objetivo de esta tesis comprender las relaciones existentes proceso-microestructura-propiedades, en el contexto analizado.

Las variables del proceso de soldadura estudiadas sistemáticamente en el presente trabajo son: aporte térmico, gas de protección y tratamiento térmico post-soldadura.

El procedimiento experimental empleado en el presente trabajo consistió en la preparación de los cupones, la realización de las soldaduras, la verificación de la calidad de las mismas y las caracterizaciones química, microestructural, de dureza y tribológica de los distintos depósitos de soldadura obtenidos.

Además, se realizaron los siguientes estudios complementarios para un mejor análisis y comprensión de los fenómenos involucrados:

- Estudio de dilución
- Estudio de tratamientos térmicos post-soldadura
- Estudio de oxidación
- Estudio de tensiones residuales y tamaño de precipitados
- Estudio del desgaste por extrusión
- Estudio de fricción

3.1. Soldadura

3.1.1. Consumible

Para la realización de las soldaduras se utilizó un alambre tubular con relleno metálico (*metal-cored*) de diámetro 1,2 mm, cuyos rangos de composición química [% en peso] y dureza, dados por el fabricante, se muestran en la **tabla 3.1**:

Tabla 3. 1.- Características del alambre comercial.

C	Mn	Si	Cr	Mo	V	W	HRc
0,35 – 0,55	0,80 – 1,20	< 0,50	3,8 – 5,0	1,8 – 2,5	0,2 – 0,4	1,6 – 2,2	53-58

Este tipo de alambre se fabrica mediante el conformado de un fleje de acero de bajo contenido de carbono que se rellena con elementos formadores de aleación y, en este caso, con una cantidad marginal de elementos que aportan a la estabilidad del arco y a la formación de escoria, por lo que producen muy baja cantidad de escoria [1].

3.1.2. Material base

Para realizar las soldaduras previamente se prepararon los cupones, para los que se cortaron chapas de acero SAE 1020 cuyas dimensiones se indican en la **figura 3.1**. En total se prepararon 8 cupones.

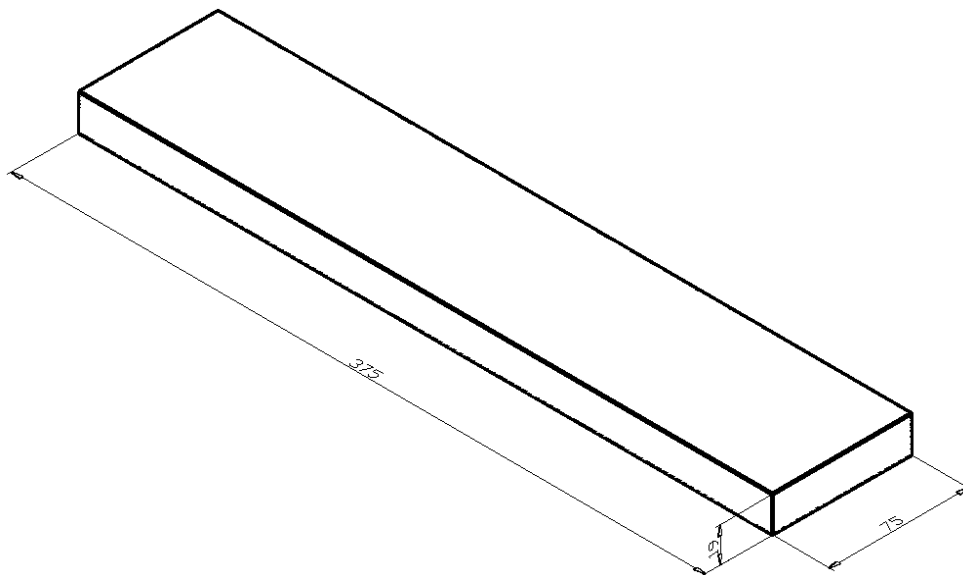


Figura 3. 1. Cupón para soldadura de recargue (dimensiones en mm).

3.1.3. Gases de protección

A fin de evaluar el efecto del gas de protección sobre las características del depósito de soldadura se emplearon dos mezclas de gases: Ar-2%CO₂ y Ar-20%CO₂. De las ocho probetas, se soldaron cuatro con cada uno de los gases mencionados.

3.1.4. Equipo y dispositivos auxiliares

Los cordones de soldadura se realizaron con la ayuda de un sistema de guiado de la torcha de soldadura. Se utilizó un equipo Railtrac FW1000 Flexi Weaver, como se ve en la **figura 3.2**,

el cual permitió controlar los parámetros del desplazamiento de la torcha (velocidad de avance, oscilación, etc.). El mismo consta de una guía rectificada de aluminio, un cabezal móvil y los paneles de control portátiles.

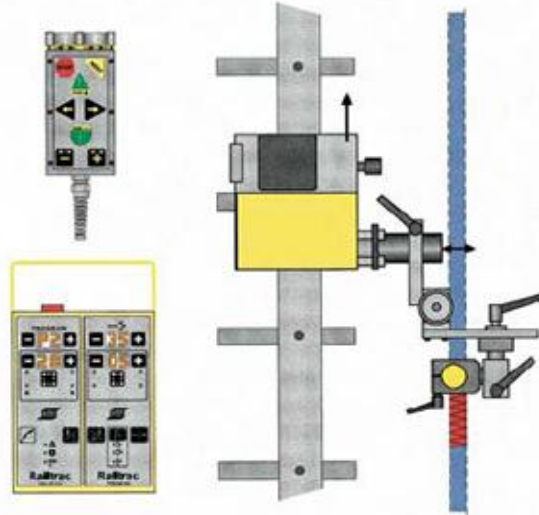


Figura 3. 2. Equipo Railtrac FW1000 Flexi Weaver.

Para evitar la gran deformación del cupón que se produce debido al gradiente de temperatura que se genera en la chapa durante el proceso de soldadura, se diseñó un dispositivo rigidizador sobre el cual se acoplaron los cupones a soldar. El mismo estuvo formado por dos perfiles IPN 10 soldados entre sí como indica el esquema de la **figura 3.3**.

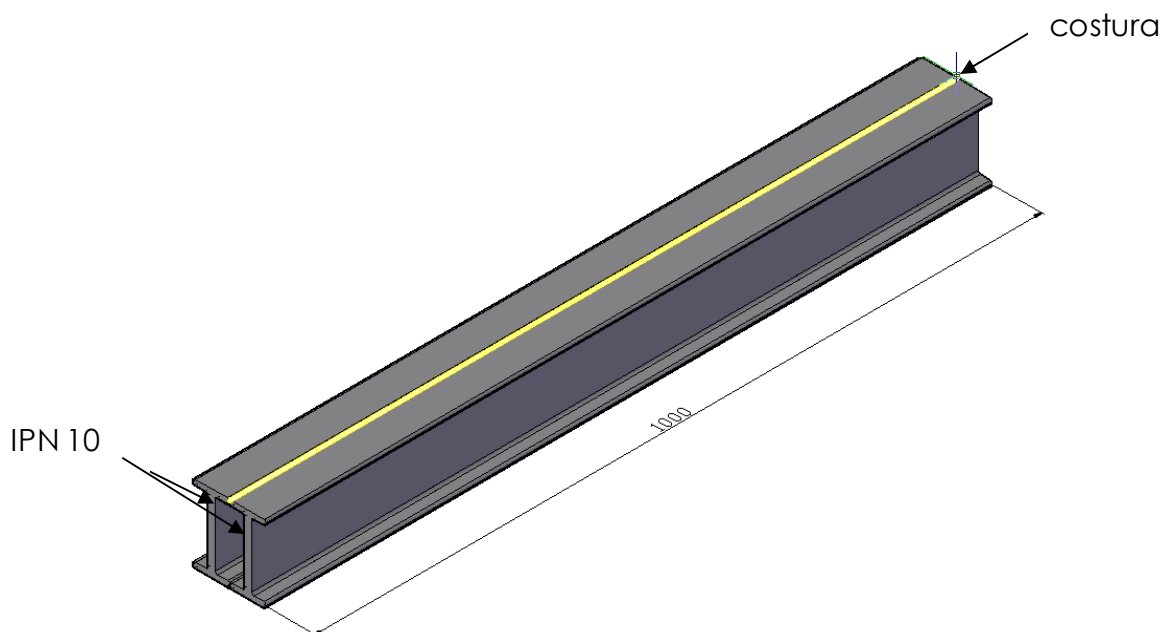


Figura 3. 3. Dispositivo rigidizador (dimensiones en mm).

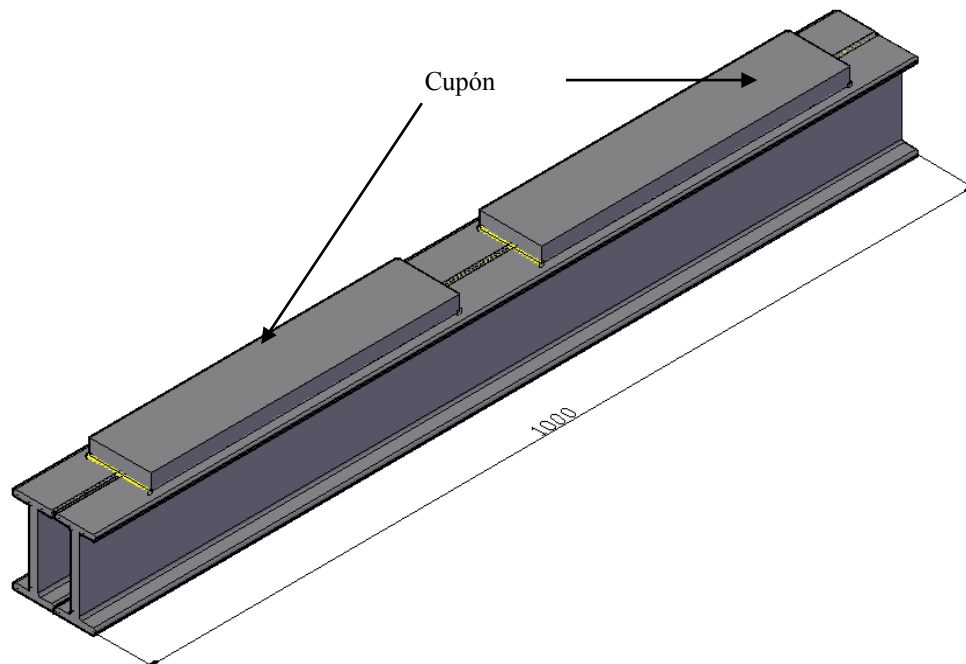


Figura 3. 4. Conjunto cupón - dispositivo rigidizador (dimensiones en mm).

Otro de los factores a evaluar en este trabajo fue el tratamiento térmico post-soldadura (PWHT), por lo que se soldaron dos probetas con los mismos parámetros, una de las cuales quedó en condición “como soldada” (AW) y a la otra se le realizó el PWHT. Para asegurar la repetibilidad de ambas probetas se montaron cupones de a pares sobre el dispositivo descrito anteriormente, dejando una separación entre ambos de 100 mm. La sujeción del conjunto cupón-dispositivo se efectuó mediante las uniones soldadas en los extremos de las probetas, como se observa en la **figura 3.4**. Una vez realizada la soldadura se amolaron las uniones soldadas pudiéndose así extraer las probetas soldadas.

3.1.5. Equipo de soldadura

Se empleó una fuente para soldadura semiautomática de arco pulsado modelo Esab LAI 400P (**figura 3.5**).

La regulación de los parámetros se realizó modificando la velocidad de alimentación del alambre, actuando para ello sobre la corriente y la tensión de arco. El equipo cuenta con dos displays digitales que indican instantáneamente los valores eficaces medidos. Se soldó en corriente continua electrodo positivo.



Figura 3. 5. Fuente para soldadura semiautomática.

3.1.6. Parámetros

Debido a las actuales exigencias de mejorar la productividad en la deposición de recargos fue necesario estudiar el efecto de parámetros de soldadura y su resistencia al desgaste. Para ello se seleccionaron dos grupos relacionados con el aporte térmico.

El calor aportado se calculó en base a la **ecuación 3.1**:

$$HI = \frac{V_a \times I_s}{v_s} \quad \text{ecuación 3.1}$$

HI: calor aportado [kJ/mm]

V_a : tensión de arco [V]

I_s : corriente de soldadura [A]

v_s : velocidad de soldadura [m/s]

La temperatura de precalentamiento fue de 150 °C [2]. Para lograr esto se utilizó un soplete oxiacetilénico (**figura 3.6**) el cual se aplicó sobre el cupón hasta alcanzar la temperatura deseada. Mediante el empleo de un lápiz térmico se verificó la temperatura del cupón a soldar.



Figura 3. 6. Foto de precalentamiento del cupón.

La secuencia de soldadura empleada para todos los casos fue de 5 cordones en la primera capa, 4 en la segunda y tercer capas y 3 cordones para la última (**figura 3.7**). Los cordones se realizaron siempre con solapamiento del 50%.

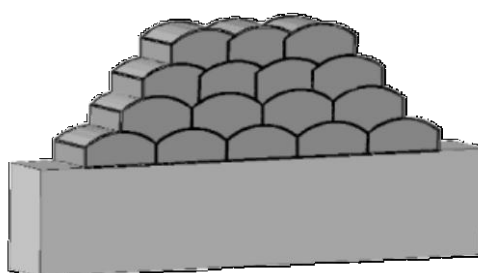


Figura 3. 7. Secuencia de soldadura.

En total se soldaron 4 condiciones de soldadura. En la **tabla 3.2** se muestran los valores fijados para cada condición soldada y las identificaciones adoptadas que fueron RC, RH, TC y TH y de RCP, RHP, TCP y THP respectivamente para las probetas tratadas térmicamente a 550 °C.

Tabla 3. 2. Identificación, parámetros de soldadura y calor aportado.

Identificación	Gas de protección	Tensión [V]	Corriente [A]	Velocidad avance [mm/s]	Calor aportado [kJ/mm]
RC	Ar-2%CO ₂	28	180	2,6	1,9
RH	Ar-2%CO ₂	31	250	2,7	2,9
TC	Ar-20%CO ₂	28	190	2,6	2,0
TH	Ar-20%CO ₂	31	260	2,8	2,9

Se emplearon: caudal del gas de protección de 20 l/min, distancia del pico de contacto a la pieza 15 mm y temperatura de entre pasadas de 150 °C. La posición de soldadura fue bajo mano.

3.2. Radiografía

Una vez soldadas las probetas se realizó sobre cada una de ellas el ensayo no destructivo de radiografía industrial, a fin de evaluar la calidad de las mismas y la presencia de defectos atribuibles al proceso de soldadura. Este ensayo se llevó a cabo conforme al código ASME IX [3].

3.3. Extracción de muestras

Inicialmente, a todas las chapas soldadas se las despuntó a 25 mm. Luego, de cada uno de los cupones se extrajeron 22 cortes iguales de 10 mm de espesor. Además, para las condiciones RH y RC, se cortaron secciones extras para estudios complementarios (ver **figura 3.8**).

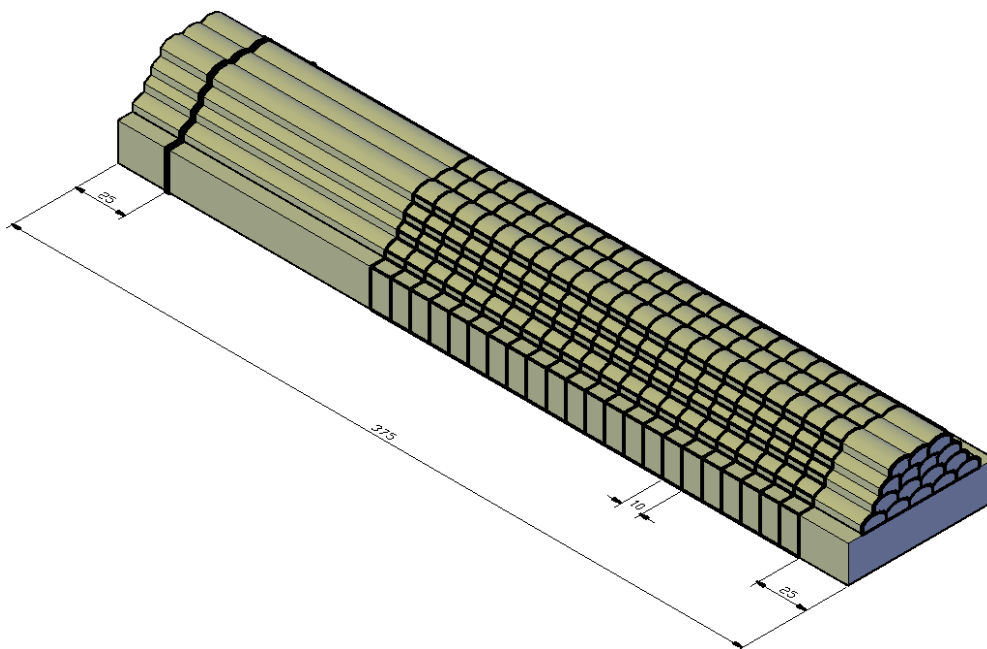


Figura 3. 8. Esquema de cortes del cupón de soldadura.

3.4. Tratamientos térmicos post-soldadura

En la **tabla 3.3** se presentan las diferentes probetas con sus respectivas temperaturas de tratamiento térmico los cuales se realizaron durante 2 horas. Todos los cortes se hicieron utilizando el sistema de chorro de agua evitando así algún cambio o transformación metalúrgica por efecto de la temperatura generada por el corte. Las probetas se prepararon de acuerdo con lo descrito en la **figura 3.9**.

Tabla 3. 3. Cuadro indicativo de probetas tratadas.

Probeta	Temperatura de tratamiento térmico [°C]
TC	AW
	550
TH	AW
	550
RC	AW
	550
	500
	600
	650
RH	AW
	500
	550
	600
	650
	680

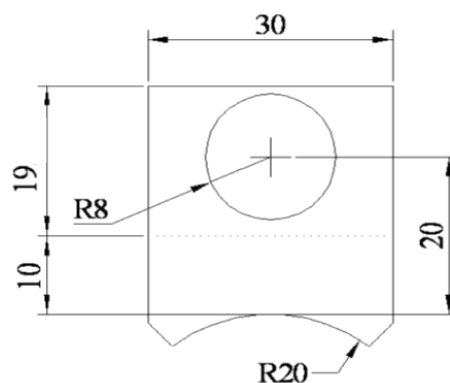


Figura 3. 9. Plano de la probeta para ensayo de desgaste (distancia en mm).

Los tratamientos térmicos fueron efectuados en un horno eléctrico. Se programó la temperatura deseada y una vez estabilizada, se cargaron las probetas correspondientes. Cumplido el tiempo de tratamiento, las muestras fueron retiradas del horno y enfriadas al aire hasta la temperatura ambiente.

El barrido de temperaturas se realizó entre 500 °C a 680 °C. De la literatura [4], se sabe que las propiedades mecánicas óptimas se encuentran dentro de ese rango.

3.5. Composición química

La composición química fue determinada mediante espectrometría de emisión por chispa (OES) excepto para el carbono, que se analizó con un LECO. Se analizaron todas las condiciones soldadas sobre uno de los cortes para metalografía, en la zona del último cordón, como se indica la **figura 3.10**. Cada una de las muestras se preparó rectificando la superficie.

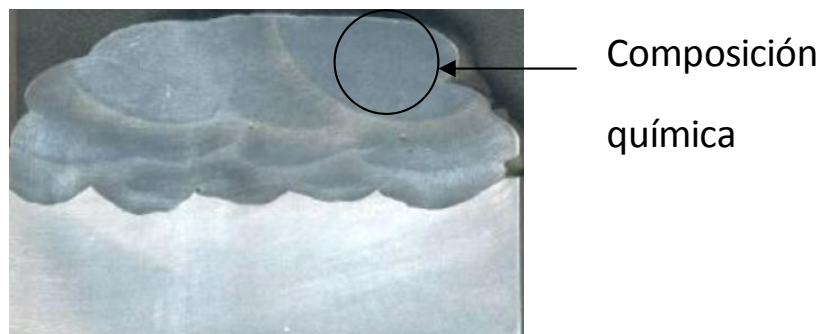


Figura 3. 10. Corte metalográfico.

3.6. Caracterización microestructural

3.6.1. Macrografía y microscopía óptica

De cada cupón soldado se preparó un corte para observación metalográfica, macrografía y micrografía con microscopía óptica (LM). La preparación de las muestras para observación metalográfica consistió de tres etapas: desbaste, pulido y ataque químico. El desbaste se realizó con una desbastadora mecánica de disco donde se utilizaron sucesivamente papeles de lija al agua desde 120 hasta 800 de granulometría. Posteriormente se realizó la etapa de pulido sobre una pulidora de disco, utilizándose como abrasivo suspensiones acuosas de alúmina (Al_2O_3) de 0,3 y 0,05 micrones. Una vez alcanzada la rugosidad superficial necesaria en la

etapa de pulido se efectuó el ataque químico, utilizando el reactivo Vilella (1 g ácido pícrico + 5 ml ácido clorhídrico + 100 ml alcohol etílico) [5] para la observación macrográfica, que se realizó empleando una lupa esteroscópica. Las imágenes digitales de dichas muestras se obtuvieron empleando un scanner Agfa de 600 dpi de resolución. Esta técnica ha mostrado ser efectiva a este fin [6].

Para la caracterización microestructural se empleó un microscopio óptico Reihardt MEF. Para la digitalización de las imágenes se anexó sobre el ocular del equipo una cámara digital Kodak de 5 megapíxeles de resolución. Para todos los casos se realizó el escalado de las imágenes mediante el uso de patrones digitalizados.

3.6.2. Medición de dilución

A partir de las imágenes macro se realizó el cálculo de dilución. Primero se midió el área de cada cordón mediante la vectorización de los contornos de cada cordón usando un software de dibujo asistido por computadora (CAD). Después se aplicó la ecuación de la **figura 2.23** y se calculó la dilución.

3.6.3. Microscopía electrónica de barrido

Se empleó un microscopio electrónico de barrido Philips modelo 505, que cuenta con un dispositivo EDAX para análisis elemental.

Se caracterizó la microestructura de los cupones soldados. También se realizaron perfiles de composición química (excepto para el carbono) e identificación de compuestos.

La preparación de muestras se realizó siguiendo las etapas que se detallan a continuación:

- Pulido de la superficie a analizar y ataque con Vilella durante 5 minutos.
- Limpieza de la muestra a examinar sumergiéndola en alcohol isopropílico y aplicándole a su vez ultrasonido durante 3 minutos.
- Secado de la muestra.

La altura de las piezas a analizar no debía exceder los 10 mm. La muestra debía también ser conductora de la corriente eléctrica. Las muestras no conductoras se recubrieron con una capa de algún material conductor, como por ejemplo, carbono u oro. Este recubrimiento fue

suficientemente grueso como para que circulara la corriente eléctrica y suficientemente delgado como para que no enmascarara o tapara las características superficiales de interés.

3.6.4. Difracción de rayos X

Para el análisis de fases (cuantificación e identificación) se utilizó la técnica de difracción de rayos X (DRX). El difractómetro empleado fue un RIGAKU, con tubo de Cu K- α . Los barridos se realizaron de 30° a 90° con una velocidad de 1° por minuto, excepto para la probeta RH tratada térmicamente a 680 °C donde se aplicó una velocidad de barrido de 0,06° por minuto entre 38° y 46°.

La preparación de las muestras se indica en la **figura 3.11**. Todos los cortes se realizaron con una cortadora metalográfica con refrigeración por agua. El espesor de la misma fue el menor posible tratando de evitar así cualquier ruido en la medición. Los cortes de las probetas se colocaron en una ventana de aluminio de 20 mm x 20 mm de sección interior utilizando una cinta de papel como medio de sujeción.

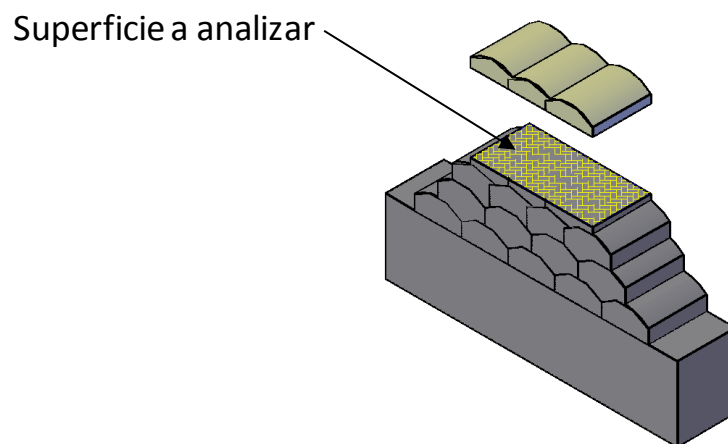


Figura 3. 11. Preparación de las muestras (DRX).

Los datos obtenidos se procesaron en una planilla de cálculo Excel. Se identificaron los picos principales y luego se compararon con las cartas Joint Committee of Powder Diffraction Files [7], provistas por el software PCPDFWIN, como se muestra en el ejemplo de la **figura 3.12**. Se determinaron las fases presentes en el difractograma.

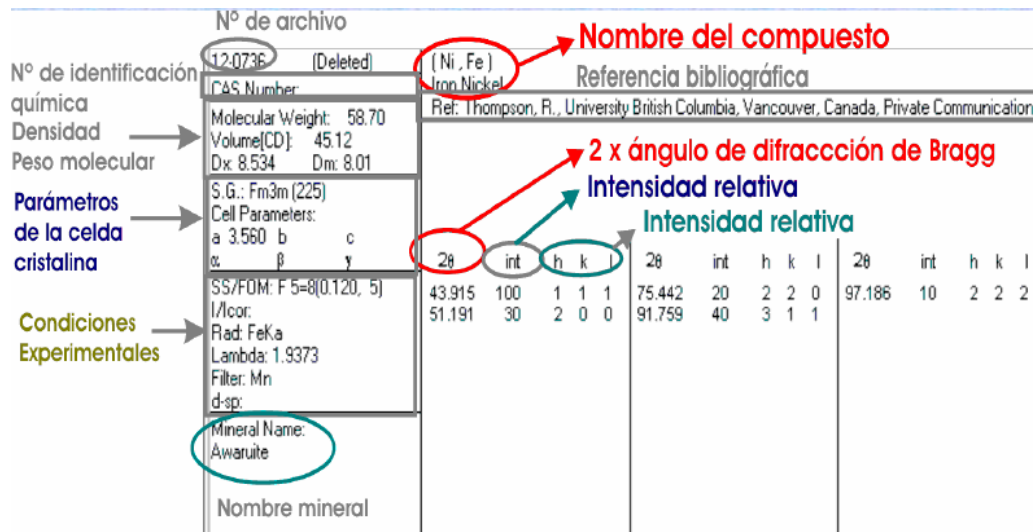


Figura 3.12. Tarjeta de identificación de compuesto.

Esta técnica se empleó para diversas caracterizaciones en el presente trabajo: por un lado para identificar las fases presentes en las muestras soldadas en las distintas condiciones, y por el otro para realizar la cuantificación de fases y determinación del efecto de las tensiones residuales y el tamaño de los precipitados. La cuantificación de la austenita retenida se realizó por difracción de rayos X. El método utilizado fue el de comparación directa. Se asumió que había dos fases: austenita y martensita. La fracción de austenita c_γ estará definida por las siguientes relaciones, definidas en las **ecuaciones 3.2 y 3.3**:

$$\frac{I_\gamma}{I_\alpha} = \frac{R_\gamma \cdot c_\gamma}{R_\alpha \cdot c_\alpha} \quad \text{ecuación 3.2}$$

$$c_\alpha + c_\gamma = 1 \quad \text{ecuación 3.3}$$

donde I_γ e I_α son las intensidades difractadas que se miden en el diagrama de difracción (esto es la integral del pico, la cual se calculó con el software OriginLab) para una dada familia de planos; R_γ y R_α son las intensidades teóricas correspondientes y C_α es la fracción en volumen de martensita. R depende sólo del ángulo θ , los índices $h k l$ y la clase de sustancia. Hay que remarcar que para poder aplicar el método es necesario el conocimiento estructural de las

celdas en cuestión. Los parámetros de red fueron ajustados según el contenido de carbono. El error relativo de la técnica se considera del 5% [8].

Para el cálculo del tamaño de los precipitados y de las tensiones residuales se utilizó la técnica de Williamson-Hall [8-10]. La misma consiste en graficar a partir de los espectros de difracción sobre el eje y (Ancho de pico medido - Ancho de pico del instrumento) por coseno (θ) y sobre el eje x ($4 \text{ por seno } (\theta)$). Luego se realiza el ajuste lineal de los puntos obtenidos y se obtiene la ecuación de la recta que los relaciona, de donde el tamaño del precipitado es la ordenada al origen de la ecuación y la pendiente es la deformación.

3.6.5. Extracción de carburos

Para realizar la separación de los carburos de la matriz metálica se realizó una electrólisis del acero y posteriormente un filtrado. Para la electrólisis, se preparó una solución con 100 ml de agua destilada, 1,2 g de bromuro de potasio, 30 g de ácido cítrico y 15 g de citrato de sodio. El ánodo utilizado fue el acero a estudiar (probeta RCP) y el cátodo un electrodo de grafito. La densidad de corriente aplicada fue de 20 mA/cm^2 [11-13]. En la **figura 3.13** se muestran el banco de electrólisis y los distintos elementos utilizados.



Figura 3. 13. Fuente de CC y disposición de los elementos para la electrólisis.

Durante la disolución, cada 5-6 horas, se limpió la superficie del acero con una espátula para poder mantener el voltaje.

Cuando se terminó la electrólisis, se prosiguió con la separación de los carburos mediante el filtrado. Para ello, primero se diluyó el electrolito en 1500 ml de agua destilada + 200 ml de ácido ortofosfórico. Se esperó alrededor de 4 horas y se filtró con una membrana de nylon. Finalmente, al material recolectado en el filtro se le realizó DRX.

3.7. Perfiles de dureza

Para la determinación de dureza sobre las muestras extraídas de las probetas soldadas se empleó un microdurómetro digital marca Shimadzu, modelo HMV-2 Para la calibración del mismo se utilizó un bloque patrón standard.

Sobre los cortes metalográficos se realizaron barridos de dureza Vickers con una carga de 1 kg y una separación entre improntas de 1 mm y de 5 mm entre líneas de barrido, según se observa en la **figura 3.14**.

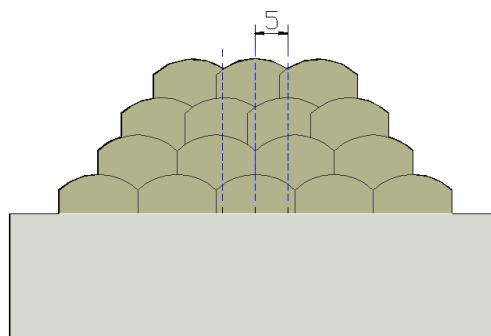


Figura 3. 14. Líneas de medición de dureza.

En las probetas de desgaste, también se efectuaron mediciones de dureza en las zonas indicadas en la **figura 3.15**. Se realizaron 5 mediciones por sector y se promediaron los valores intermedios, quitándose el máximo y el mínimo. La separación entre puntos fue de 5 mm y todas las mediciones se realizaron a 0,1 mm de la superficie de desgaste.

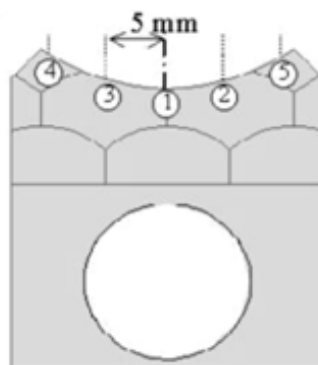


Figura 3. 15. Esquema de las mediciones de dureza

También en la zona cercana a la superficie desgastada, correspondiente con la posición 1 de la **figura 3.15**, se realizaron barridos de microdureza hasta unos 1200 μm de profundidad, con una carga aplicada de 5 g. El valor correspondiente a la distancia 0 se tomó sobre la superficie.

Además, para la obtención de las curvas de tensión verdadera en función de la deformación verdadera, se realizaron mediciones de dureza Brinell a 30; 62,5; 100; 150; 187,5 y 250 kg de carga sobre las probetas RC tratadas térmicamente a 500 °C y 600 °C. El diámetro de la bolilla fue de 2,5 mm.

3.8. Medición de rugosidad

La rugosidad superficial se midió utilizando un rugosímetro Hommelwerke T-1000.

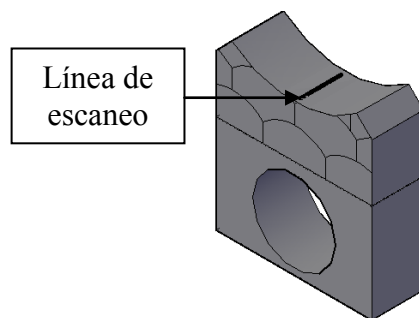


Figura 3. 16. Esquema medición de rugosidad.

Las mediciones se realizaron sobre la superficie de la placa sin ensayar y sobre las probetas desgastadas a distintas condiciones de carga aplicada (500, 1250 y 2000 N). En la **figura 3.16** se indica la línea central donde se efectuó dicha medición.

Los valores obtenidos de la medición fueron de rugosidad media (R_a).

3.9. Ensayos tribológicos

3.9.1. Ensayos de desgaste a carga constante

Para evaluar la resistencia al desgaste en condición de deslizamiento puro metal-metal se realizaron ensayos con una máquina Amsler tipo A 135 constituida por un motor asíncrono trifásico, un cabezal móvil donde se montan la probeta, la estructura y un sistema de ejes y engranajes que transmiten el movimiento de giro a la rueda motora. En la foto de la **figura 3.17** se pueden ver los distintos elementos mencionados.

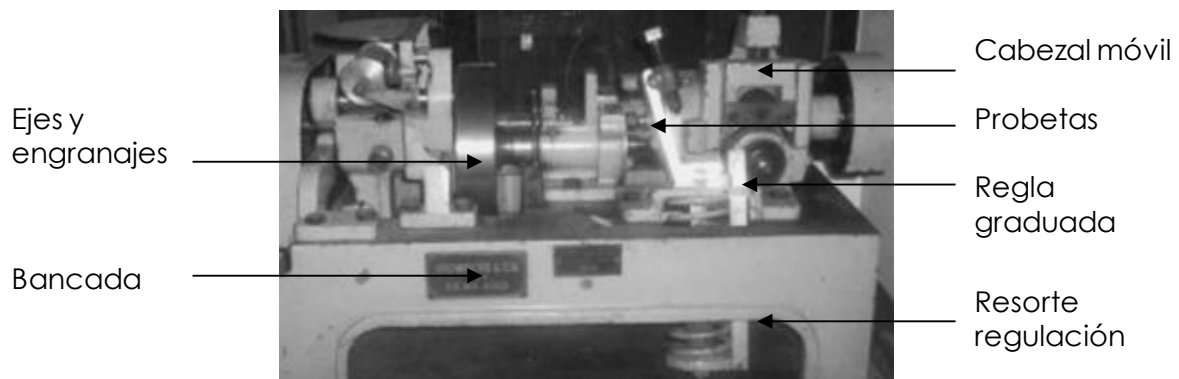


Figura 3. 17. Máquina Amsler tipo A 135.

En la **figura 3.18**, se observa un esquema de la disposición de las probetas durante el ensayo.

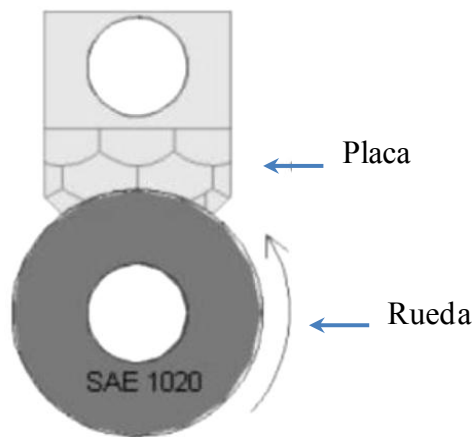


Figura 3. 18. Esquema de desgaste placa rueda.

La tensión de contacto se calculó en base a la siguiente ecuación [14]:

$$\sigma_m = \frac{F \times \cos(\theta)}{A} \quad \text{ecuación 3.4}$$

Donde σ_m es la tensión de contacto [MPa], F es la fuerza aplicada [N], A es el área de contacto [mm^2] y θ es la mitad del ángulo de contacto [$^\circ$].

Los resultados se presentaron como pérdida en peso en función de la distancia recorrida por la rueda sobre la placa. También se modificó la carga aplicada en las probetas seleccionándose los valores de 500, 1250 y 2000 N para cada ensayo. Se realizaron 3 conjuntos para cada condición de carga y de soldadura promediándose punto a punto.

Antes de empezar con los ensayos, sobre la máquina se realizó una limpieza profunda seguida de engrase de las articulaciones de la misma. Como paso siguiente, se calibró el equipo colocando una celda de carga y un dispositivo (puente metálico) como se muestra en el esquema de la **figura 3.19**.

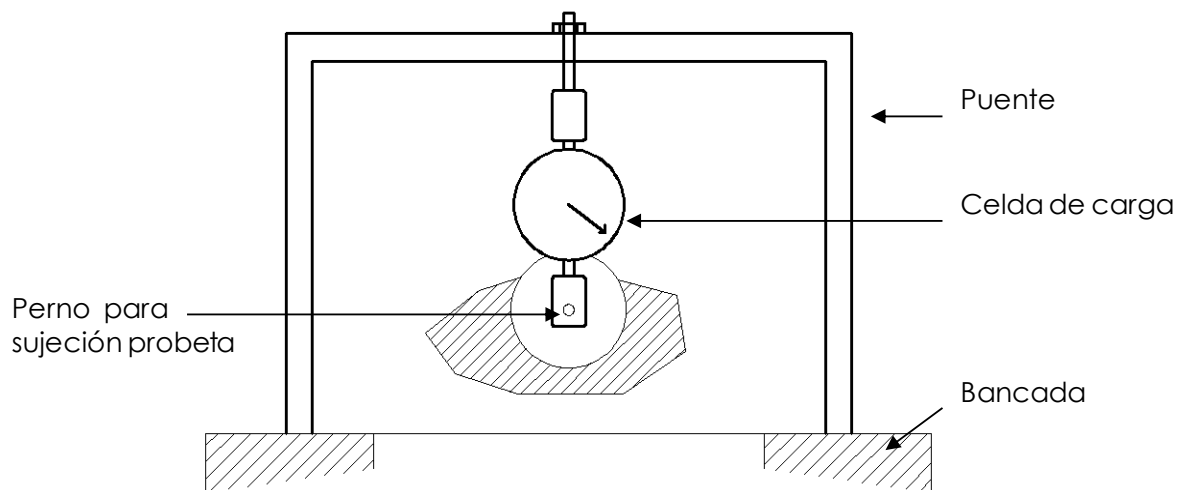


Figura 3. 19. Esquema dispositivo para calibración.

Las probetas se prepararon de acuerdo con lo descrito en la **figura 3.9**. Se mecanizaron cortes transversales, primero rectificándose las caras paralelas hasta un espesor final 10 mm y luego utilizando corte por hilo para los radios y agujeros.

Las ruedas, de 20 mm de radio y 10 mm de espesor, se extrajeron de una barra cilíndrica cortada con sierra, torneada y rectificada hasta lograr las medidas requeridas. El material elegido fue un acero dúctil (AISI 1020) similar al utilizado en las aplicaciones de recargue de nuestro material de estudio.

Las probetas se limpiaron colocándolas en una cuba ultrasónica con acetona durante 5 minutos y luego en alcohol isopropílico durante 3 minutos; luego se pesaron en una balanza analítica (precisión 0,0001g) y por último se colocaron en el equipo de desgaste. Se realizó el ensayo de 3 horas en total, con paradas intermedias, para pesar las probetas, cada 10 minutos en la primera hora y luego cada hora. Luego de cada parada se ubicó la probeta en la misma posición de la que se había extraído.

También se midió la temperatura en función de la carga aplicada y de la distancia recorrida. Para ello se ubicó una termocupla a 1 mm de la superficie de desgaste y se adquirieron los valores de temperatura en función del tiempo, a una PC a través del puerto RS 232.

3.9.2. Ensayos de desgaste a probetas con diferentes temperaturas de tratamiento térmico post-soldadura

Se extrajeron 12 cortes transversales de 8 mm de espesor; sobre 10 de ellos se realizaron los tratamientos térmicos post-soldadura a 500, 550, 600, 650 y 680 °C, durante un período de 2 horas (ver tabla 3.3).

De los cortes tratados térmicamente y en condición como soldado, se mecanizaron probetas para ensayo de desgaste. Dichos ensayos se realizaron en la máquina AMSLER ya descrita, en condición de deslizamiento puro, con una carga aplicada de 1250 N. La geometría y dimensiones de las probetas se observan en la figura 3.9.

3.9.3. Ensayos de desgaste con carga alternativa

De la probeta RC se extrajeron 4 cortes, que, como previamente se detalló en la tabla 3.3, se trataron térmicamente a 500 °C y 600 °C. Luego se mecanizaron según figura 3.9, con un espesor de 10 mm. La identificación de las probetas, 500 °C y 600 °C, se realizó en función de la temperatura de tratamiento térmico.

Para los ensayos de carga variable se programó la máquina con el ciclo de carga que muestra la figura 3.20.

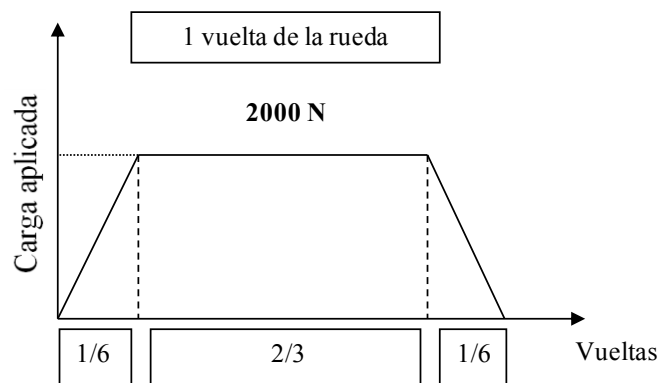


Figura 3. 20. Esquema ciclo de carga de la máquina.

Los resultados se presentaron como pérdida de peso en función de la distancia recorrida por la rueda sobre la placa. Se realizaron 2 conjuntos para cada condición de carga y de soldadura promediándose punto a punto.

3.9.4. Ensayos de desgaste por extrusión.

De la probeta RC se extrajeron 6 cortes, de los cuales 4 de ellos se trataron térmicamente a 550 °C y 650 °C, quedando un par sin tratar. Luego se mecanizaron según **figura 3.9**, con un espesor de 3 mm. La identificación de las probetas fue de AW para las probetas sin tratar y 550 °C y 650 °C para las tratadas térmicamente.

La máquina se programó con una carga constante aplicada de 2000 N.

3.9.5. Ensayos de fricción.

Se realizaron ensayos de fricción a 500 N, 1250 N y 2000 N de carga aplicada sobre probetas extraídas de la condición RC y RCP. Para ello se mecanizaron 6 probetas de acuerdo con el plano de la **figura 3.9**. Sobre una hoja milimetrada se adquirió la gráfica del momento torsor en función del tiempo de ensayo. Luego, aplicando la **ecuación 3.5**, se calculó el coeficiente de fricción (μ) para cada condición.

$$\mu = \frac{M_t}{P \times d} \quad \text{ecuación 3.5}$$

M_t : Momento torsor [kg/cm]

P : Carga [kg]

d : Diámetro de la probeta [cm]

3.10. Ensayo de oxidación estática

De la condición RH se extrajeron 4 muestras de dimensiones 20 x 8 x 8 mm, ver **figura 3.21**. El corte se efectuó con un disco abrasivo y refrigerado por agua. A dos de ellas se les realizaron tratamientos térmicos a 680 °C durante 2 horas. Luego se pulió la superficie con lijas de hasta 600 de granulometría. Antes de realizar el ensayo se desengrasaron todas las probetas con acetona.

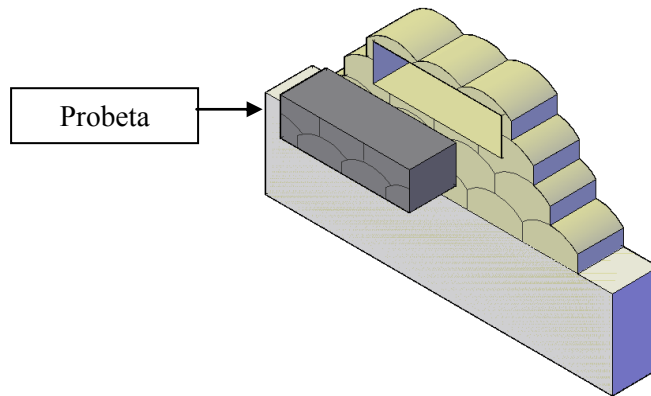


Figura 3. 21. Esquema extracción de probetas de oxidación.

El ensayo se realizó en un horno de inducción a dos temperaturas: 400 y 600 °C [15]. Se midió la ganancia de peso en intervalos de 60 minutos.

3.11. Caracterización de las muestras ensayadas

3.11.1. Microscopía óptica

Se caracterizaron las superficies desgastadas (placa y rueda). Se realizaron cortes longitudinales de las muestras ensayadas con disco abrasivo. Posteriormente se efectuó el procedimiento descrito en la sección 3.6.1 para revelar la microestructura. Cabe aclarar que para las ruedas analizadas se utilizó Nital 2 como reactivo.

3.11.2. Microscopía electrónica de barrido

Se empleó un microscopio electrónico de barrido Philips modelo 505, que cuenta con un dispositivo EDAX para análisis elemental.

Se caracterizaron las superficies desgastadas y el material particulado desprendido en el ensayo de desgaste (debris). La preparación de muestras se realizó siguiendo las etapas que se detallan a continuación:

- limpieza de la muestra a examinar sumergiéndola en alcohol isopropílico y aplicándole a su vez ultrasonido durante 3 minutos.
- secado de la muestra.

Para el caso de muestras no conductoras, se recubrieron con una capa de carbono u oro. Además para el debris se utilizó una cinta adhesiva metálica doble faz (**figura 3.22**).

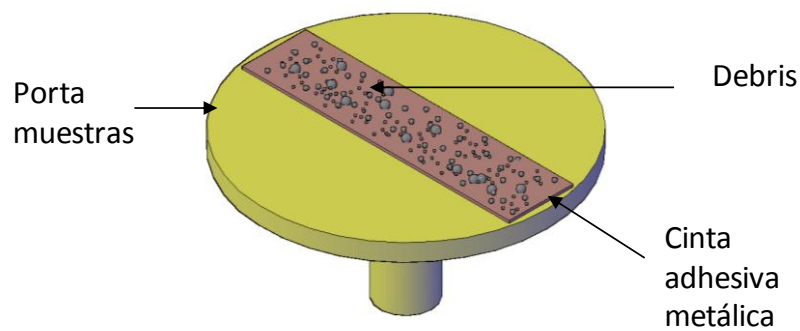


Figura 3. 22. Esquema para microscopía del debris.

3.11.3. Difracción de rayos X

La preparación de las muestras se indica en la **figura 3.23**. Todos los cortes se realizaron con una cortadora metalográfica con refrigeración por agua. El espesor de la misma fue el menor posible tratando de evitar así cualquier ruido en la medición. Los cortes de las probetas se colocaron en una ventana de aluminio de 20 mm x 20 mm de sección interior utilizando una cinta de papel como medio de sujeción. Para análisis de fases (cuantificación e identificación) se utilizó la técnica DRX descrita en el apartado 3.6.3. Los barridos se realizaron de 30° a 90° con una velocidad de 1° por minuto. Para el debris recolectado se utilizó un vidrio porta objetos al que se le aplicó grasa de vacío para generar una capa que adhiriera el material particulado.

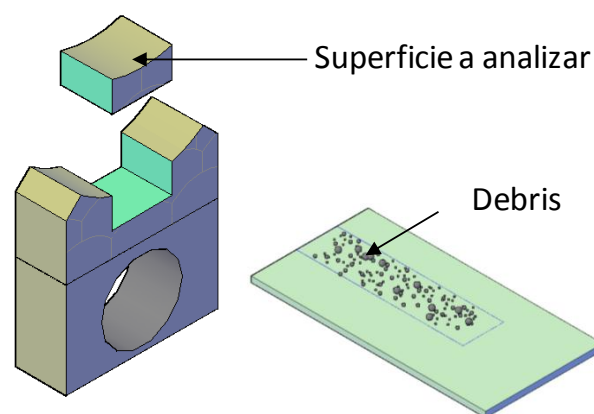


Figura 3. 23. Preparación de las muestras para DRX.

Referencias

- [1] N. Ahmed, *New Developments in Advanced Welding*, ed. CRC. Cambridge. 2005.
- [2] E. Castolin-ESAB, *Hoja de Producto: Endotec Do*15*. 1996: Argentina.
- [3] ASME, *Boiler and Pressure Vessel Code*. Vol. IX. 8-12. 2004.
- [4] J.D. Verhoeven, *Fundamentos de Metalurgia Física*. 1 ed: Limusa, p. 593. 1987.
- [5] High Alloy Subcommittee on Hardfacing and Wear, *Hardfacing Structures*, Welding Research Council, 1980.
- [6] I. Korin, C. Larrainzar, J.P. Ipiña, *Medición Óptica de Longitud y Crecimiento de Fisura Mediante Adquisición de Imágenes con un Escáner Convencional*, in *Congreso SAM/CONAMET 2007*. 2007: San Nicolás, Argentina.
- [7] Joint Committee on Powder Diffraction Standards, *International Centre for Diffraction data*, 1995.
- [8] B.D. Cullity, S.R. Stock, *Elements of X-Ray Diffraction*. Prentice Hall ed. 347-361. 2001
- [9] M. Herrmann, W. Engel, H. Göbel, *Micro Strain in HMX Investigated with Powder X-ray Diffraction and Correlation With the Mechanical Sensitivity Advances*, in *X-ray Analysis*, **45**: p. 212-217.2002.
- [10] S. Vives, E. Gaffet, C. Meunier, *X-ray Diffraction Line Profile Analysis of Iron Ball Milled Powders*. *Materials Science and Engineering A*, **366**: p. 229-238.2004.
- [11] C. Kim, V. Biss, W.F. Hosford, *A New Procedure for Determining Volume Fraction of Primary Carbides in High-Speed and Relate Tool Steels*. *Metallurgical Transactions A*, **13A**(2): p. 185-191.1982.
- [12] D. Delagnes, et al., *Influence of Silicon Content on the Precipitation of Secondary Carbides and Fatigue Properties of a 5%Cr Tempered Martensitic Steel*. *Materials Science and Engineering A*, **394**: p. 435-444.2005.
- [13] R.W. Gurry, J. Christakos, C.D. Stricker, *Electrolytic Extraction of Carbides from Carbon Steel*. *Transaction of the ASM*, **50**: p. 105-128.1958.
- [14] Hall, Hollowenco, Laughlin, *Diseño de Máquinas*, ed. M. Hill. 1975.
- [15] ANSI/ASTMG54-77, *Simple Static Oxidation Testing*.1977.

Capítulo 4

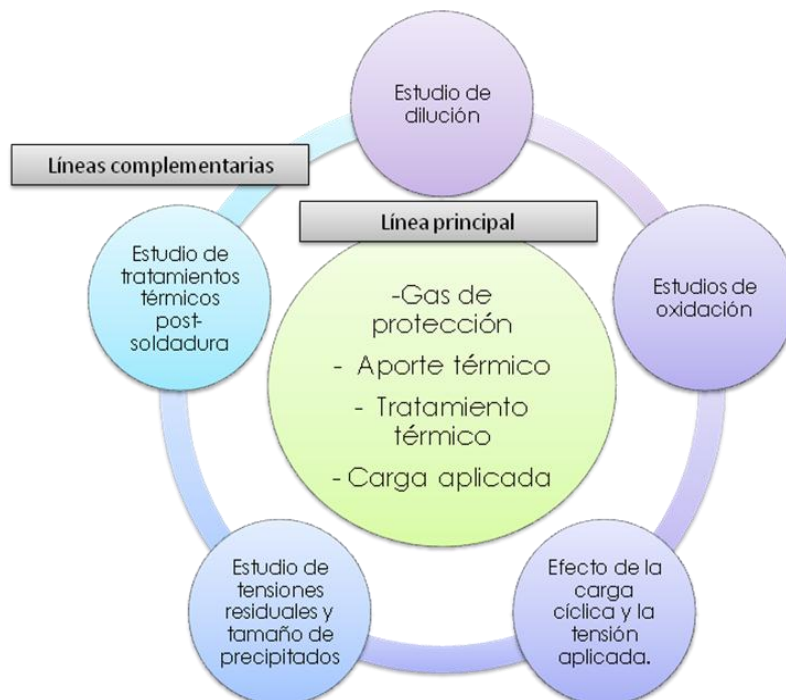
Resultados

En este capítulo se presentan los resultados en dos secciones: una conteniendo el análisis y estudio de la línea principal y otra formada por ensayos complementarios.

SECCIÓN A: LÍNEA PRINCIPAL

- Soldaduras
- Radiografías
- Macrografía
- Composición química
- Caracterización microestructural
 - Microscopía óptica
 - Difracción de rayos X
 - Microscopía electrónica de barrido
- Microdureza → Perfiles medidos sobre la superficie de desgaste y en la zona adyacente
- Desgaste → Efecto procedimiento (HI, Gas y PWHT)
Efecto de la carga

SECCIÓN B: ESTUDIOS COMPLEMENTARIOS



SECCIÓN A

LÍNEA PRINCIPAL

4.1. Soldadura

Los parámetros de soldadura definidos para cada probeta fueron: corriente de soldadura I_s , tensión de arco V_a y velocidad de soldadura v_s . No se observaron variaciones significativas de los parámetros durante el proceso de soldadura, si bien con el aumento del contenido de CO_2 en el gas de protección se necesitó elevar la corriente de soldadura en 10 A para poder estabilizar el arco [1]. Se utilizaron 2 valores de calor aportado: 2,0 y 2,9 kJ/mm. Los gases empleados fueron dos mezclas: Ar-20% CO_2 y Ar-2% CO_2 . La **tabla 4.1** presenta la identificación de las probetas y el conjunto de los parámetros utilizados para su confección.

Tabla 4. 1 . Parámetros de soldadura.

Identificación	Gas de protección	Tensión V_a (V)	Corriente I_s (A)	Velocidad de soldadura v_s (mm/s)	Calor aportado (kJ/mm)
RC	Ar-2% CO_2	28	180	2,6	1,9
RH	Ar-2% CO_2	31	250	2,7	2,9
TC	Ar-20% CO_2	28	190	2,6	2,0
TH	Ar-20% CO_2	31	260	2,8	2,9

4.2. Radiografías

Las probetas soldadas fueron radiografiadas según código ASME IX [2], reportándose que el nivel de defectos (escoria, poros, falta de fusión, grietas, socavaduras, inclusiones y rechupes) fue muy bajo para todos los cupones.

4.3. Macrografías

En la **figura 4.1** se muestran cortes transversales de las probetas soldadas observándose el metal base, el material recargado y el bajo nivel de defectos macroscópicos (poros, inclusiones de escoria, fisuras, etc.). Sobre los cortes transversales de los cupones soldados se puede ver que para las probetas soldadas con menor calor aportado la altura del depósito fue de alrededor de 16 mm mientras que para los de alto aporte térmico se obtuvo un espesor de 25 mm, así como un mayor ancho de cordón. A su vez, el gas de protección tuvo una leve influencia en la penetración observándose que al aumentar el contenido de CO_2 en la mezcla gaseosa la penetración fue mayor, de acuerdo con lo esperado [3]. Sobre los cortes mostrados

en la **figura 4.1** se realizaron mediciones de dilución sobre la primer capa y se obtuvo que en promedio las probetas soldadas con mayor contenido de CO₂ presentaron una dilución del 30% y del 20% para alto y bajo calor aportado respectivamente y las soldadas con menor contenido de CO₂ 20% y 18% para alto y bajo calor aportado, respectivamente.

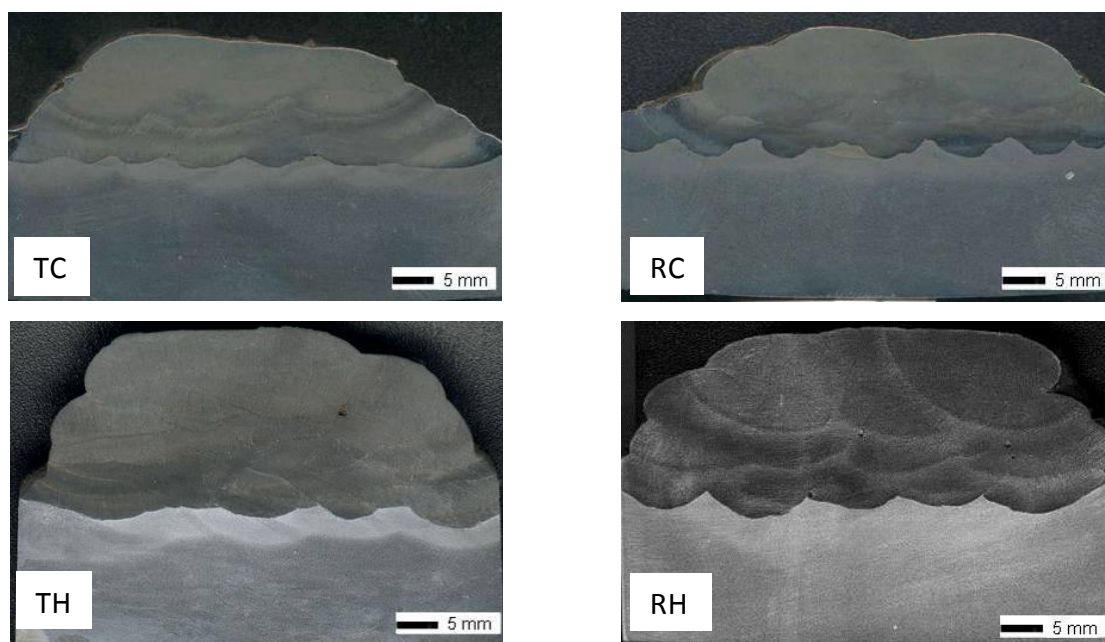


Figura 4. 1. Macrografías de las probetas soldadas.

4.4. Composición química.

4.4.1. Composición química general

En la **tabla 4.2** se muestra la composición química determinada sobre el último cordón de soldadura, expresada en porcentaje en peso (wt%). Se observa que para todos los casos soldados los valores obtenidos se encontraron dentro de los especificados por el fabricante.

Tabla 4. 2. Composición química de las probetas soldadas (wt%).

Condición	C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	V	W
RC	0,48	1,30	0,67	0,021	0,017	5,5	2,6	0,40	1,9
RH	0,44	1,20	0,60	0,016	0,021	5,3	2,4	0,34	1,8
TC	0,40	1,20	0,49	0,017	0,018	5,5	2,4	0,34	1,9
TH	0,47	1,10	0,49	0,016	0,021	5,3	2,3	0,36	1,8

En las probetas soldadas con menor contenido de CO_2 se observó un incremento en el contenido de Mn y Si. En este sentido, al existir una mayor concentración de oxígeno en la atmósfera del arco, se consumió mayor proporción de los elementos desoxidantes, por lo que en el metal de soldadura disminuyó la concentración de dichos elementos. Esto es consistente con lo reportado en la literatura [1].

De la misma forma, para las probetas soldadas con menor aporte térmico se observó un leve incremento en el contenido de aleación.

4.4.2. Perfiles de composición química.

Sobre los cortes transversales de la **figura 4.1** se realizaron barridos de composición química a todas las muestras soldadas con espectrometría de emisión dispersiva (EDS), como se indica en la **figura 4.2**.

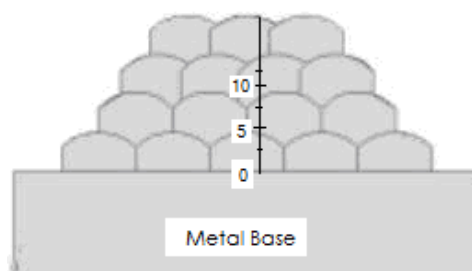


Figura 4. 2. Esquema de las mediciones con EDS (distancias en mm).

Como puede verse en la **figura 4.3**, en general se observó un aumento de la concentración de los distintos elementos de aleación desde el metal base hacia la superficie. Además, se detectó una zona que va desde el metal base hasta unos ocho milímetros por encima de la línea de fusión con el metal base, donde se observaron variaciones importantes en el W, Cr y Mo. Esto podría asociarse con el hecho de que en la parte inferior del depósito la línea central atraviesa cordones parcialmente solapados correspondientes a una misma capa, por lo que presentaron distinto grado de dilución, explicando las variaciones de composición observadas en esta zona [4]. Las mediciones de dilución realizadas mostraron que sobre la primer capa la probeta soldada con mayor contenido de CO_2 y 2,9 kJ de calor aportado presentó una dilución inicial del 30 % y aproximadamente del 20 % para las restantes. Estos es consistente con lo medido anteriormente sobre los cortes metalográficos.

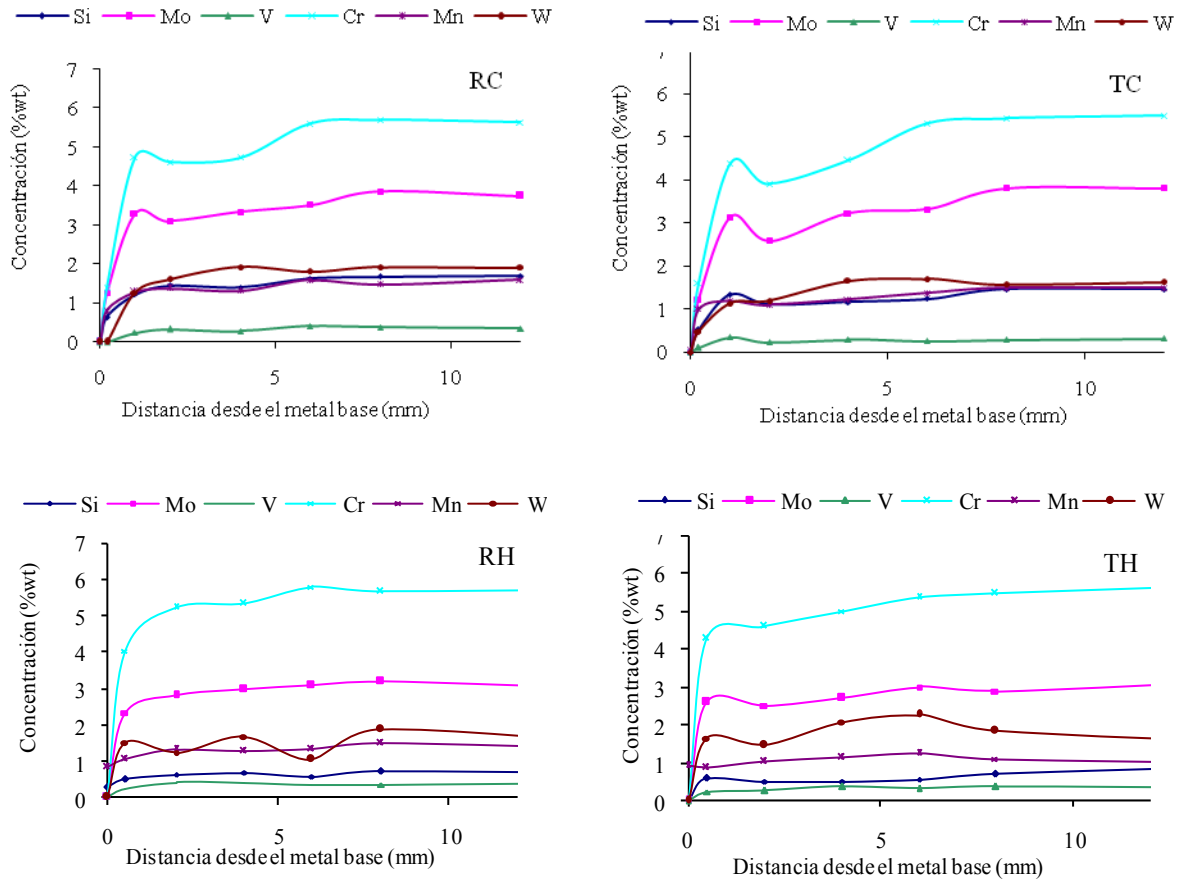


Figura 4. 3. Perfiles de composición química en función del espesor de recargue.

4.5. Caracterización microestructural

4.5.1. Microestructuras de las probetas soldadas

En la **figura 4.4** se presentan las microestructuras de las diferentes probetas en condición “como soldado” (AW). En las zonas oscuras se observan los típicos listones de martensita mientras que en las zonas claras se encontró austenita retenida y agujas de martensita precipitadas a partir de la austenita. Se observó también un patrón de segregación dendrítico más fino en las probetas soldadas con menor aporte térmico (TC y RC). Esto estaría asociado con la mayor velocidad de enfriamiento de la pileta líquida durante la solidificación que provocó una disminución del espaciado dendrítico primario y secundario [5].

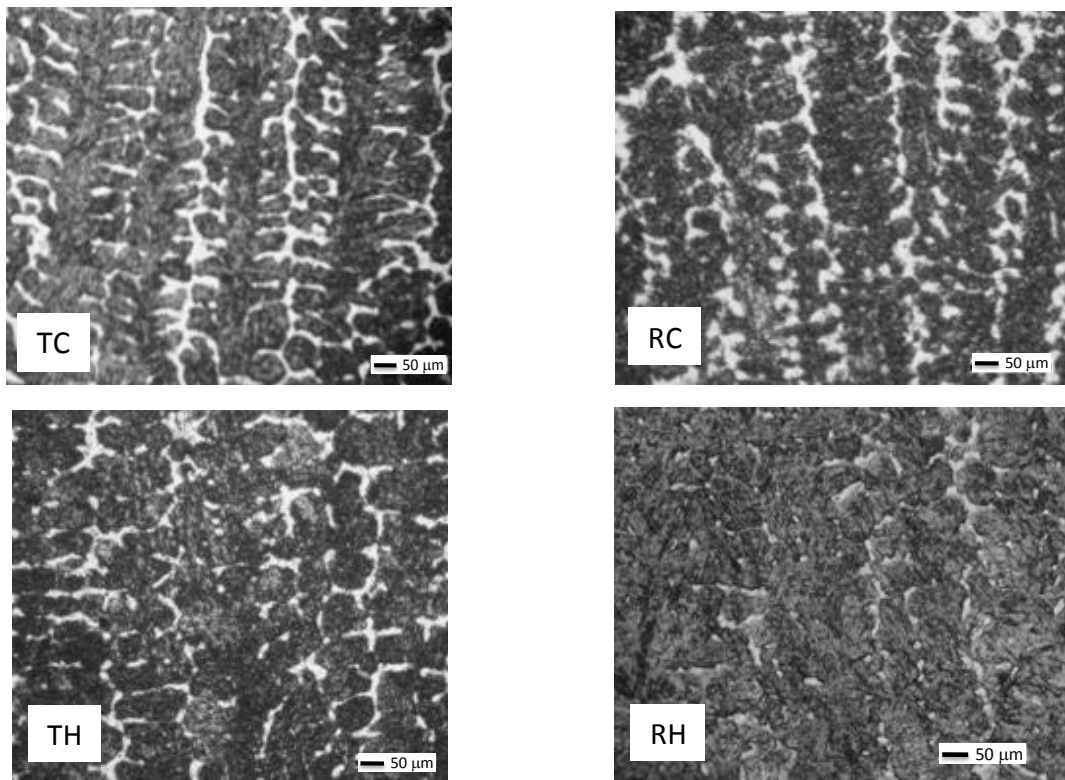


Figura 4. 4. Microestructura de las diferentes probetas soldadas.

Sobre los cortes metalográficos se analizó la microestructura mediante difracción de rayos X (DRX), obteniéndose los espectros que se muestran en la **figura 4.5**.

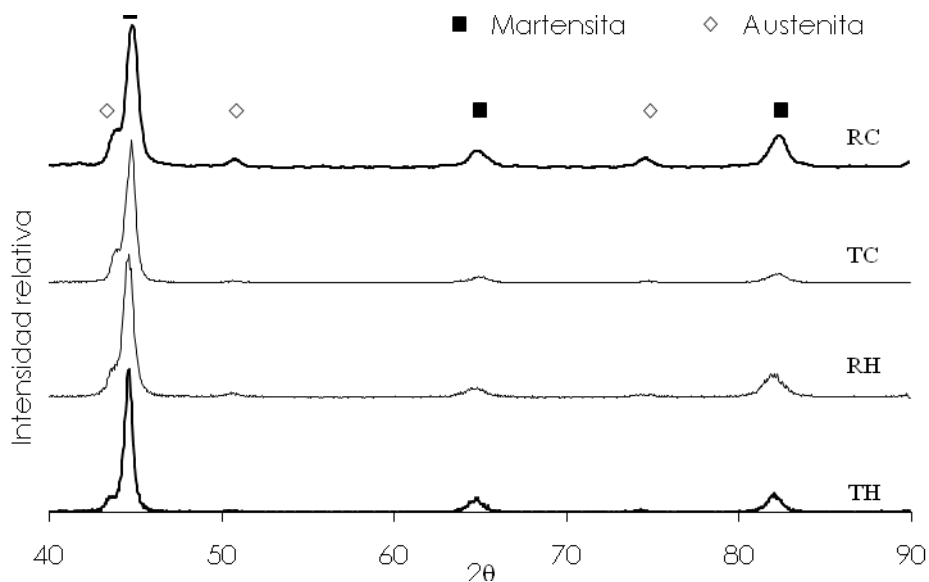


Figura 4. 5. Espectros de DRX de las probetas soldadas.

Se identificaron los picos correspondientes a la martensita y también, aunque en menor fracción, a la austenita retenida, consistentemente con lo observado metalográficamente.

Según el análisis realizado y aplicando el método comparativo para cuantificar fases sobre los espectros de DRX [6], la probeta RC fue la que presentó el mayor contenido de austenita retenida (aproximadamente 16%), mientras que las demás presentaron valores del orden del 10%. Por medio de este método no se pudo detectar la presencia de carburos debido a su baja fracción en volumen ($< 5\%$). Los planos empleados para la identificación y cuantificación fueron: 110, 200 y 211 para la martensita y 111, 200 y 220 para la austenita.

4.5.2. Microestructura de las probetas soldadas y tratadas térmicamente.

Para las distintas probetas tratadas térmicamente (PWHT), se observó una microestructura formada por una matriz martensítica (M) y una pequeña fracción de austenita retenida (γ), **figura 4.6**. Además se observó el oscurecimiento de la martensita, asociado a la precipitación de carburos. Según lo reportado en la literatura estos carburos serían del tipo $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_2C y MC [7].

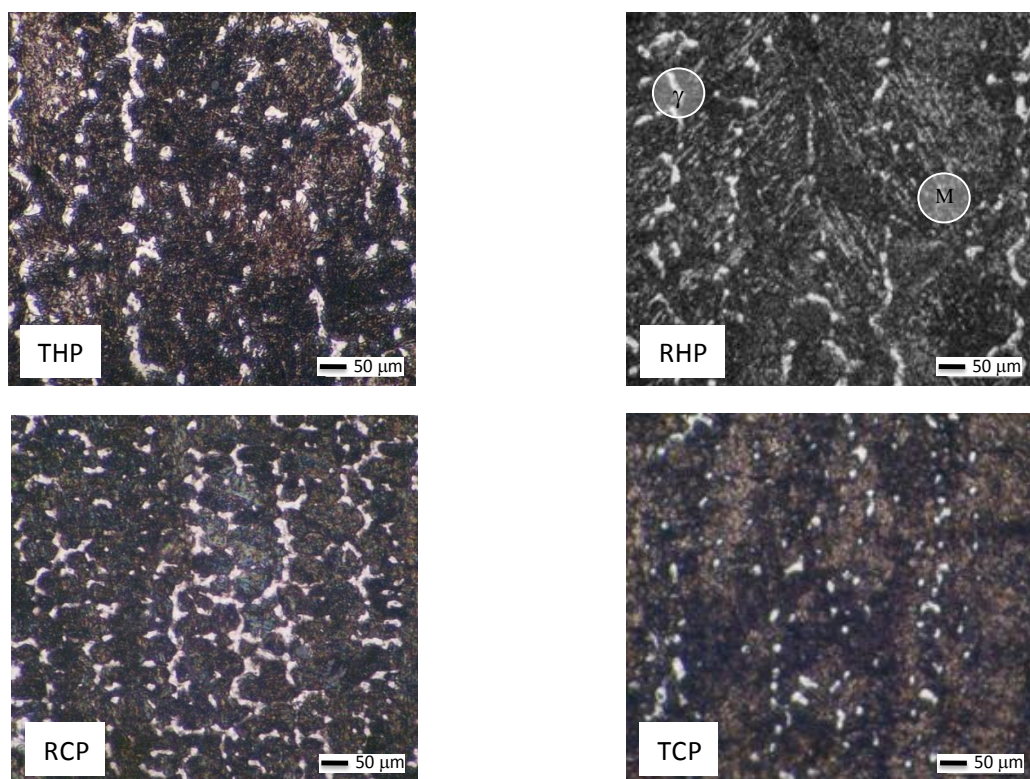


Figura 4. 6. Microestructura para las probetas con PWHT.

En todos los casos, se observó la descomposición de la austenita en martensita y carburos. En las **figuras 4.7 a y b** se muestran imágenes de microscopía electrónica (SEM) de alta

resolución para la condición RCP; en ellas se hallaron carburos (de tamaño entre los 10 y 60 μm), microfisuras y martensita formada a partir de la austenita retenida [8].

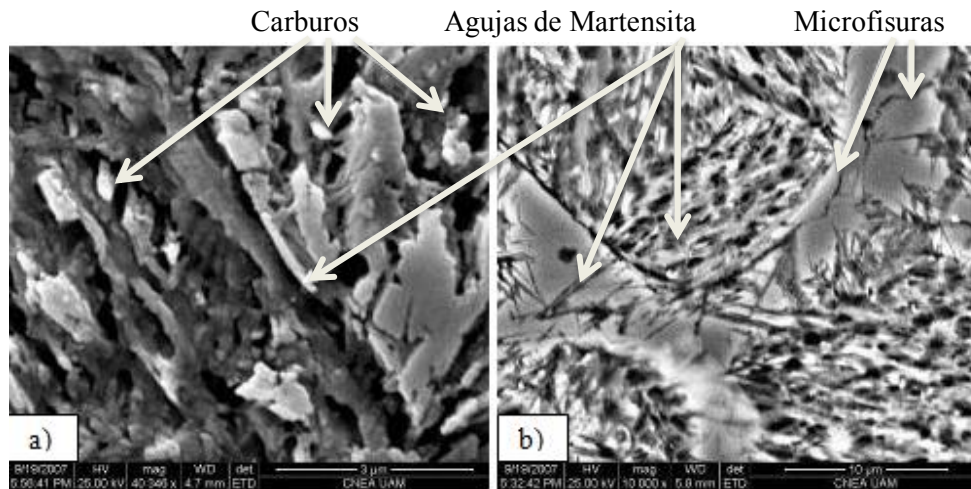
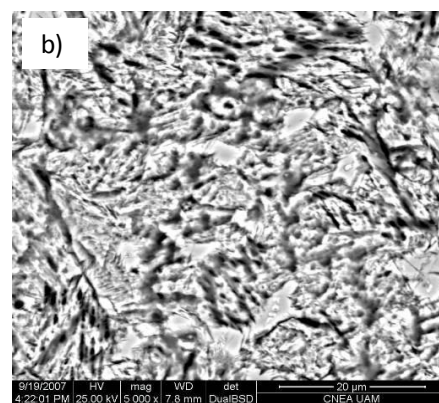
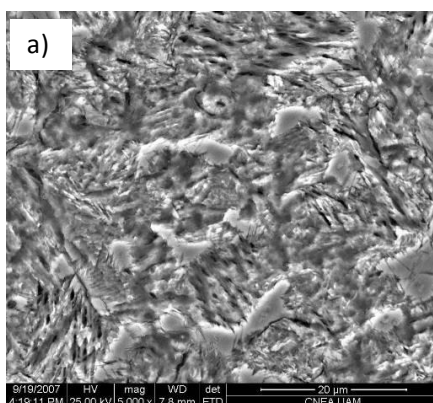


Figura 4. 7. Martensita formada en la austenita, carburos y microfisuras en la probeta RCP.

Durante el PWHT tiene lugar la difusión de elementos segregados durante el proceso de solidificación, disminuyendo el gradiente de concentración de los mismos. Como consecuencia de este fenómeno difusivo la austenita retenida ya no se inestabiliza y puede transformar finalmente en martensita. Analizando la distribución de los diferentes aleantes en la microestructura de la probeta RCP (ver **figuras 4.8 a y b**), se observó una distribución relativamente uniforme de los mismos a través de los mapeos de composición química (**figuras 4.8 c, d y e**).



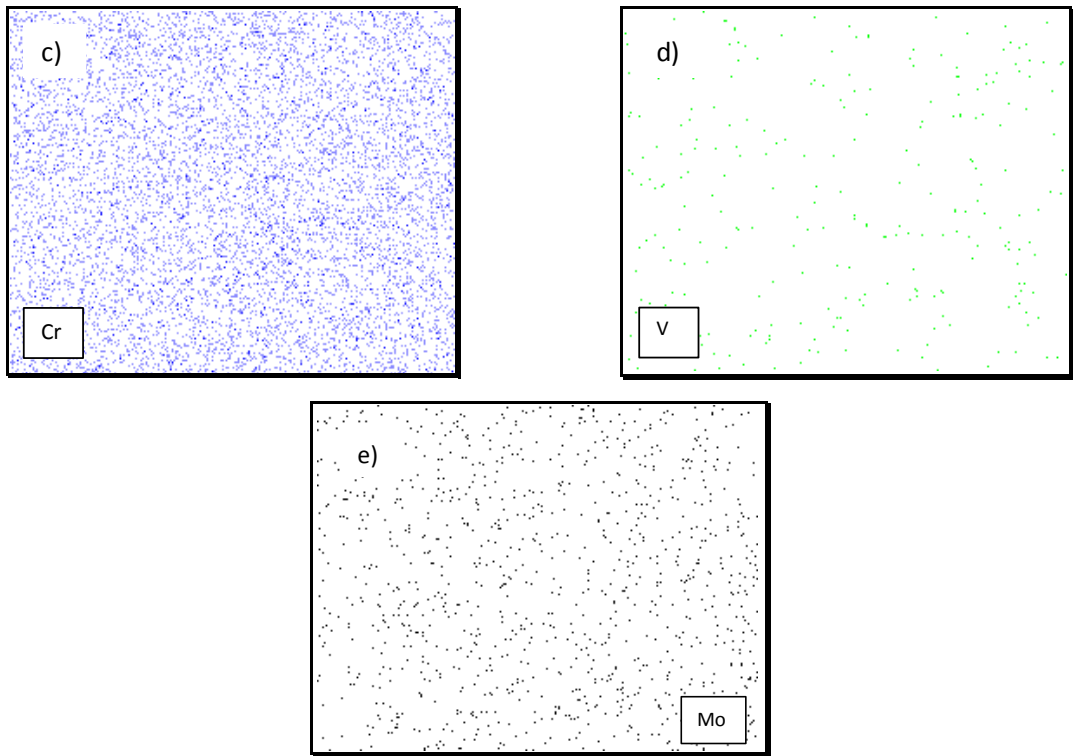


Figura 4. 8. Imágenes SEM sobre probeta RCP efectuadas con electrones secundarios (a) y electrones retrodifundidos (b). Mapeos de Cr (c), V (d) y Mo (e).

En la **figura 4.9** se presentan los espectros de DRX obtenidos de las probetas con PWHT mostrando una disminución de los picos correspondientes a la austenita, consistentemente con lo observado metalográficamente. El porcentaje de austenita retenida calculado en base a los espectros fue del 5 a 8%.

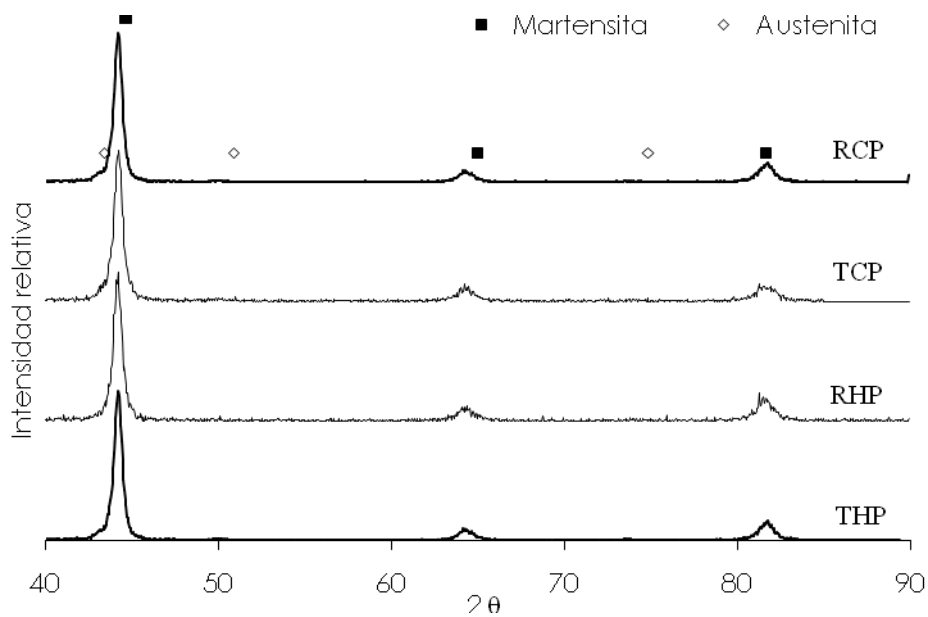


Figura 4. 9. Espectros DRX de las probetas con PWHT.

4.5.3. Perfil microestructural.

Se analizó la variación microestructural en función de la distancia desde el metal base, debido a que durante la vida útil de la pieza recargada, el recargue se va consumiendo y diferentes zonas del mismo se irán exponiendo al proceso de desgaste.

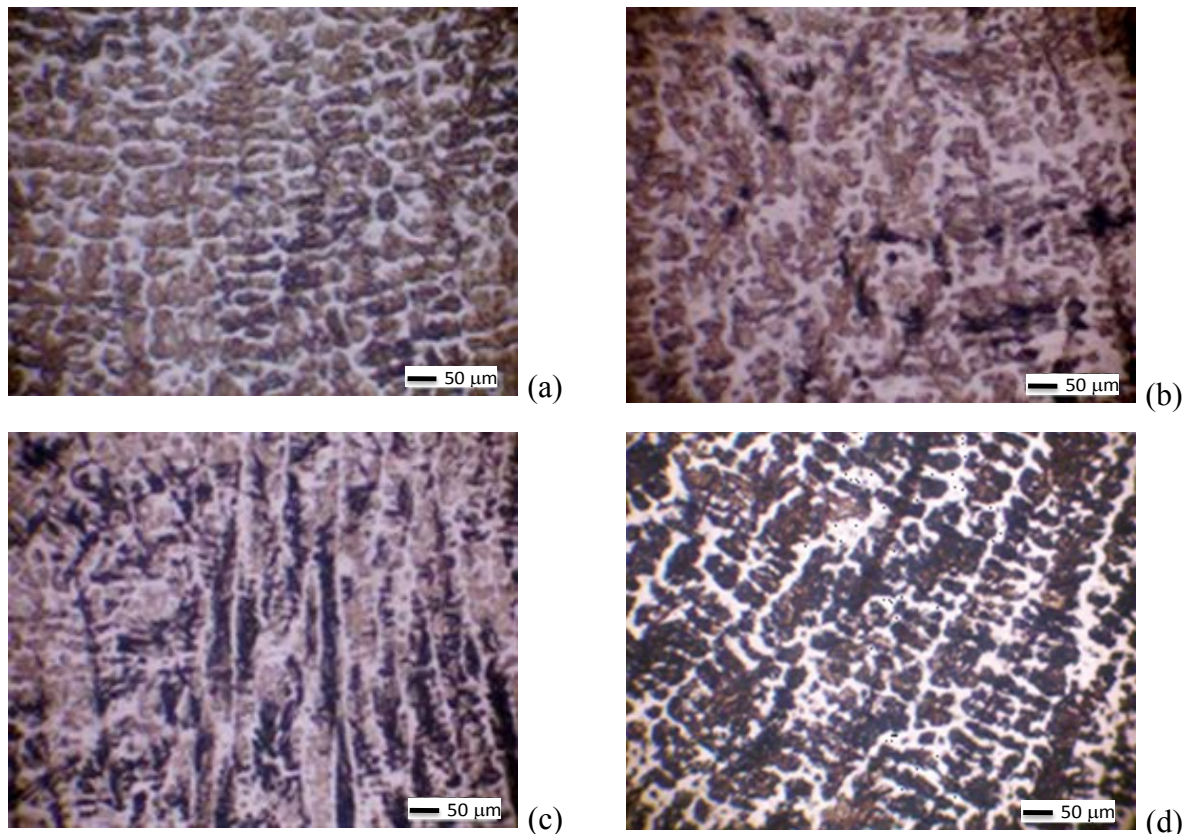


Figura 4. 10. Microestructuras de la probeta RH en función de la distancia al metal base a) 22 mm, b) 15 mm, c) 12 mm y d) 5 mm.

En la **figura 4.10** se observa la evolución microestructural en función de la distancia a la línea de fusión. Se pueden ver la fase martensita y la austenita retenida. Dicha martensita se presenta más oscura en la zona inferior del depósito, debido al revenido que realizaron los sucesivos cordones depositados, con la consecuente precipitación de carburos. Este efecto disminuye a partir de los 15 mm, estando prácticamente ausente en la superficie [9].

4.5.4. Microsegregación de las fases.

En la **figura 4.11** se observa la microestructura de la probeta RH mediante SEM en la zona columnar del depósito de soldadura. Se identifican la fase martensítica predominante y una zona de segregación interdendrítica [10].

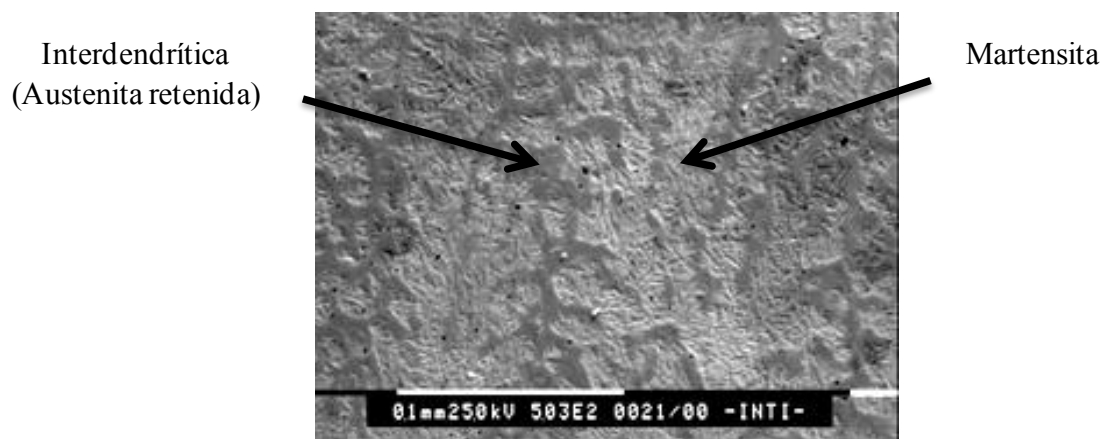


Figura 4. 11. Imagen SEM de la probeta RH.

Sobre cada una de estas zonas se efectuaron mediciones puntuales con EDS, las cuales se muestran en la **tabla 4.3**.

Tabla 4. 3 . Composición química puntual (EDS) de diferentes zonas.

Probeta	Zona	Mn	Mo	V	Cr	W
RH	Interdendrítica	1,25	4,2	0,6	5,9	2,1
	Martensita	1,15	2,5	0,5	5,0	1,2
TH	Interdendrítica	1,30	6,5	0,8	7,5	2,0
	Martensita	1,25	3,2	0,4	5,4	1,7
RC	Interdendrítica	1,50	7,6	0,6	7,2	2,4
	Martensita	1,00	3,4	0,2	5,2	1,2
TC	Interdendrítica	1,30	4,6	0,6	5,9	2,1
	Martensita	1,10	3,6	0,5	5,0	1,2

En todas las probetas soldadas las concentraciones de **Cr, Mo, W, V** y en menor medida **Mn** fueron mayores en la zona interdendrítica, debido a que dichos elementos fueron reyectados del sólido hacia el líquido durante la solidificación. Además la probeta soldada con menor aporte térmico y bajo protección gaseosa de Ar-2%CO₂ presentó la mayor diferencia de

concentración. Esto está asociado con que la martensita, una vez que se satura, rechaza los solutos y, como esta probeta tuvo el mayor nivel de elementos de aleación, era de esperar, entonces, un mayor nivel de segregación interdendrítica [11].

Debe considerarse que la técnica empleada para estas mediciones es semi-cuantitativa por lo que el error asociado puede ser significativo.

4.6. Perfiles de microdureza

En la **figura 4.12** se observan los perfiles de microdureza Vickers (HV1kg) obtenidos para las probetas correspondientes a las cuatro muestras AW, determinados sobre un corte transversal en tres líneas verticales, una correspondiente a la línea central del depósito y las otras dos a 10 mm a la izquierda y derecha respectivamente de la línea central mencionada.

Todas las probetas presentaron una zona de dureza máxima cercana a la superficie (entre 8 y 13 mm desde la superficie) para luego experimentar una disminución de la misma al alejarse de dicha superficie, hasta alcanzar los valores del metal base (entre 14 y 22 mm desde la superficie).

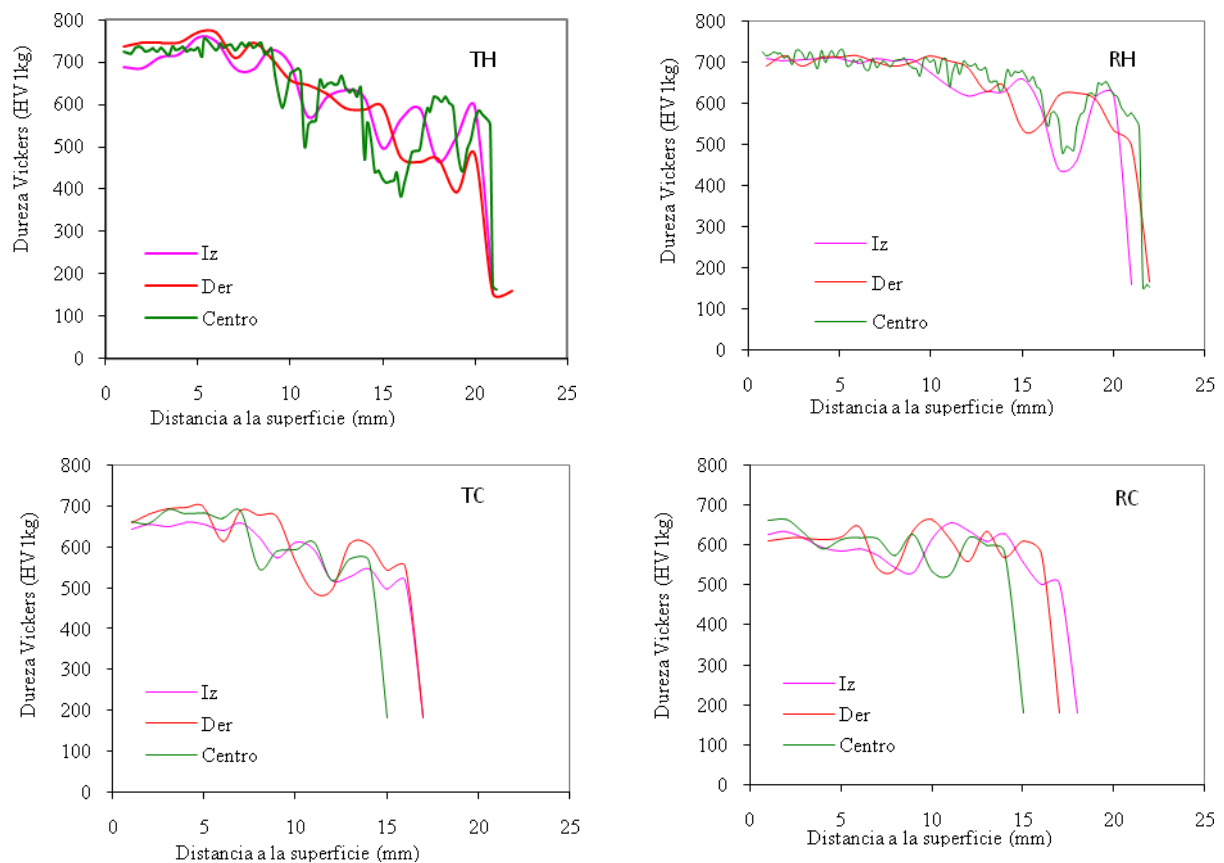


Figura 4. 12. Perfiles de microdureza para las distintas probetas AW.

Asimismo se observaron disminuciones locales de la dureza para todas las probetas, siendo más significativas en las probetas soldadas con alto aporte térmico, especialmente en la probeta TH. Dichas zonas se correspondieron con las zonas afectadas por el calor de los diversos cordones. En este sentido, es conocido que en soldadura las zonas recalentadas pueden presentar valores de dureza sensiblemente menores a las zonas columnares debido a cambios microestructurales [8]. En este caso efectos como el revenido de la martensita y el aumento del tamaño de grano podrían contribuir a la disminución de dureza medida en estas zonas.

Al comparar los valores de dureza sobre la línea central de todas las probetas es de destacar que en la superficie la dureza se encontró entre 650 y 740 HV, mientras que en la zona cercana al metal base fue de aproximadamente 580 HV, con áreas donde la dureza cayó hasta los 400 HV.

En general las probetas soldadas con Ar-20%CO₂ presentaron durezas máximas levemente superiores a las soldadas con Ar-2%CO₂. Asimismo, las probetas soldadas con mayor aporte térmico presentaron durezas máximas superiores a las soldadas con menor aporte térmico. Esto estaría asociado al mayor revenido entre pasadas lo que produce una mayor precipitación de carburos secundarios y en consecuencia un mayor endurecimiento.

Considerando las probetas TH y RH soldadas con alto calor aportado (3 kJ/mm), se observó que la muestra RH presentó menores variaciones de dureza en toda la sección que la probeta TH y una zona, cercana a la superficie, donde la dureza se mantuvo sensiblemente constante antes de que comenzara a disminuir [12]. En este sentido, en la probeta TH la disminución de la dureza comenzó a una menor distancia desde la superficie. Esta disminución de dureza, observada en ambos casos, estaría asociada con el efecto de dilución, donde a mayor distancia del metal base, menor es el grado de dilución hasta alcanzar la composición del metal de aporte puro, por lo que mayor serán el contenido de aleación y la dureza.

Respecto de las probetas soldadas con 2 kJ/mm de calor aportado (TC y RC) se observó que la muestra RC presentó menores variaciones de dureza que la probeta TC y una zona, cercana a la superficie, donde la dureza se mantuvo sensiblemente constante antes de que comenzara a disminuir. Puede apreciarse que el espesor del depósito fue similar en ambas probetas (15 a 18 mm).

Puede observarse que en las probetas soldadas con mayor aporte térmico, la distancia desde la superficie a partir de la cual comenzó la disminución sensible de dureza fue aproximadamente 13 mm para la probeta TH y 8 mm para la probeta RH. Esto indicaría que cuando se suelda

con menor contenido de CO_2 se requiere un menor espesor de recargue para alcanzar la máxima dureza del depósito. Para el caso de las probetas soldadas con menor calor aportado se puede observar que no existieron diferencias significativas respecto de la altura mínima de recargue.

En la **figura 4.13** se presentan los perfiles de dureza para las probetas con PWHT.

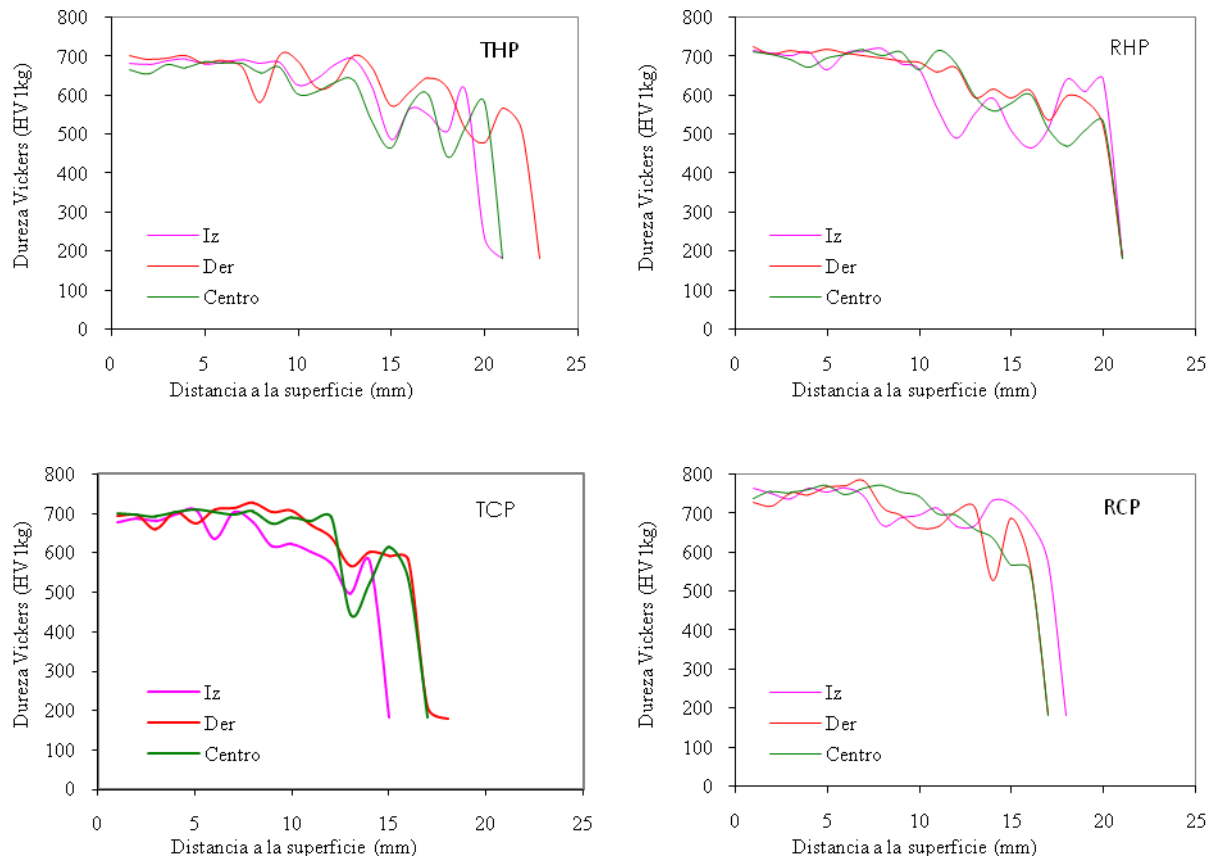


Figura 4.13. Perfiles de microdureza para las distintas probetas con PWHT.

Se puede ver que en todos los casos existió un efecto de endurecimiento secundario, siendo máximo para la condición RCP. Esto estaría asociado a un doble efecto: la transformación de austenita retenida a martensita y la precipitación de carburos. Los valores de dureza alcanzados se encontraron entre 680 y 750 HV.

4.7. Comportamiento al desgaste

4.7.1. Tensión de contacto

Dado que la tensión de contacto afecta fuertemente la respuesta tribológica del par de desgaste se buscó generar distintos valores de dicha tensión a fin de estudiar su efecto sobre la

resistencia al desgaste. A partir de variaciones en el espesor de las muestras y en los valores de carga aplicada durante el ensayo se obtuvieron distintos valores de tensión de contacto (ver **tabla 4.4**).

Tabla 4. 4. Tensión de contacto

Espesor [mm]	Carga Aplicada [N]	Tensión [MPa]
10	500	4
	1250	10
	2000	16
8	1250	12,5
3	2000	33,4

En la **figura 4.14** se muestra la variación de la tensión de contacto en función del ángulo theta. Se puede ver que la misma varía muy poco en toda la zona de contacto.

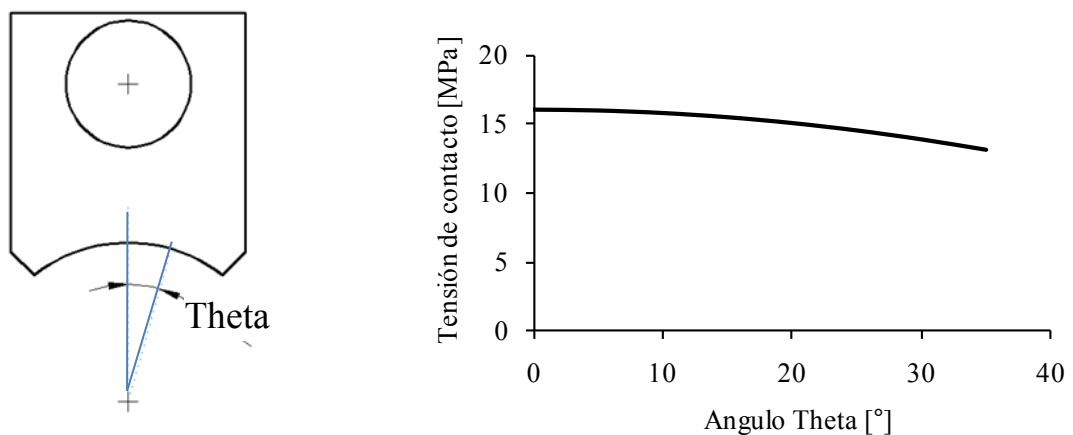


Figura 4. 14. Variación de la tensión de contacto en función del ángulo theta.

Del gráfico se puede concluir que la tensión es prácticamente constante a través de toda la sección de contacto.

4.7.2. Ensayos de desgaste

En las **figuras 4.15 a 4.17** se muestran las curvas de pérdida en peso en función de la distancia recorrida obtenidas sobre las distintas condiciones analizadas, para 500, 1250 y 2000 N de carga aplicada. Cada uno de los puntos corresponde al promedio de 3 valores medidos de pérdida de peso para cada punto de distancia recorrida.

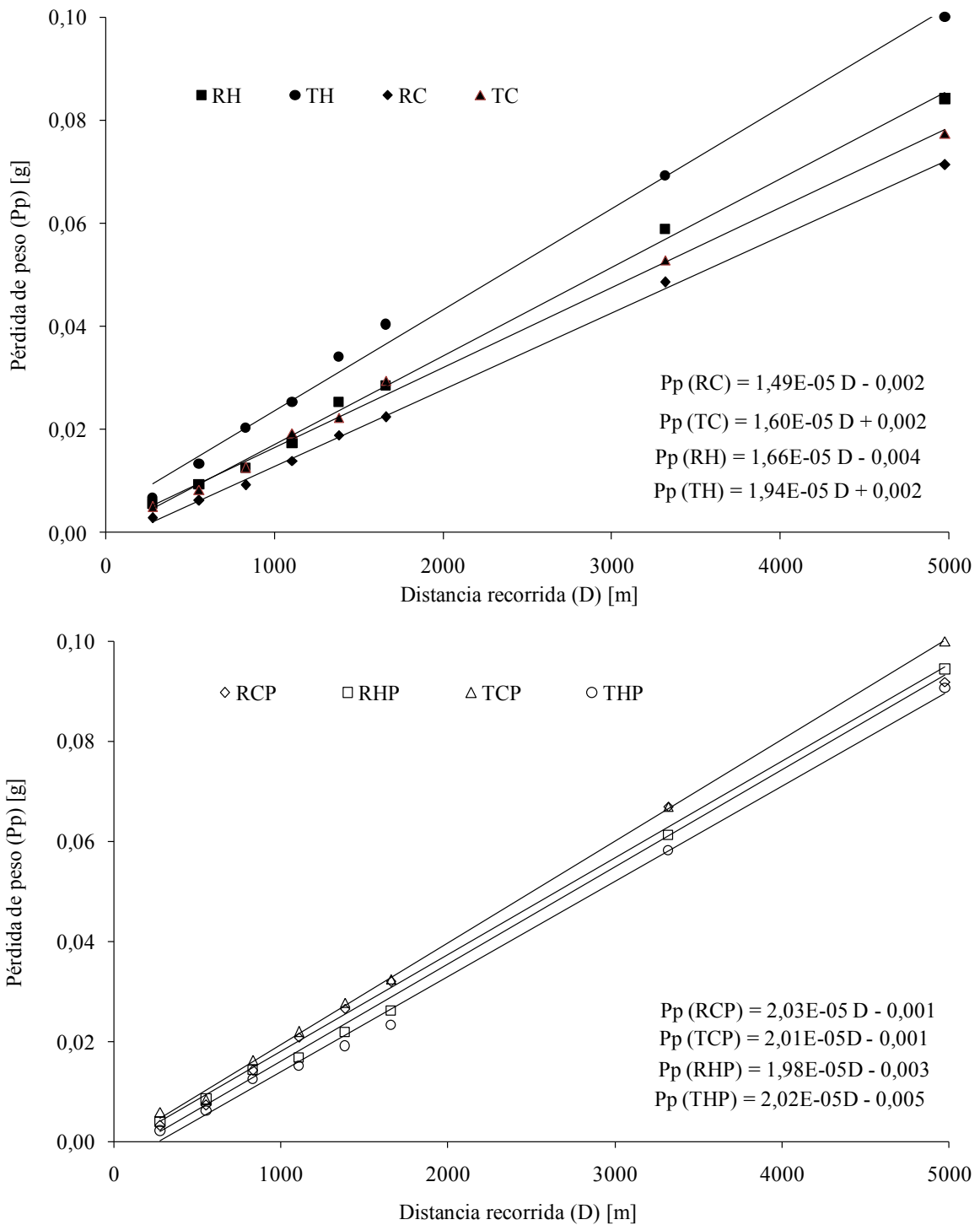


Figura 4. 15 . Pérdida en peso de la placa en función de la distancia recorrida para todas las probetas ensayadas con 500 N de carga aplicada.

Para las probetas ensayadas a 500 N se observó que las muestras AW presentaron una leve mejoría de la resistencia al desgaste respecto de las PWHT. La probeta soldada con menores calor aportado y contenido de CO₂ fue la que presentó un mejor comportamiento al desgaste.

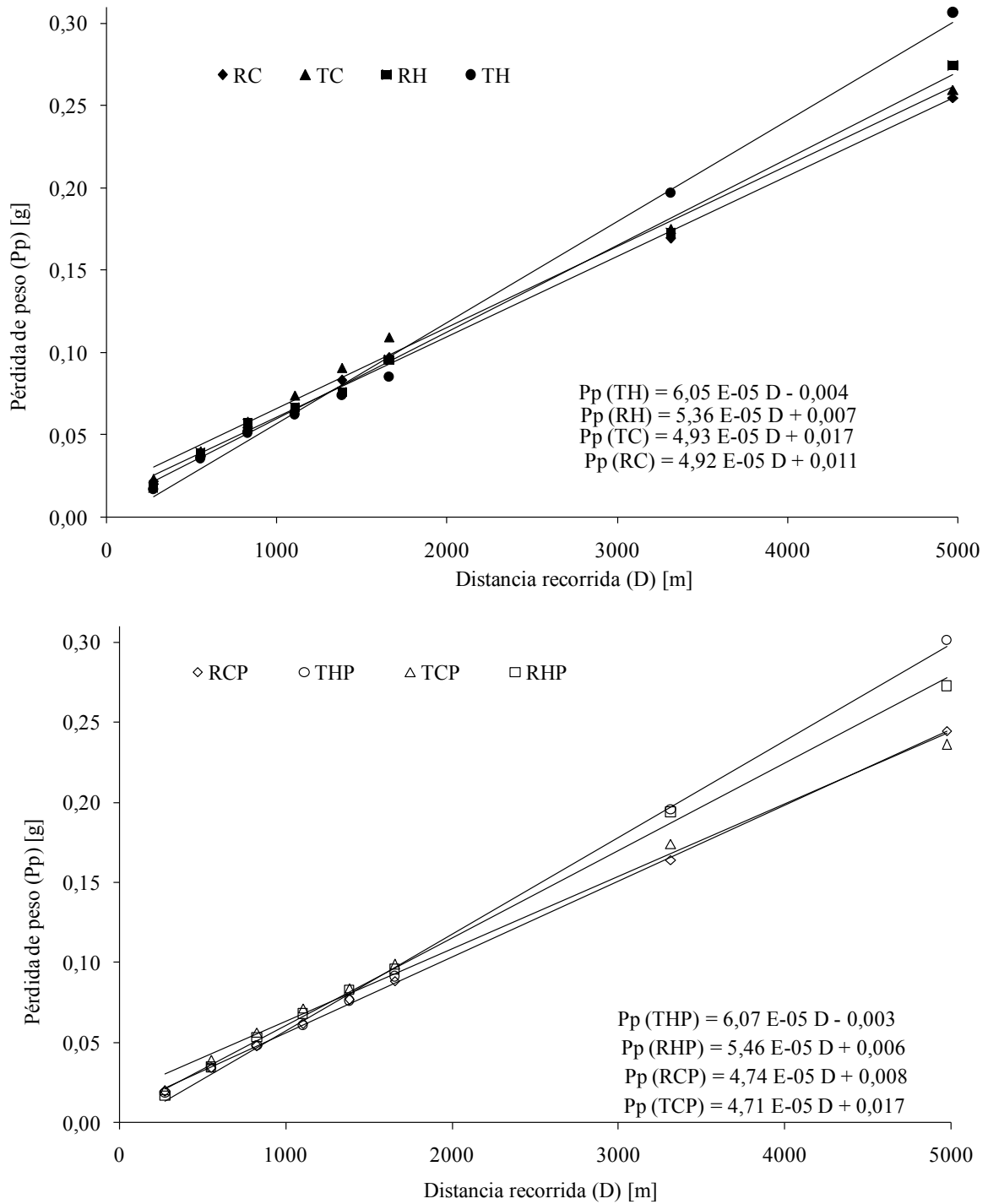


Figura 4. 16 . Pérdida en peso de la placa en función de la distancia recorrida para todas las probetas ensayadas con 1250 N de carga aplicada.

Para las probetas ensayadas a 1250 N se encontró que la tasa de desgaste varió entre 4,7 y 6,0 E-05g/m, siendo las probetas soldadas con menor calor aportado las que presentaron mejor resistencia al desgaste.

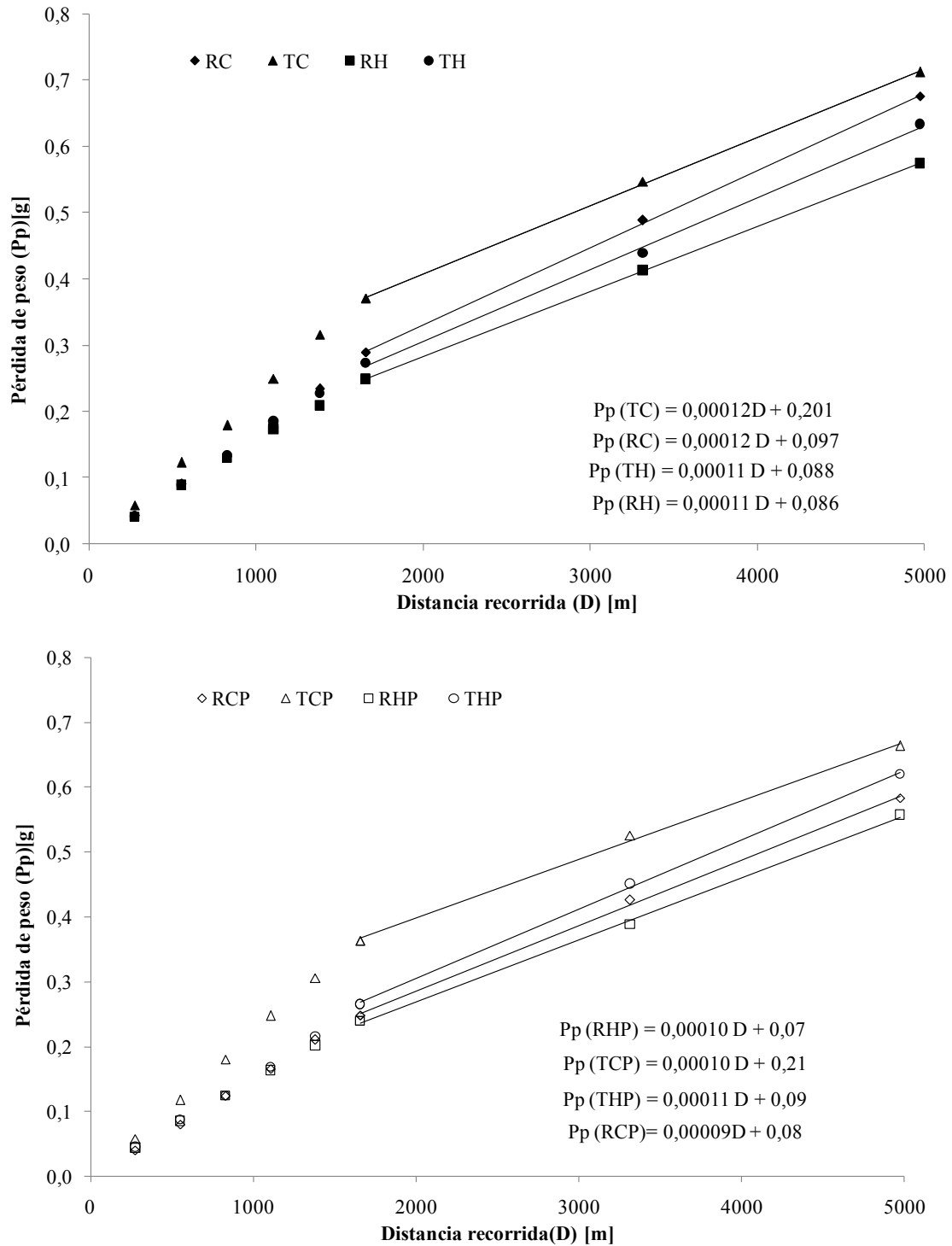


Figura 4. 17 . Pérdida en peso de la placa en función de la distancia recorrida para todas las probetas ensayadas con 2000 N de carga aplicada.

Para la probeta ensayada a 2000 N se tomaron los valores a partir de los 1100 m de distancia recorrida, punto que coincide con el inicio del régimen estacionario [13]. Los puntos obtenidos fueron ajustados con una ecuación lineal para cada condición, obteniéndose el factor de correlación lineal, el cual fue superior a 0,98 para todos los casos.

Por último, para las probetas ensayadas a 2000 N se encontró que aquéllas que fueron tratadas térmicamente presentaron mejor resistencia al desgaste que las no tratadas.

En las **figuras 4.18 a 4.20** se presentan las gráficas de pérdida de peso de las ruedas ensayadas a 500, 1250 y 2000 N de carga aplicada.

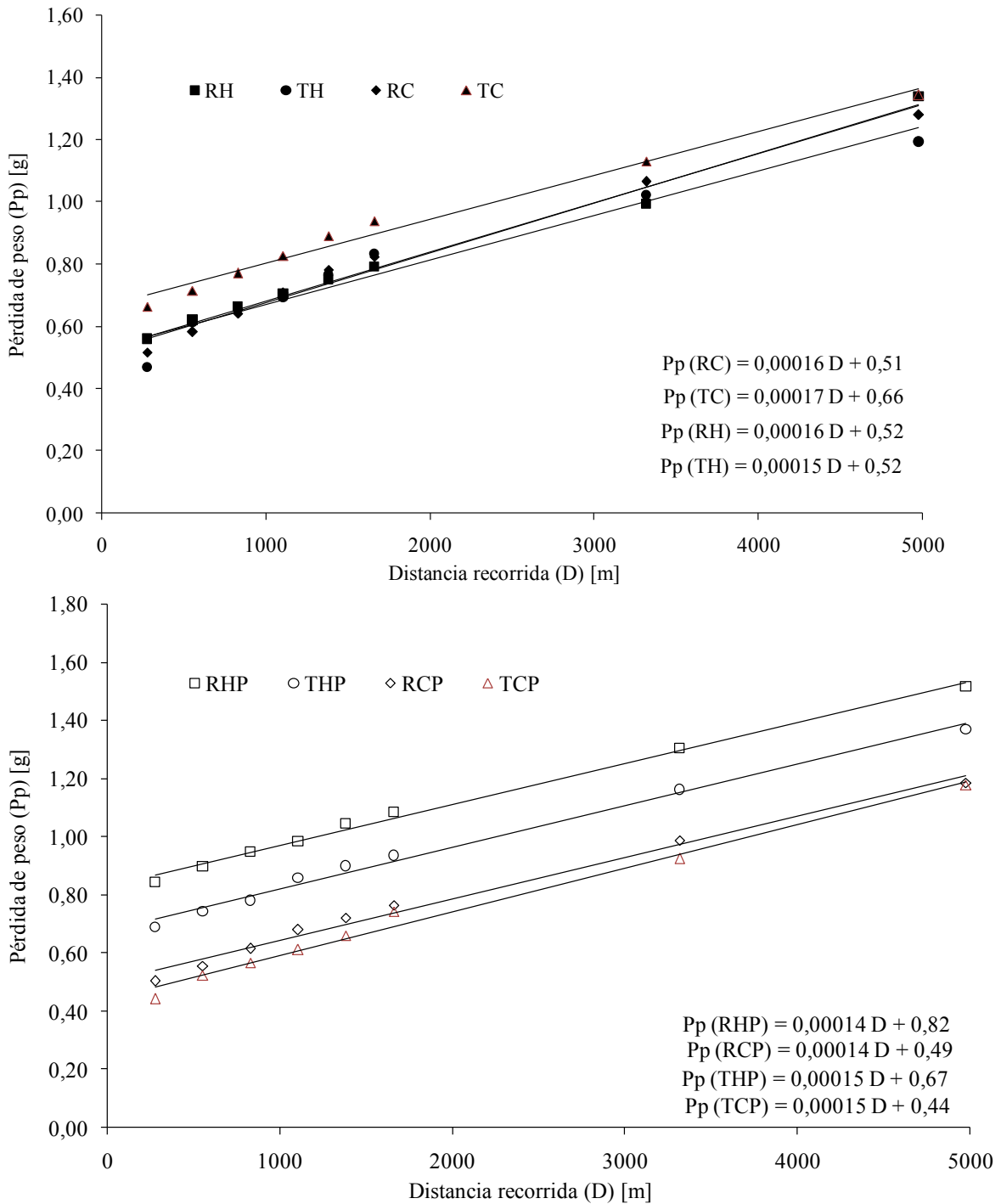


Figura 4. 18 . Pérdida de peso en función de la distancia recorrida para todas las ruedas ensayadas con 500 N de carga aplicada.

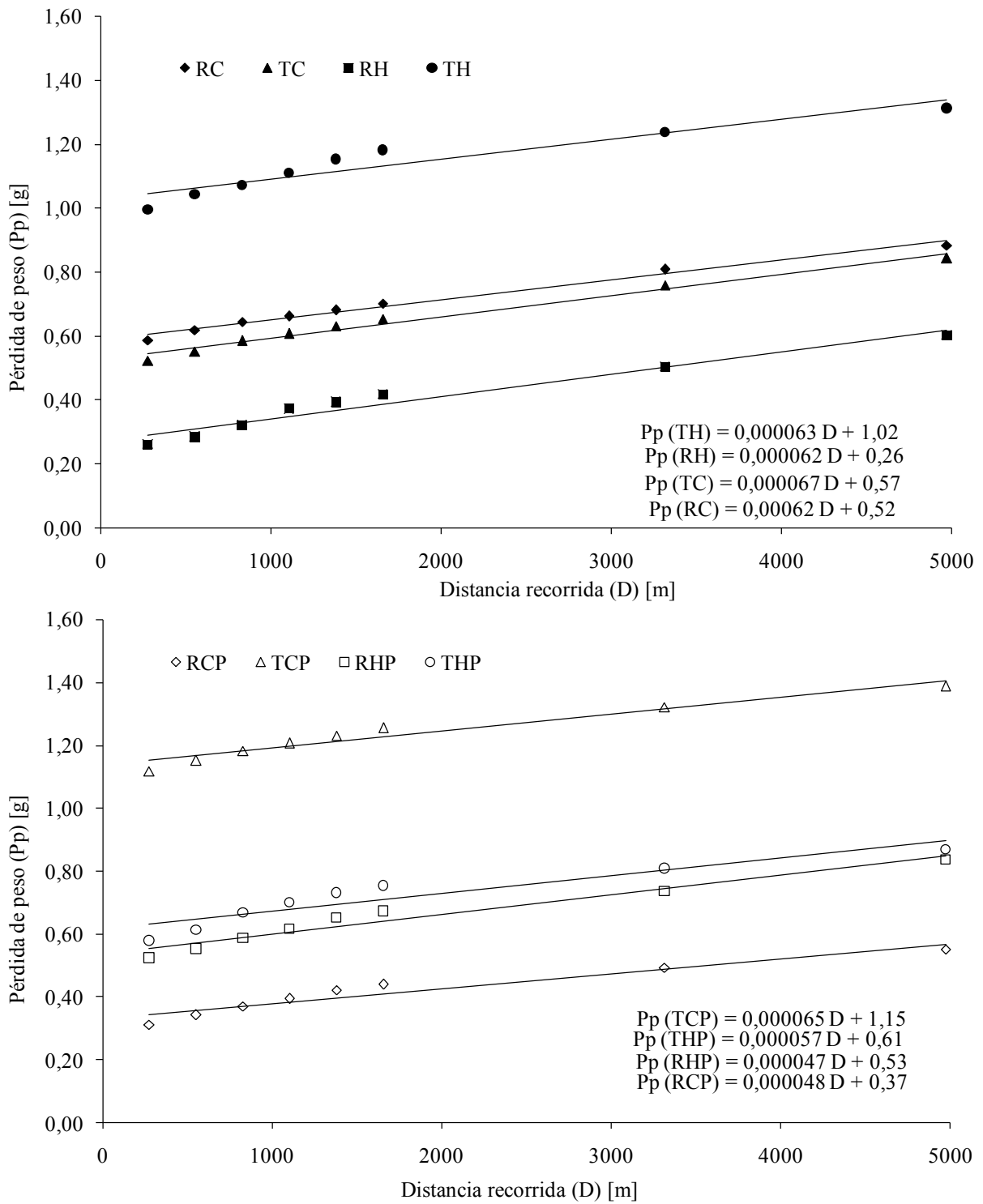


Figura 4. 19 . Pérdida de peso en función de la distancia recorrida para todas las ruedas ensayadas con 1250 N de carga aplicada.

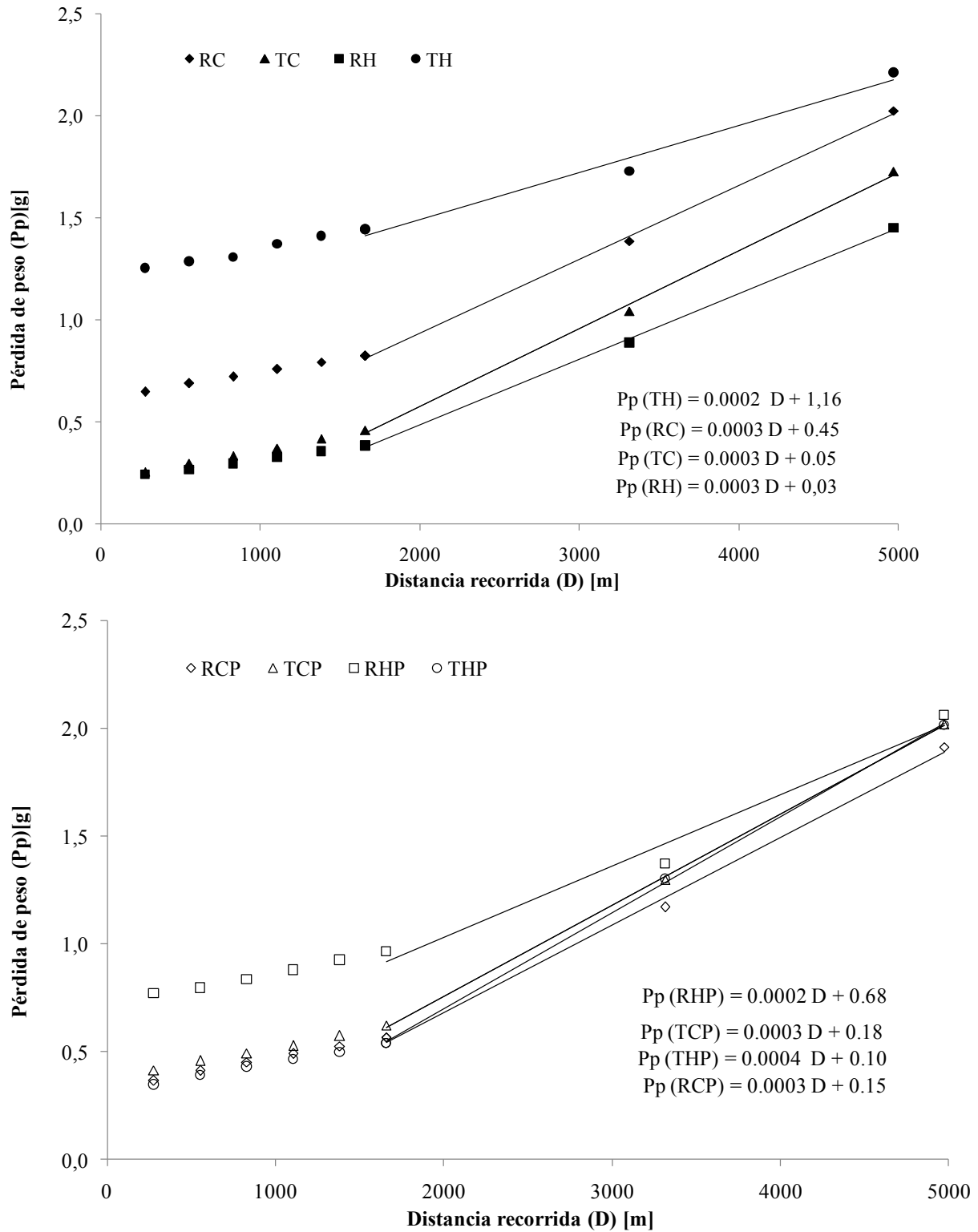


Figura 4. 20 . Pérdida de peso en función de la distancia recorrida para todas las ruedas ensayadas con 2000 N de carga aplicada.

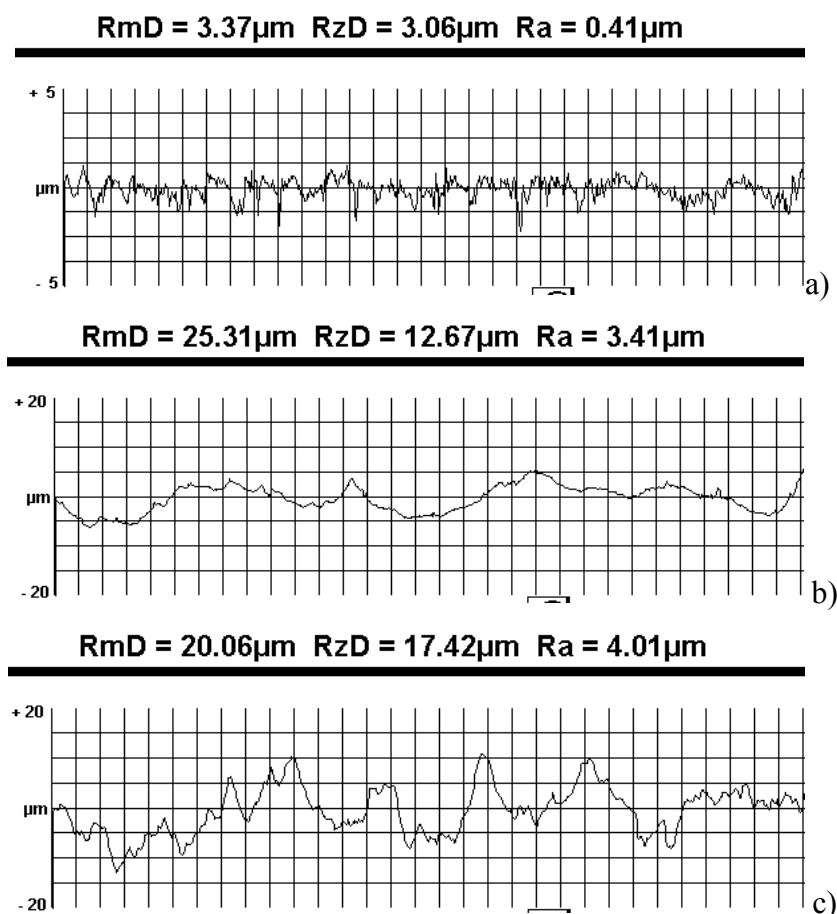
Se observó que para la de carga de 1250 N las tasas de desgaste de todas las ruedas fueron menores que las de 500 y 2000 N. Es de notar además que la tasa de desgaste registró leves variaciones entre las probetas ensayadas a la misma carga aplicada. El valor de correlación lineal fue superior a 0,97.

4.8. Caracterización de las muestras ensayadas

4.8.1. Rugosidad de la superficie desgastada

Se realizaron mediciones de rugosidad sobre las probetas antes y después del ensayo. Algunos de los perfiles obtenidos se muestran en la **figura 4.21**.

Se puede observar que antes del ensayo, las probetas presentaban una rugosidad de $0,4 \mu\text{m}$. Después del ensayo de desgaste se produjo un aumento de rugosidad siendo de $3,4 \mu\text{m}$ para 500 N, $4 \mu\text{m}$ para 1250 N y $5,3 \mu\text{m}$ para 2000 N. Esta variación de la topografía estaría asociada a los distintos mecanismos de desgaste que tuvieron lugar sobre la placa, como ser deformación plástica, oxidación y adhesión, los cuales aumentaron el daño producido sobre la superficie en función de la carga aplicada [14].



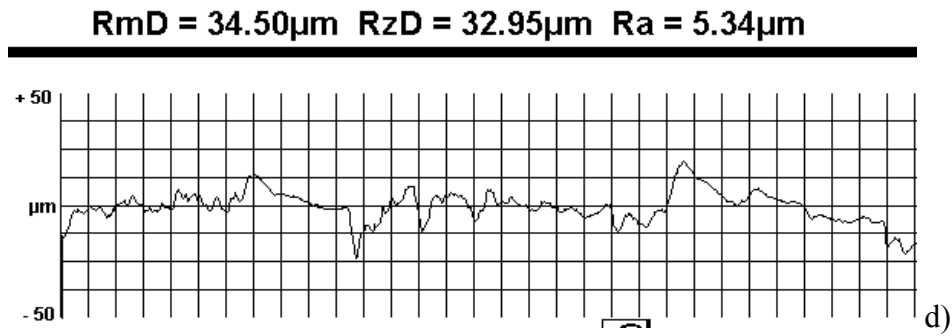
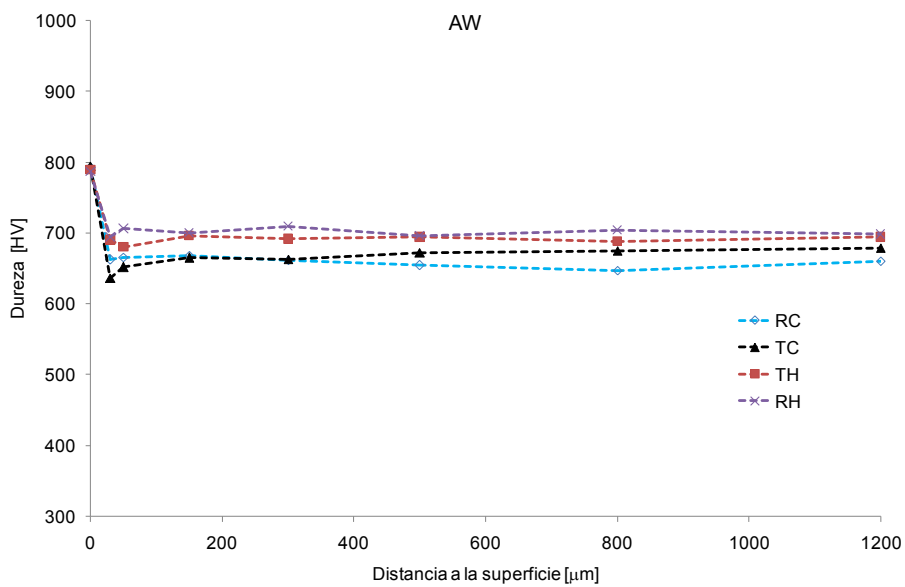


Figura 4. 21. Mediciones de rugosidad realizadas sobre la placa TH para: a) antes del ensayo, b) 500 N, c) 1250 N y d) 2000 N.

También las partículas duras que se generaron durante el proceso de desgaste podrían haber actuado como un medio abrasivo y producido surcos o rayaduras que aumentaron la rugosidad de la superficie [15].

4.8.2. Microdureza de la superficie desgastada

Después de realizado el ensayo de desgaste se efectuó el perfil de microdureza de las probetas, desde la superficie desgastada hasta unos 1200 micrones de profundidad, para todas las probetas. En las **figuras 4.22 y 4.23** se muestran los perfiles de dureza a 500 y 1250 N de cargas aplicadas.



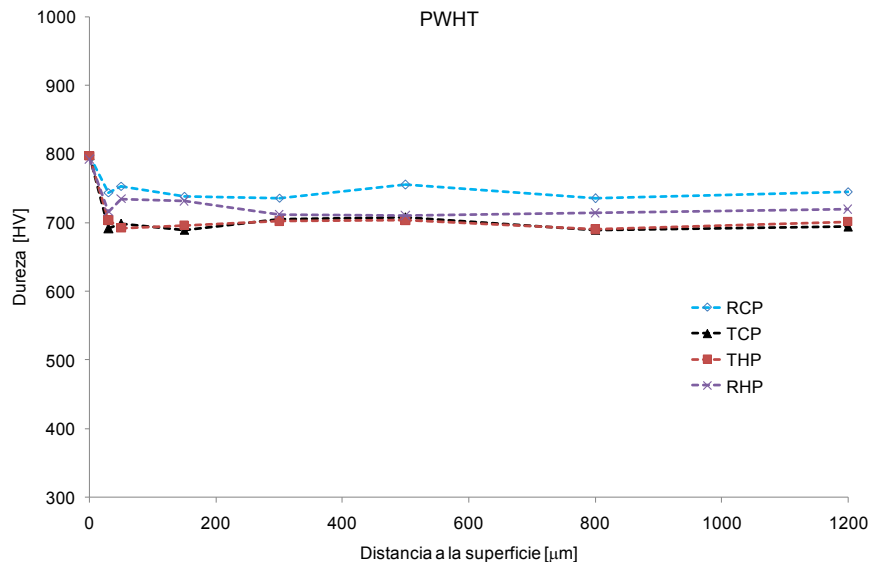


Figura 4.22. Perfil de microdureza para las probetas ensayadas a 500 N.

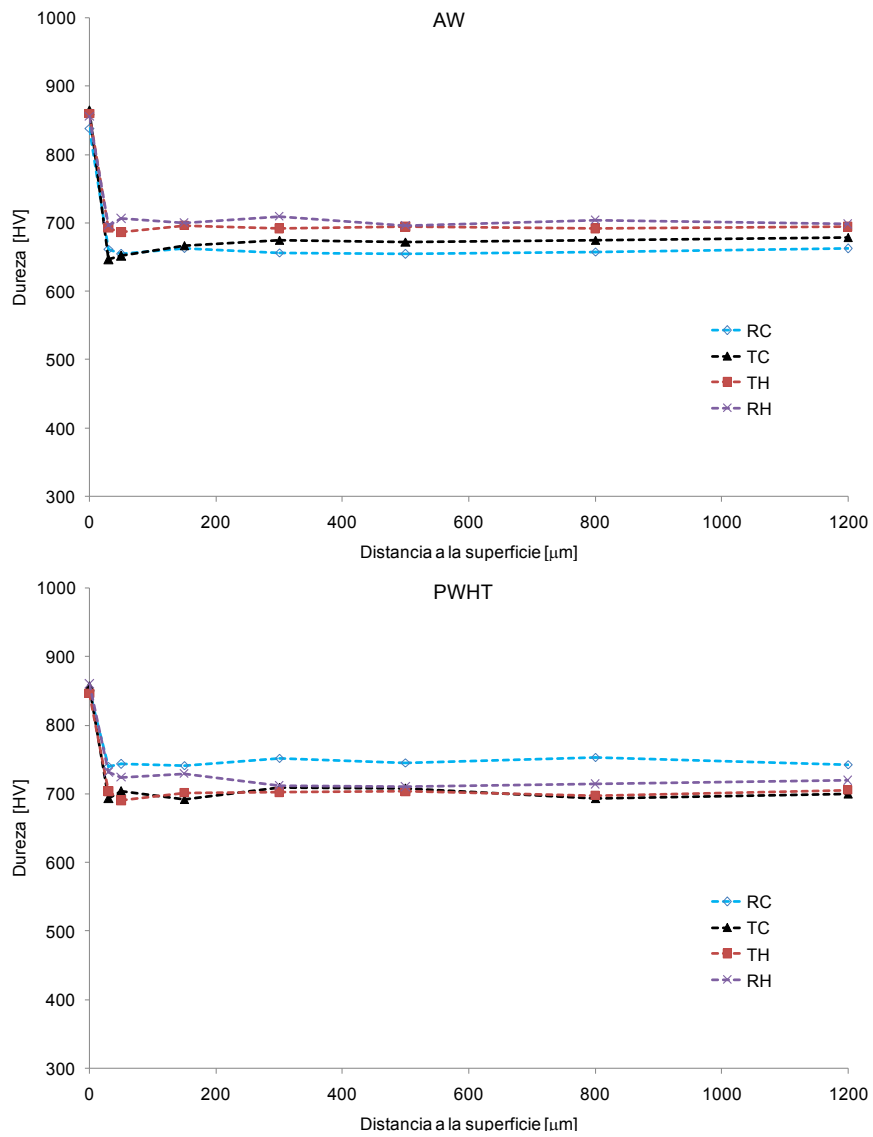


Figura 4.23. Perfil de microdureza para las probetas ensayadas a 1250 N.

Se puede observar cómo, para ambas cargas, sobre la superficie desgastada se produjo un endurecimiento de la microestructura, para todas las condiciones de soldadura. El valor de dureza alcanzado sobre la superficie de desgaste fue similar para las distintas condiciones, independientemente de la dureza original de la muestra. Esto estaría asociado con el endurecimiento de la martensita por deformación [16-17].

En la **figura 4.24** se presentan por separado los perfiles de microdureza para las condiciones ensayadas a 2000 N de carga aplicada.

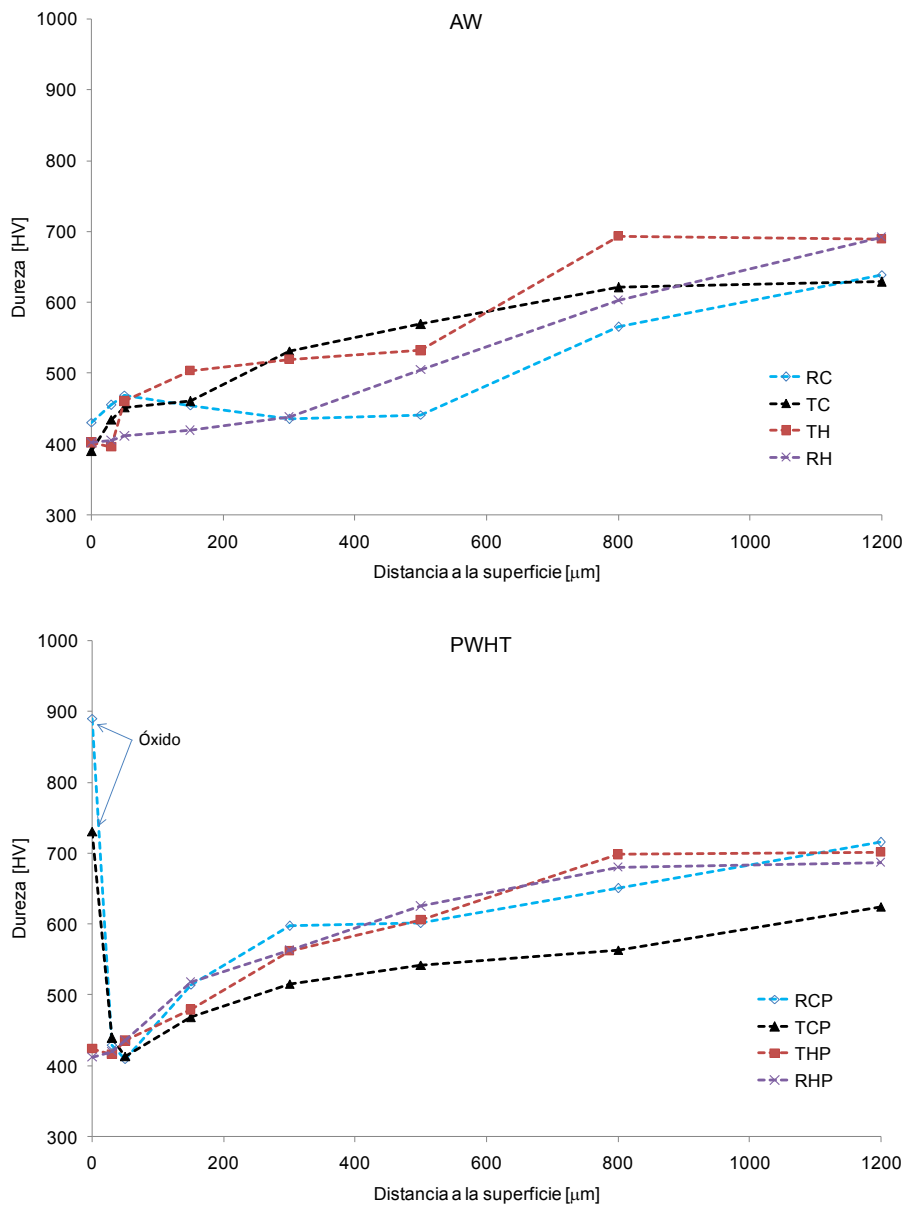


Figura 4. 24. Perfil de microdureza para todas las probetas ensayadas a 2000 N.

Se pueden ver 2 zonas: la que está comprendida por la superficie de desgaste y hasta 1000 micrones desde la superficie, donde la dureza sufrió una caída desde el valor de microdureza inicial hasta los 450 HV (esto es debido a que el material fue afectado por el revenido a diferentes temperaturas) y aquélla donde no se modificó la dureza del material [18]. También en algunas condiciones se midió en superficie la dureza de los óxidos como se indica en la **figura 4.24**.

4.8.3. Microdureza de la rueda

Sobre el corte transversal de la rueda desgastada y con 25 g de carga aplicada en el ensayo de dureza, se midió la dureza en función de la distancia a la superficie de desgaste. Esto se repitió para las distintas condiciones de carga 500, 1250 y 2000 N (ver **figura 4.25**). Se puede observar en dicha figura que se produjo un fuerte endurecimiento por deformación de la ferrita.

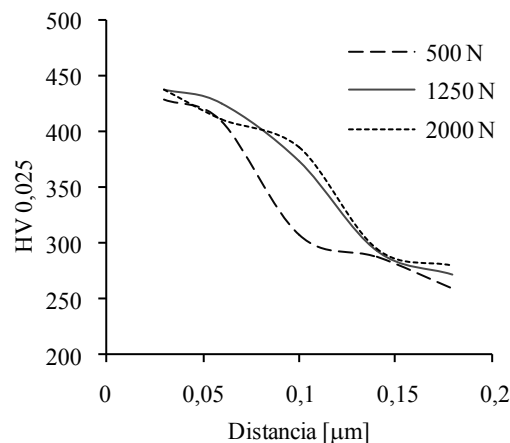


Figura 4. 25. Dureza en función de la carga aplicada y la distancia a la superficie de desgaste.

El valor de dureza máximo alcanzado en la superficie fue independiente de la carga aplicada durante el ensayo (430-440 HV).

4.8.4. Temperatura durante el ensayo de desgaste

Los datos obtenidos de la medición de temperatura en función del tiempo de desgaste se grafican en la **figura 4.26**. Inicialmente se detectó un período transitorio de unos 12 minutos hasta alcanzar la temperatura de equilibrio entre el calor generado por fricción y el disipado,

siendo dicha temperatura de 110 °C, 320 °C y 510 °C para 500, 1250 y 2000 N de carga aplicada [19], respectivamente.

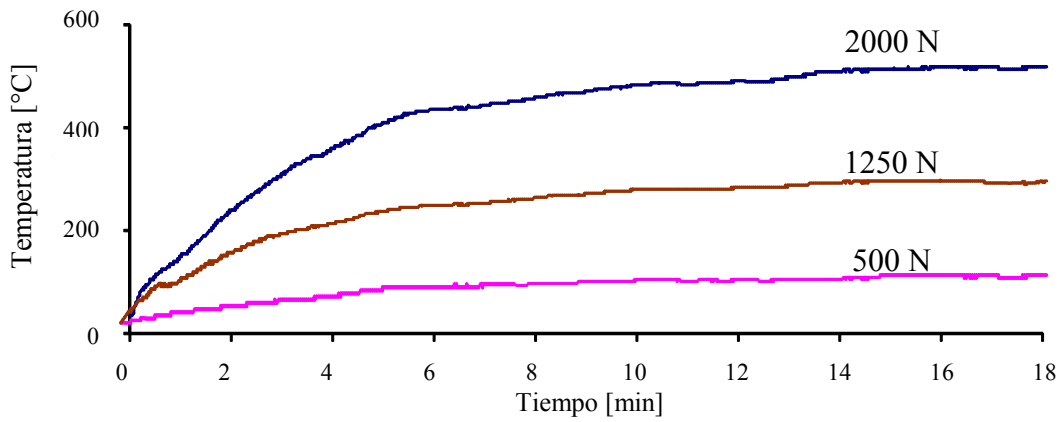
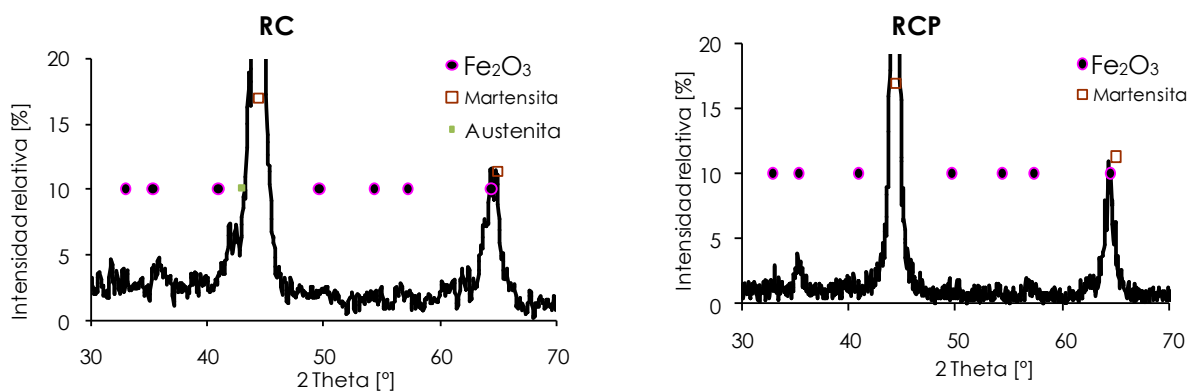


Figura 4. 26. Evolución de la temperatura en función de tiempo y la carga aplicada.

Como era de esperar, las temperaturas de equilibrio alcanzadas aumentaron con la carga aplicada, debido al efecto de la energía de fricción.

4.8.5. Difracción de Rayos X en la superficie de la placa.

Las superficies desgastadas de las probetas RC y RCP fueron analizadas mediante DRX. Los espectros obtenidos para 500, 1250 y 2000 N de carga aplicada se muestran en la figura 4.27.



a)

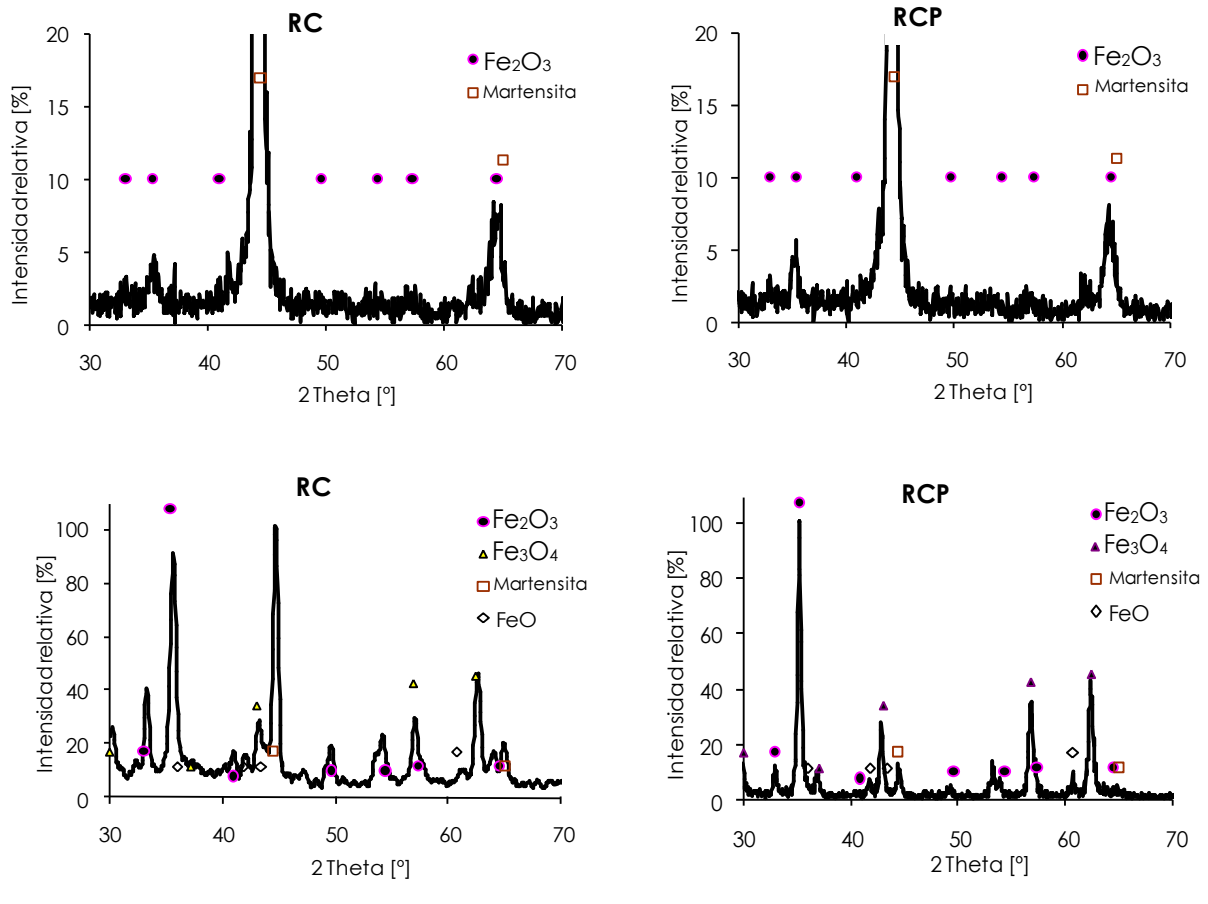


Figura 4. 27. DRX realizado sobre la superficie desgastada de las probetas RC y RCP para a) 500 N, b) 1250 N y c) 2000 N de carga aplicada.

Se observó que para la condición de menor carga hubo principalmente martensita, una pequeña fracción de austenita retenida y una mínima porción de óxidos del tipo Fe_2O_3 . Al aumentar la carga a 1250 N, se observó que la austenita se transformó totalmente y además aumentó levemente la fracción de óxidos.

Finalmente, para 2000 N de carga aplicada en el ensayo de desgaste, se formaron óxidos de diferentes estequiometrías tales como Fe_2O_3 , Fe_3O_4 y FeO , predominando el de menor contenido de oxígeno. Además se encontró, en menor medida, una pequeña fracción de martensita [20].

Para todas las probetas RCP se puede ver, principalmente en la condición de 2000 N, que éstas tuvieron mayor fracción de óxidos superficiales respecto de la condición RC. Esto estaría asociado a que para las condiciones tratadas térmicamente la oxidación fue mayor debido a que tenían un menor contenido de Cr en solución [21-22]. Además, en las probetas ensayadas bajo condiciones de desgaste severo, la estabilidad de la capa de óxido generada en

superficie depende de la resistencia o dureza inicial del sustrato y, como se sabe, las probetas tratadas son más duras que las no tratadas y por ende mayor óxido se presenta en la superficie [23].

4.8.6. Caracterización de la superficie de la placa

En la **figura 4.28 a** se muestra la superficie desgastada de la probeta TC, ensayada con una carga aplicada de 2000 N. Se observan las líneas o bandas típicas del desgaste abrasivo y la superficie oxidada. También se encontraron pequeñas zonas con óxidos parcialmente aglomerados a la superficie, **figura 4.28 b**.

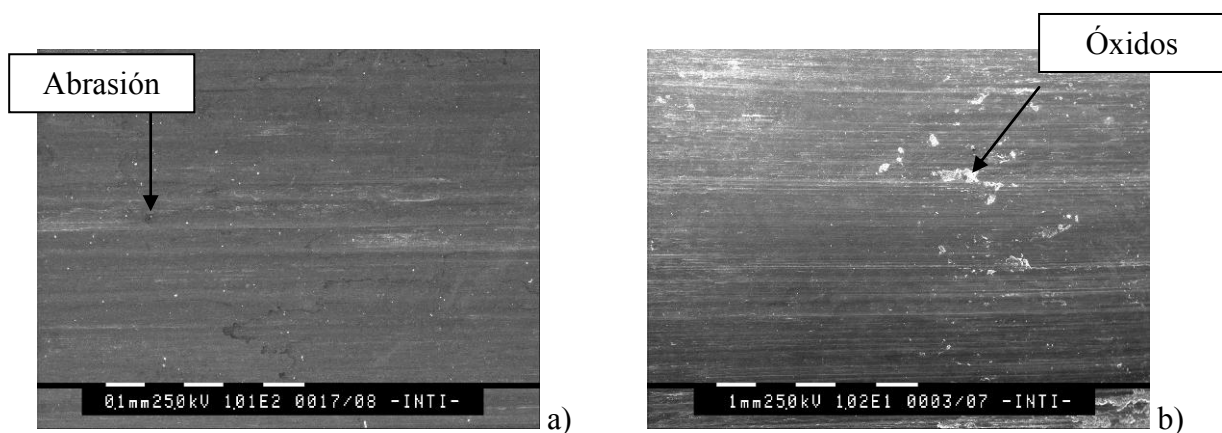


Figura 4. 28. Superficie desgastada de la probeta TC a 2000N.

Para la probeta con tratamiento térmico TCP y ensayada con 2000 N de carga aplicada se encontraron las mismas características de desgaste que en la condición AW, ver **figura 4.29 a**. Además se analizó la superficie en el modo back-scattering, ver **figura 4.29 b**, evidenciando que la superficie desgastada estaba parcialmente oxidada.

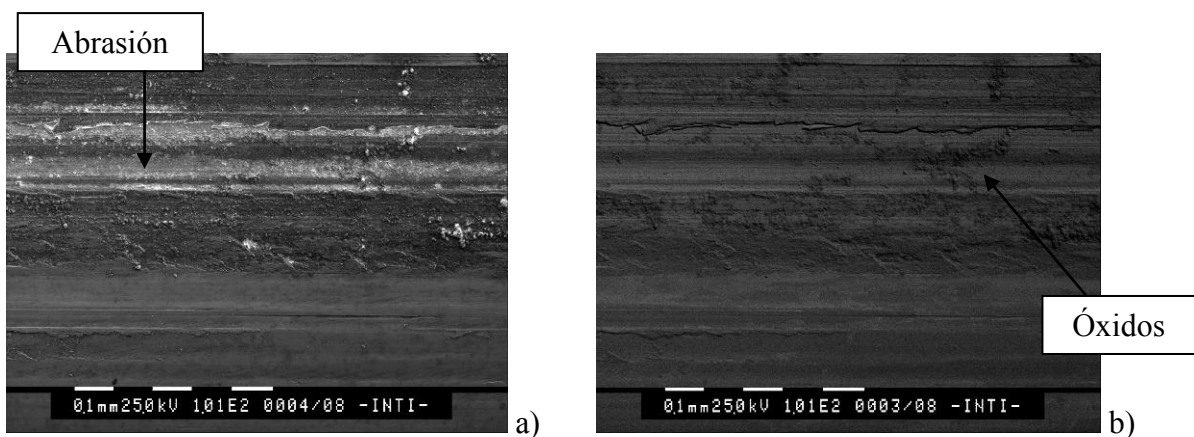


Figura 4. 29. Fotos de superficie desgastada de la probeta TCP, a) a 2000N y b) Imagen en modo back-scattering de a).

En la **figura 4.30 a y b** se observan las líneas de abrasión y óxidos sobre la superficie desgastada a 2000 N de carga para la probeta RC. En la **figura 4.31** se observan cortes longitudinales de las superficies de la misma. Puede verse una fuerte deformación plástica de dirección paralela a la superficie. Cerca a la superficie desgastada se encontraron fisuras subsuperficiales que se propagaron en dirección paralela al deslizamiento [24]. Sobre la zona deformada, a 5 μm desde la superficie, no se detectó la presencia de oxígeno, como indica el EDS de la **figura 4.32 c**, lo que indicaría la ausencia de óxidos en dicha zona.

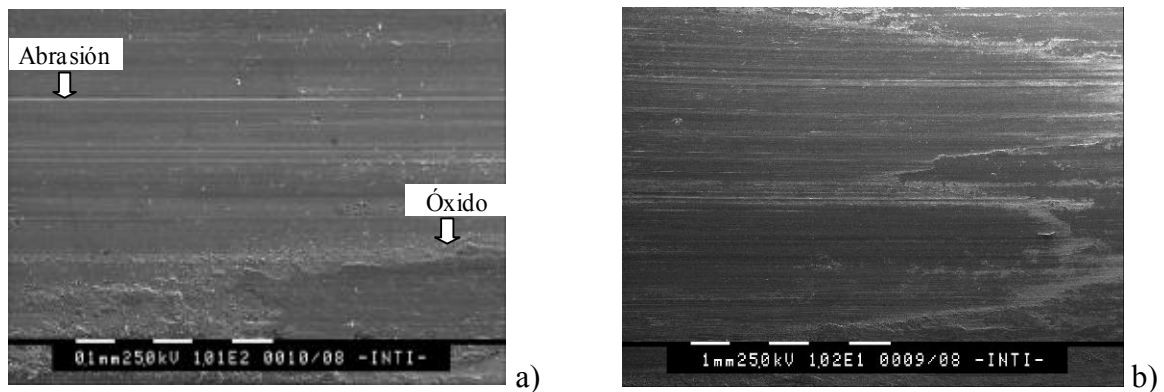


Figura 4. 30. a y b) Fotos de la superficie desgastada de la probeta RC a 2000 N.

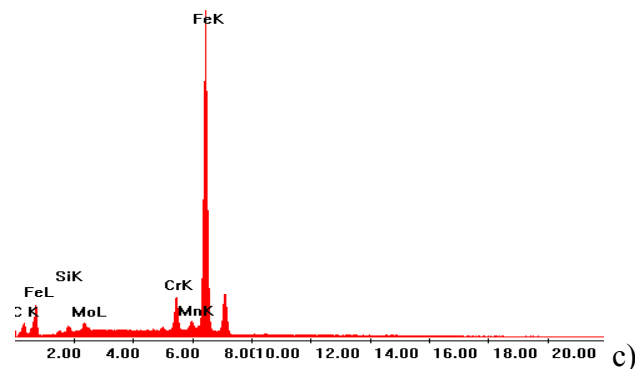
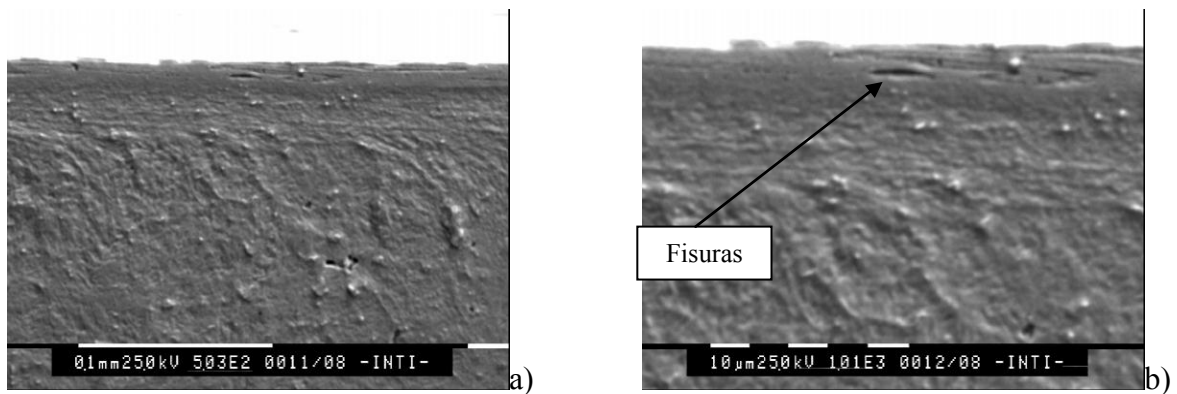


Figura 4. 31. a y b) Fotos de cortes longitudinales de la probeta ensayada RC a 2000 N. c) EDS de la zona superior deformada.

Para la probeta RCP ensayada con 2000 N de carga aplicada se observa que sobre la superficie se produjo desgaste abrasivo, ver **figuras 4.32 a y b**. Además sobre los cortes longitudinales se observan una capa de óxido de 10 μm de espesor y deformación plástica (**figuras 4.33 a, b, c y d**). Sobre la capa superficial se analizó la composición química identificándose la presencia de oxígeno, como indica la **figura 4.33 e**; también se efectuó en la zona deformada plásticamente con lo que se confirma que esta zona se encuentra libre de oxígeno (**figura 4.33 f**).

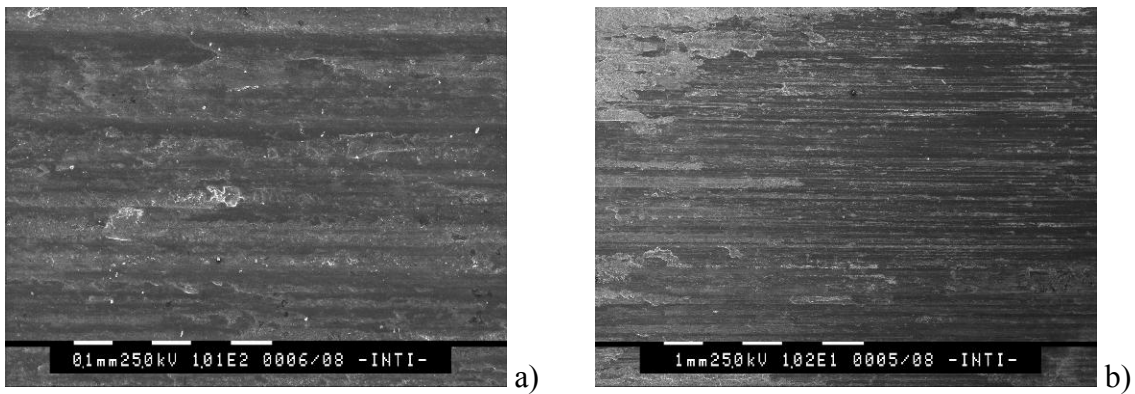
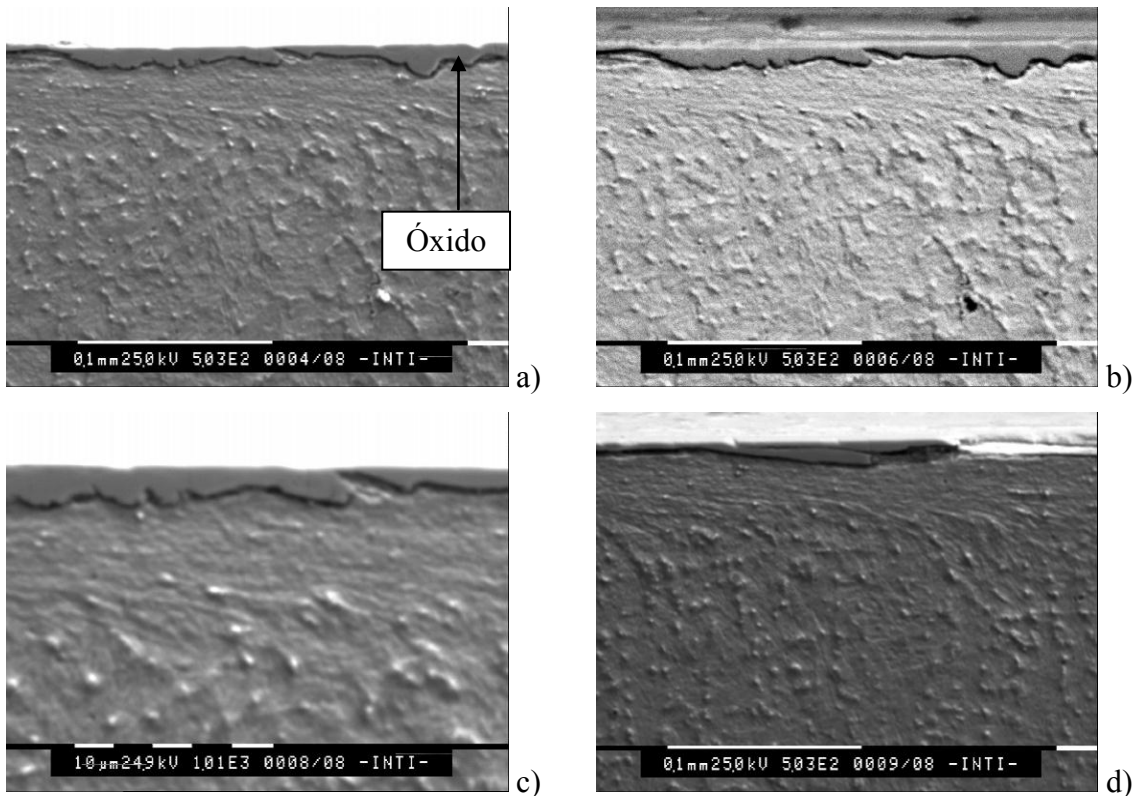


Figura 4. 32. Fotos de la superficie desgastada RCP a 2000 N.



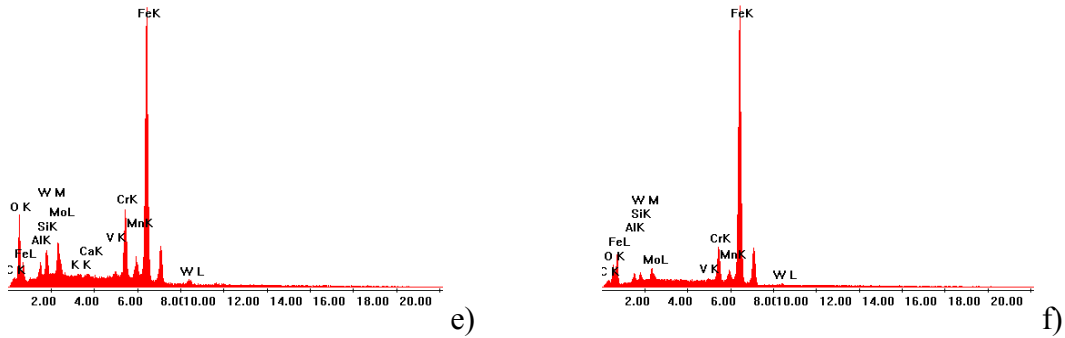


Figura 4. 33. a), b), c) y d) Fotos de cortes longitudinales de la probeta ensayada RCP a 2000 N. e) EDS realizado sobre los óxidos. f) EDS realizado sobre la zona de deformación plástica.

En las probetas soldadas con mayor calor aportado, 20% CO₂ y sin tratamiento térmico, TH, ensayadas con 2000 N de carga aplicada, se encontraron surcos producidos por partículas duras y zonas donde el óxido ha sido desprendido, como muestran las **figuras 4.34 a, b y c.**

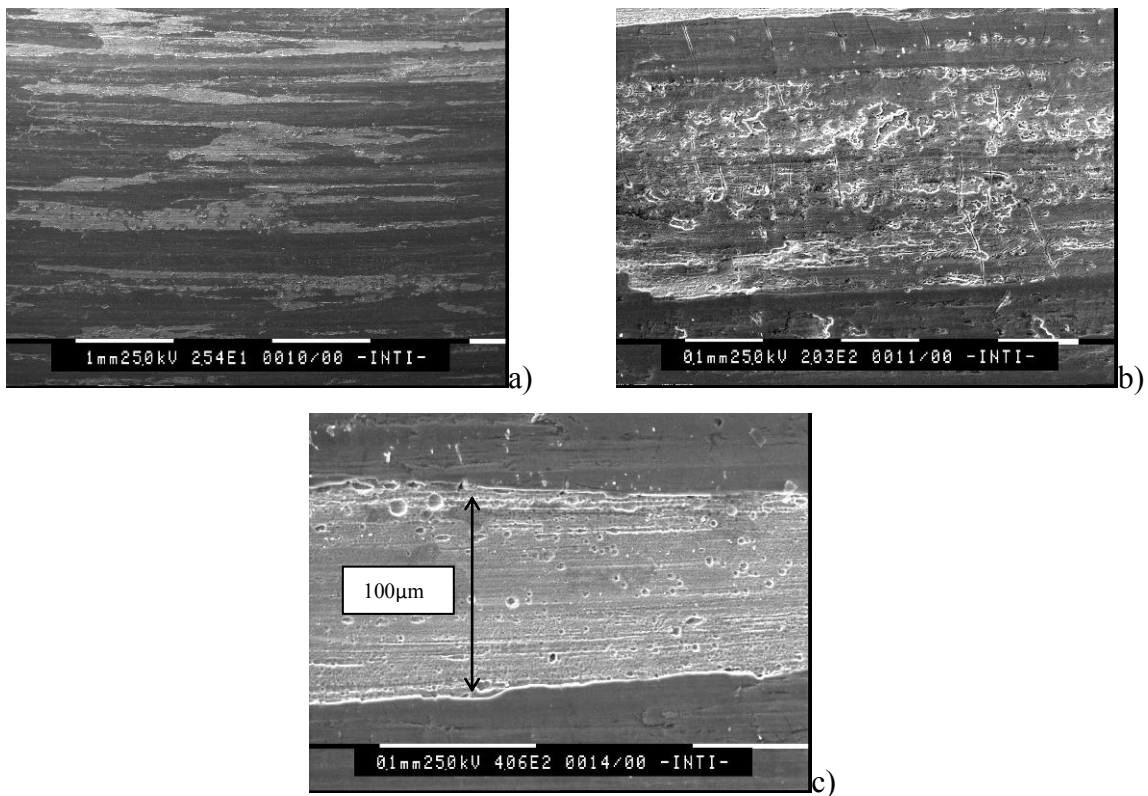


Figura 4. 34. Fotos de la superficie desgastada de la probeta TH a 2000 N.

Sobre los corte transversales, **figuras 4.35 a y b,** se observaron fisuras subsuperficiales y deformación plástica y sobre la superficie desgastada la formación de óxidos, los cuales se corroboraron con análisis mediante EDS (**figura 4.35 c**).

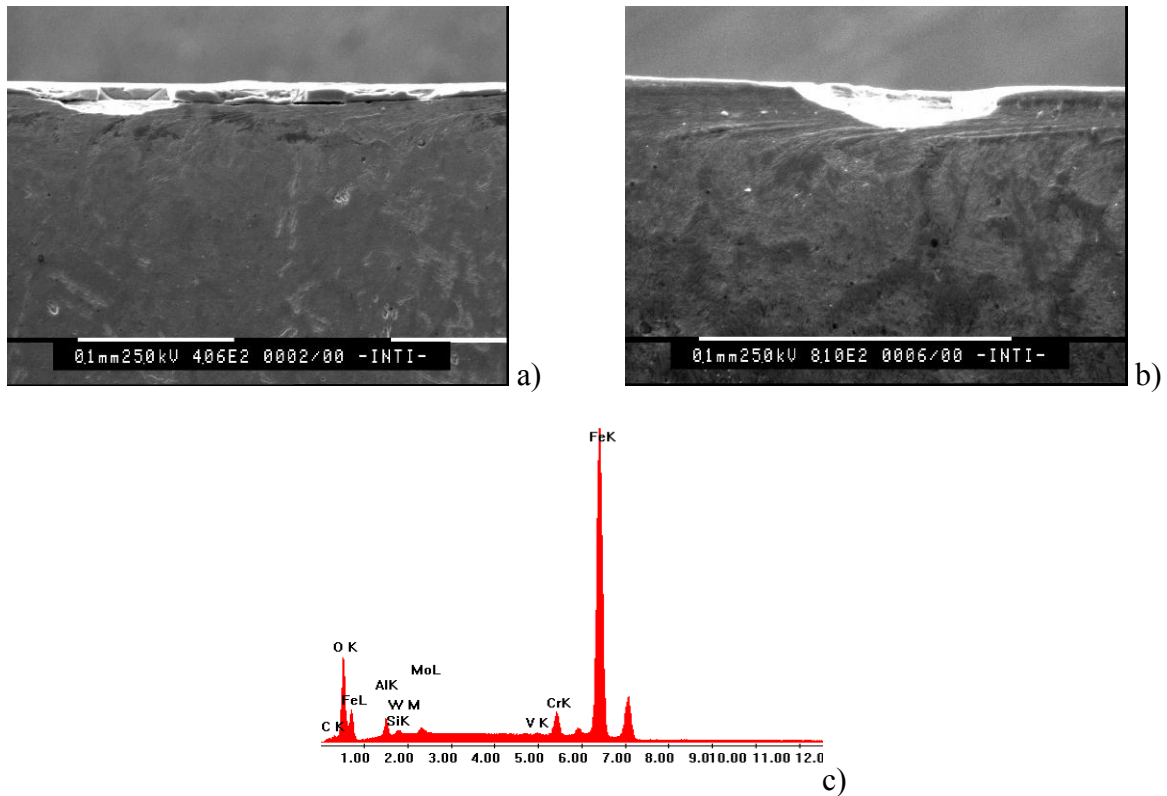


Figura 4. 35. a) y b) Fotos de cortes longitudinales de la probeta desgastada TH a 2000 N. c) EDS realizado sobre los óxidos.

Para la condición con PWHT, probeta THP, ensayada a 2000 N, se puede observar en las **figuras 4.36 a y b** que la superficie se encuentra oxidada y con zonas donde se ha desprendido parcialmente el óxido, además de la presencia de líneas de abrasión.

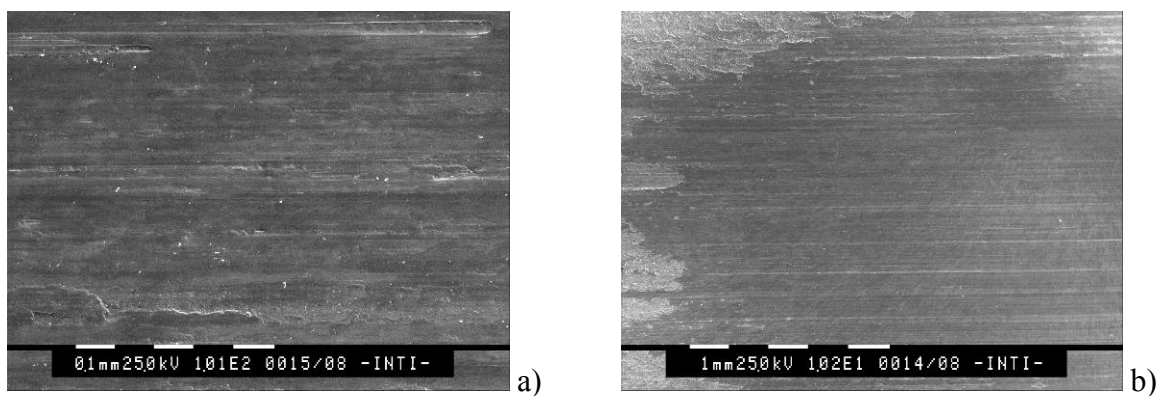


Figura 4. 36. Fotos de la superficie desgastada de la probeta THP a 2000 N.

En la **figura 4.37 a y b** se puede apreciar claramente las zonas oxidadas (color más oscuro) mediante el modo back-scattering.

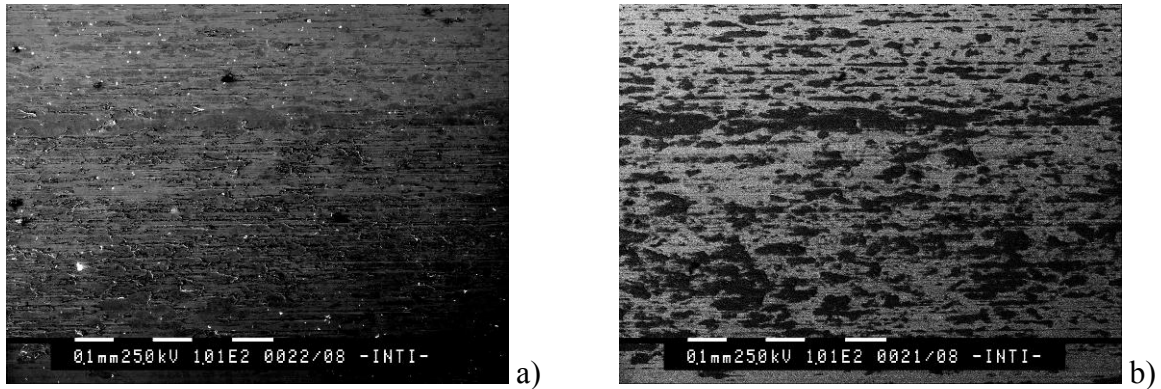


Figura 4. 37. Fotos de la superficie desgastada de la probeta RHP a 2000 N.

Para las probetas ensayadas a 1250 N y tratadas térmicamente se puede observar en la **figura 4.38 a** que existió una disminución de la deformación plástica cercana a la superficie de desgaste (2 μm) respecto de las probetas ensayadas a 2000 N (20 μm). También se encontraron zonas con desgaste abrasivo, aunque en menor proporción (**figura 4.38 b**).

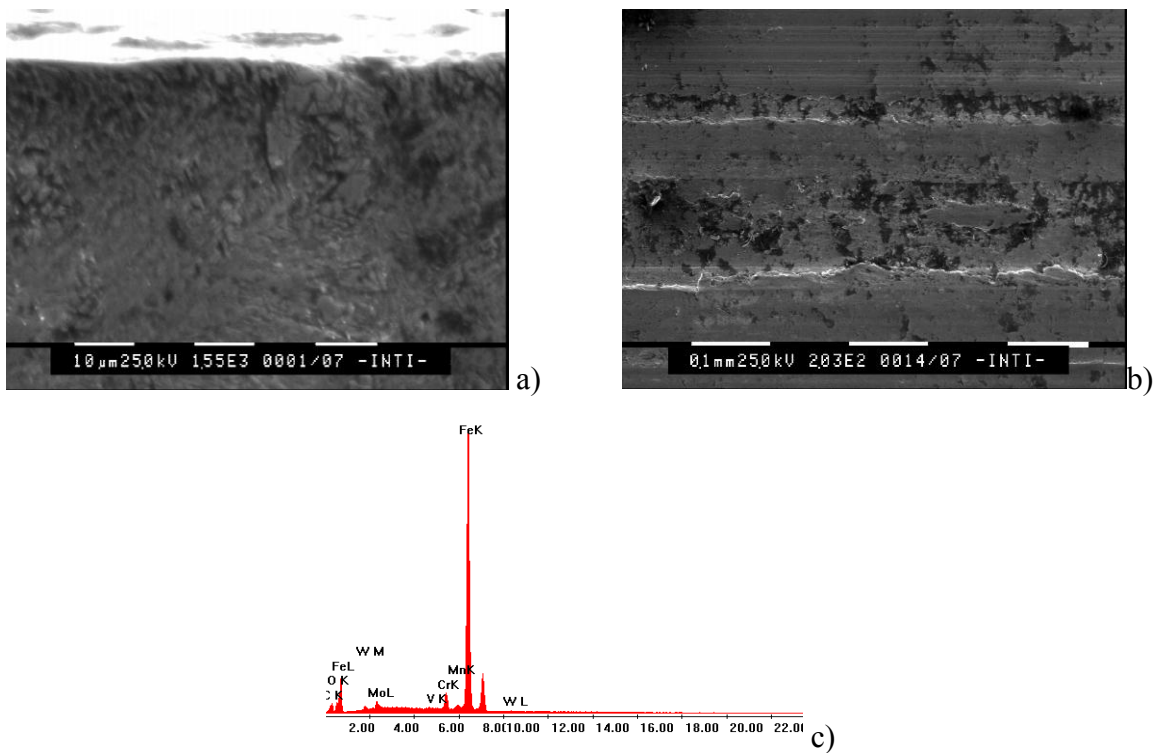


Figura 4. 38. Fotos de la probeta ensayada TH a 1250 N. a) Corte longitudinal b) Superficie desgastada c) EDS de la superficie.

Además sobre la superficie se encontraron zonas levemente oxidadas. Esto fue corroborado mediante EDS (**figura 4.38 c**).

En la **figura 4.39 a** se presenta una imagen SEM de la probeta RC ensayada a 1250 N. Se pueden observar islas de óxidos sobre superficie, las cuales fueron identificadas como óxidos a través de back-scattering (**figura 4.39 b**). También en algunas zonas, pero en menor cuantía, se encontraron escamas características de desgaste adhesivo y zonas en donde parte del debris se adhirió sobre la superficie (**figuras 4.39 c y d**). Mediante la aplicación de EDS sobre las partículas adheridas encontradas en la superficie se detectó la presencia de O₂, indicando que son óxidos (**figura 4.39 e**). Además se pudo observar, **figura 4.39 e**, un leve incremento de la deformación plástica (5 μm) respecto de la probeta tratada térmicamente.

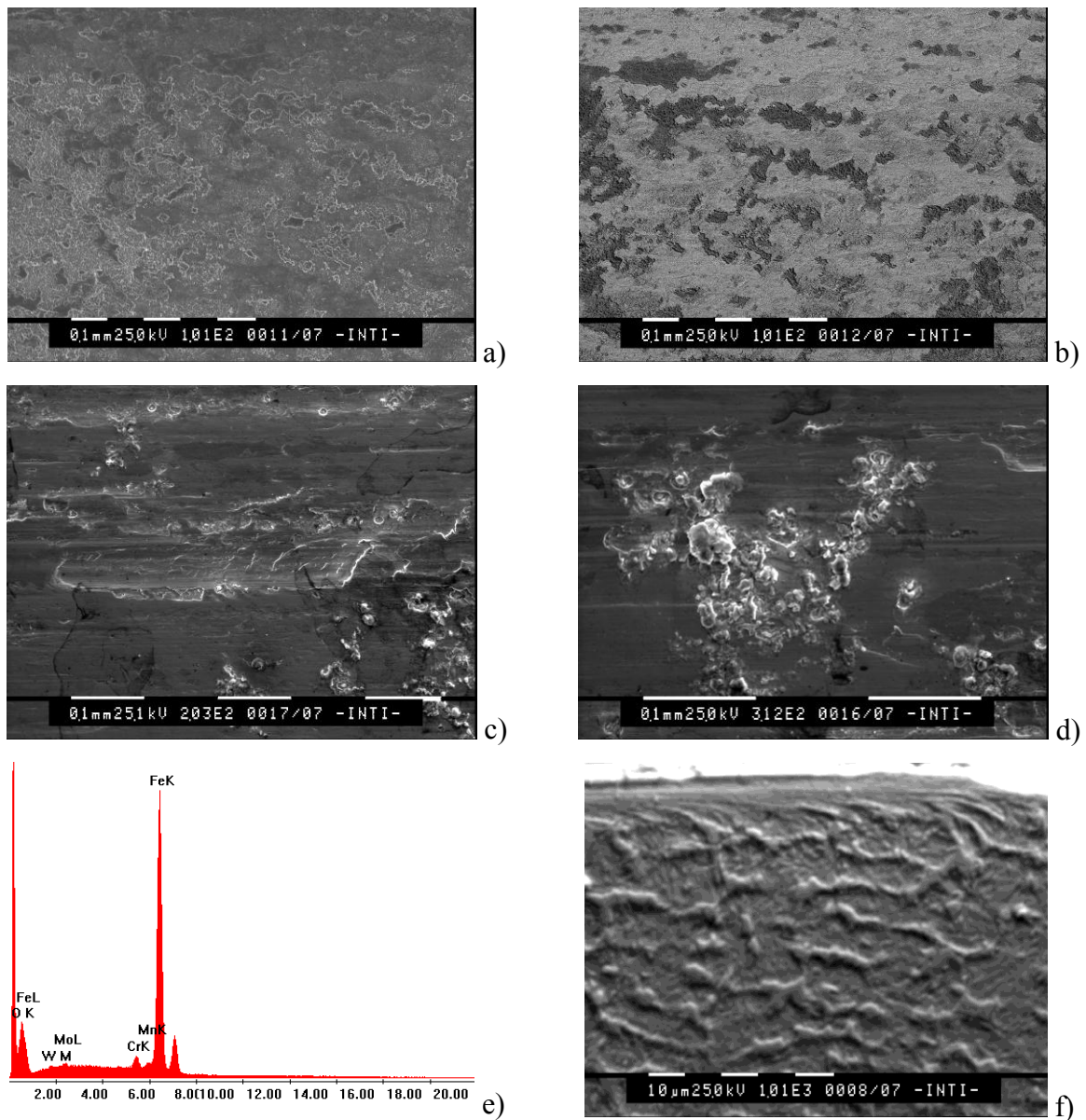


Figura 4. 39. Fotos de la probeta ensayada RC a 1250 N. a) Superficie desgastada. b) Back-scattering de la imagen a). c) y d) Fotos de las superficie desgastadas. e) EDS de las partículas de la foto d). f) Corte longitudinal.

Para las probetas RC ensayadas a menor carga (500 N) se observa, en la **figura 4.40**, que la superficie desgastada presentó zonas con leve oxidación, las cuales fueron confirmadas mediante la utilización de EDS (**figuras 4.40 b**).

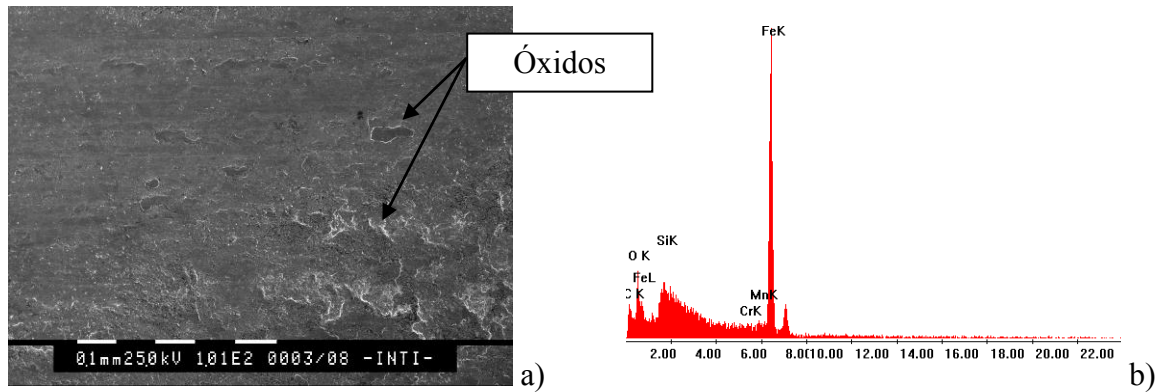


Figura 4. 40. a) Foto de la superficie desgastada de la probeta RC a 500 N. b) EDS de los óxidos.

Para las probetas RCP y ensayadas a 500 N (**figuras 4.41**), se observó, al igual que en el caso anterior, que existió un leve incremento de las zonas oxidadas, las cuales fueron confirmadas mediante la utilización de EDS (**figuras 4.41 b**).

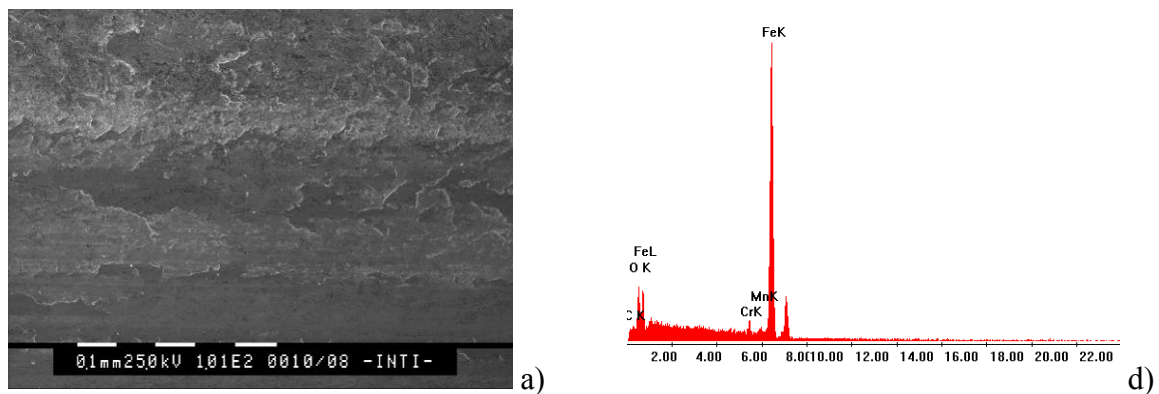


Figura 4. 41.a) Foto de la superficie desgastada de la probeta RCP a 500 N. b) EDS del óxido.

4.8.7. Caracterización de la superficie de la rueda.

En la **figura 4.42** se presentan 3 cortes transversales de la rueda ensayada a 500, 1250 y 2000 N. Se puede observar cómo al incrementar la carga aplicada aumentó la deformación cercana a la superficie. Esta deformación se correlaciona con el aumento de dureza que se midió anteriormente. También se observó la presencia de óxidos sobre las superficies.

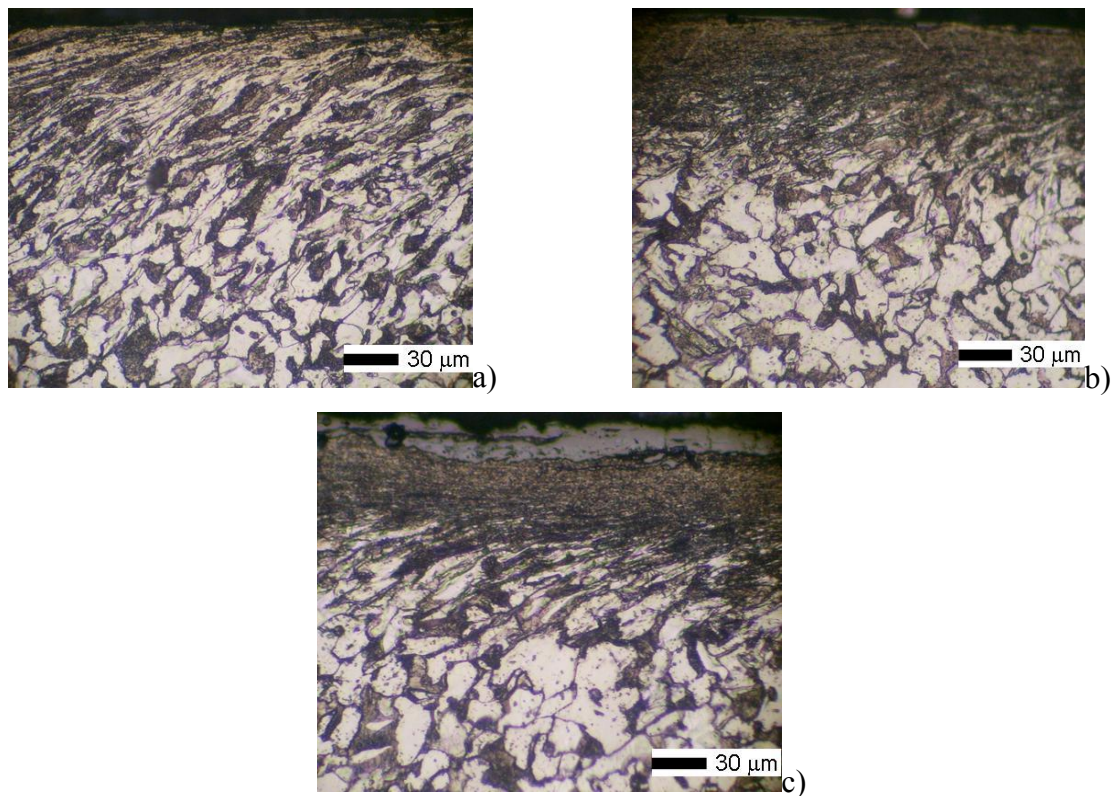
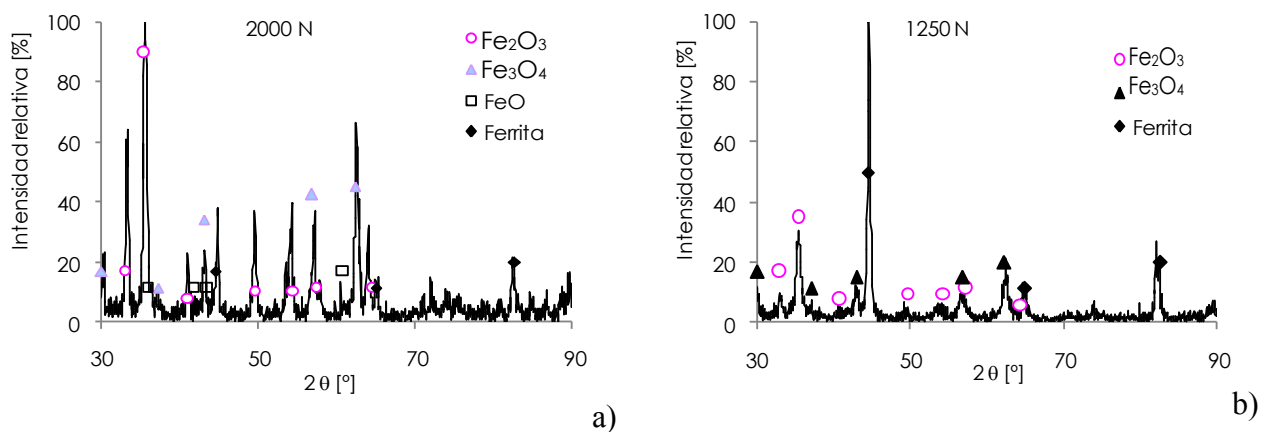
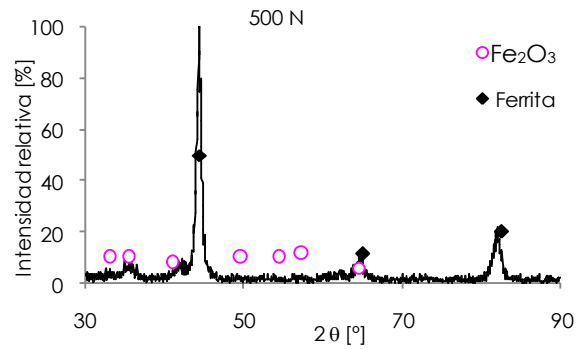


Figura 4. 42. Cortes transversales de las ruedas ensayadas a: a) 500 N, b) 1250 N y c) 2000 N de carga.

En la **figura 4.43** se pueden observar los espectros de DRX obtenidos sobre las superficies de la ruedas desgastadas, a distintas condiciones de carga.





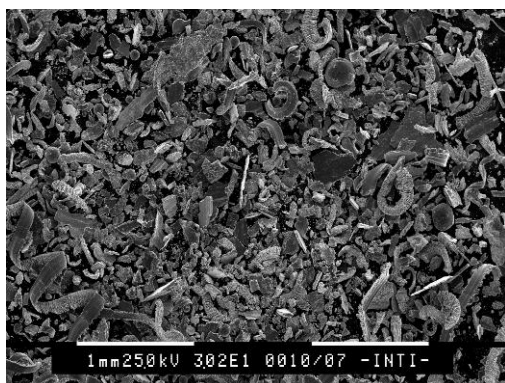
c)

Figura 4. 43. DRX de la superficie desgastada de la rueda ensayada a a) 2000 N, b) 1250 N y c) 500 N.

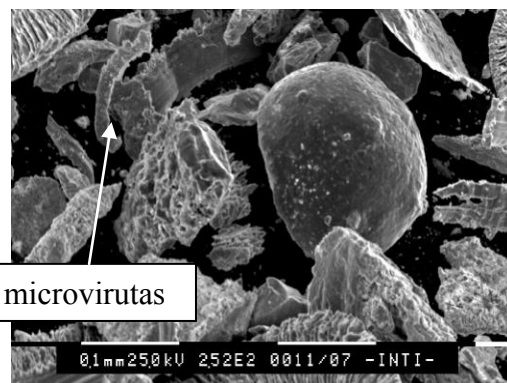
Se puede ver que al aumentar la carga aplicada, aumentó la oxidación del metal, asociado a un aumento de la temperatura en la zona de contacto. Para las condiciones de baja carga el óxido encontrado fue el Fe_2O_3 . Al aumentar la carga se detectó además la presencia de otros óxidos como el Fe_3O_4 . Estos óxidos actúan como una capa protectora sobre el material [25-26].

4.8.8. Debris.

De las distintas condiciones ensayadas se obtuvieron muestras del material desprendido durante el proceso de desgaste. Éste estuvo formado por partículas provenientes de la rueda (SAE 1020) y de la placa (recargue). Las morfologías y tamaños se presentaron principalmente en 3 grupos: uno de gran deformación plástica y tamaños cercanos a los cientos de micrones (en su mayoría provenientes de la rueda), otro con modo de fractura frágil y de menor tamaño casi en el orden de las decenas de micrón (recargue) y el último de tamaños más pequeños cercanos a unos pocos micrones (óxidos).



a)



b)

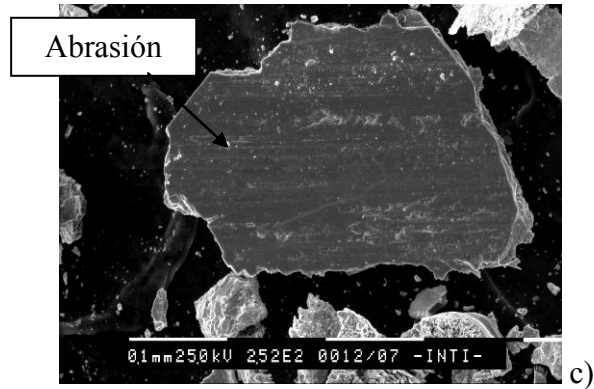


Figura 4. 44. a) Debris recolectado de la probeta RC ensayada a 2000 N, b) Partículas de la rueda y c) Debris de la placa.

En la **figura 4.44 a** se muestra el debris recolectado de la muestra RC ensayada a 2000 N. Se observan las partículas con gran deformación plástica y otras con forma de placa. En las **figuras 4.44 b** y **c** se pueden ver microvirutas en forma de espiral o esféricas y líneas abrasión sobre la placa. Para la probeta THP, se encontró un debris similar al descrito anteriormente (**figuras 4.45 a, b** y **c**). También se encontraron partículas de óxidos mediante el uso de EDS, como se indica en la **figura 4.45 c**.

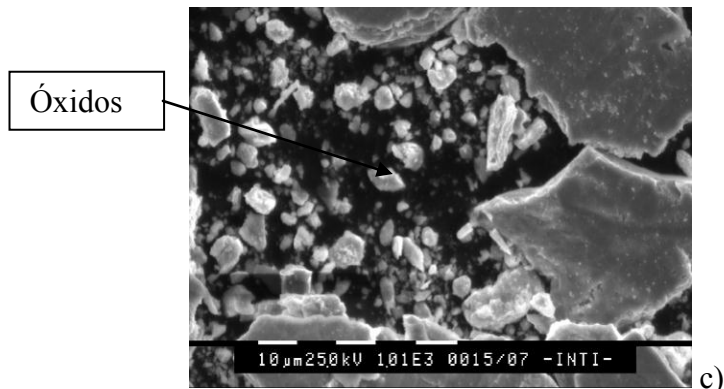
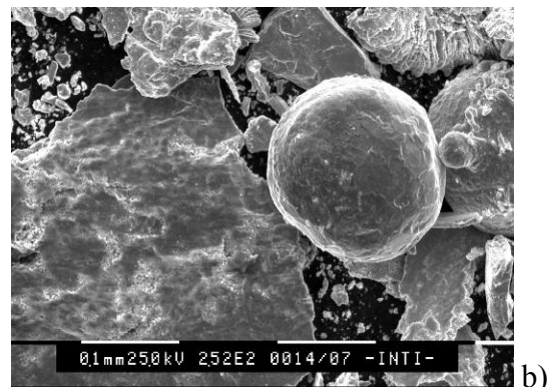
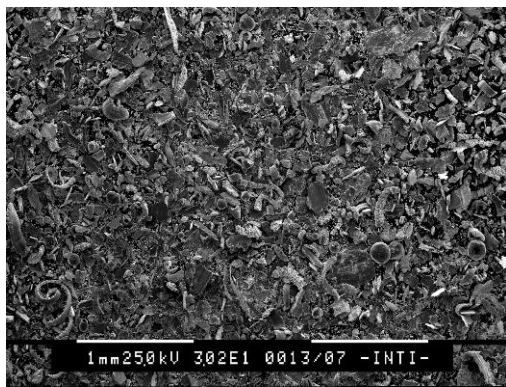


Figura 4. 45. Debris recolectado de la probeta THP ensayada a 2000 N, b) Partículas de la rueda y c) Debris de la placa.

En la **figura 4.46 a**, se pueden observar los distintos tipos de partículas encontrados en el residuo. Se puede ver en la **figura 4.46 b** que sobre la superficie del debris hay líneas características de desgaste abrasivo. También se observaron, aunque en menor medida, partículas de óxidos adheridas sobre la superficie y escamas típicas de desgaste adhesivo (**figura 4.46 c**). Además en ciertas partículas se observó fractura frágil, como se muestra en la **figura 4.46 d**.

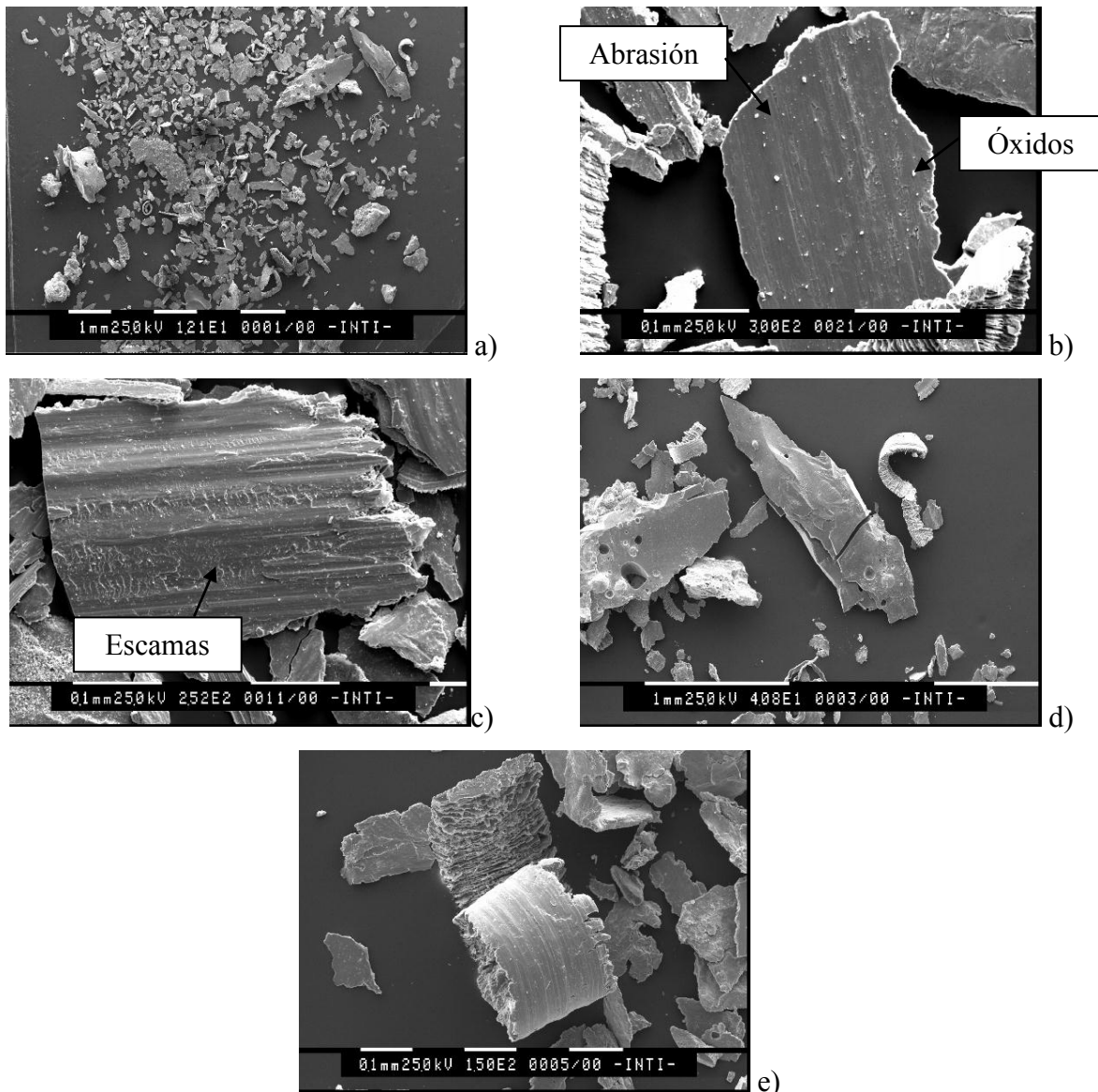


Figura 4. 46. Debris recolectado de la probeta TH ensayada a 2000 N. a) Vista general b), c) y d) Partículas de recargue e) Residuos de la rueda.

En la **figura 4.46 e** se presenta una microviruta proveniente de la rueda. Se observa en la misma gran deformación plástica.

Para las probetas ensayadas a 1250 N de carga aplicada se encontraron partículas similares a las observadas a 2000 N pero en general de menor tamaño. En la **figura 4.47 a** se presentan algunas de ellas correspondientes a la probeta TH. El espesor de las placas se encontró alrededor de los 10 μm (ver **figura 4.47 b y c**). Mediante el uso de EDS, **figura 4.47 d**, se encontró que las mismas son óxidos. Los residuos provenientes de la rueda fueron principalmente placas de óxidos y microvirutas como se muestra en la **figura 4.47 e**.

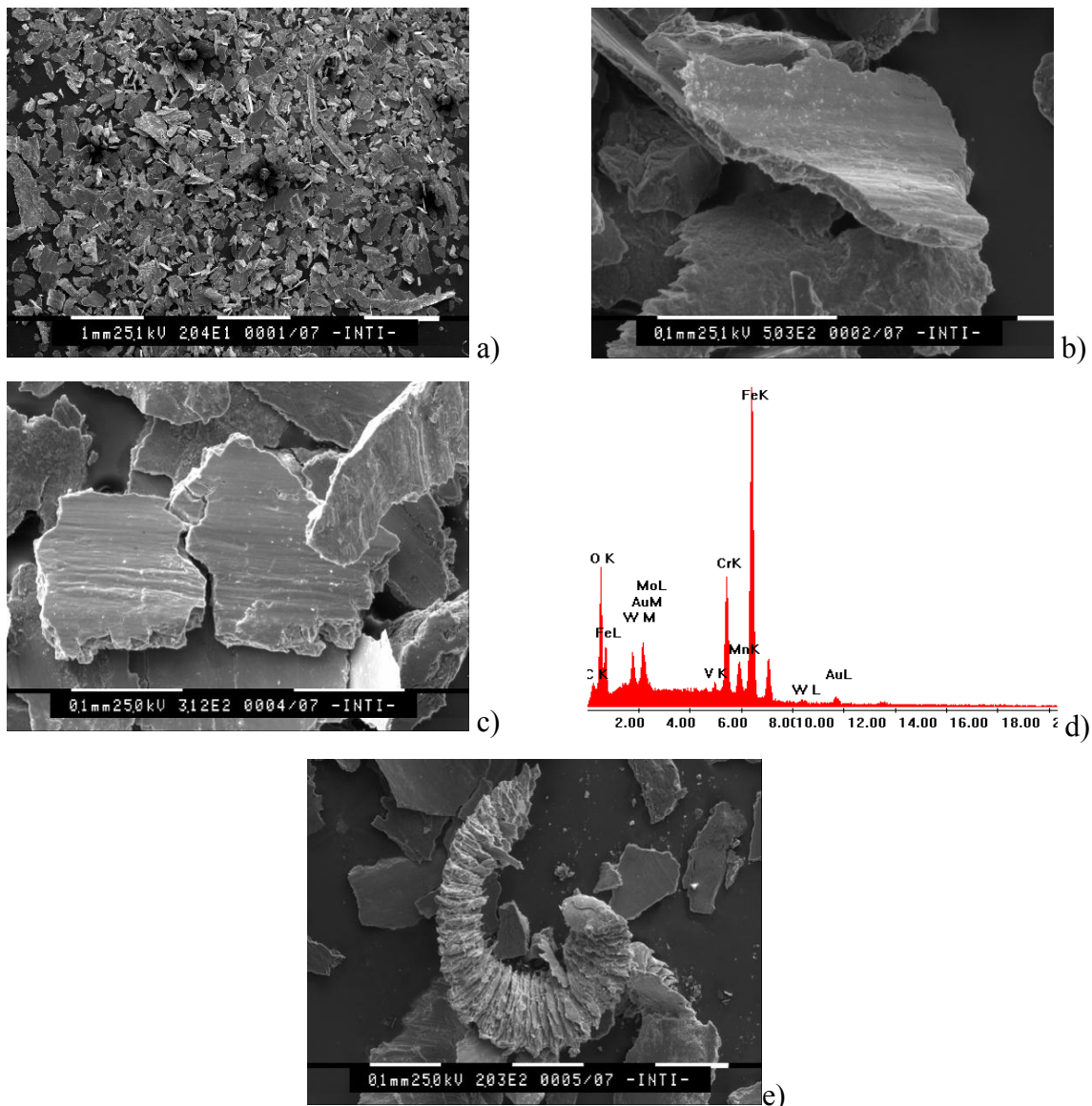


Figura 4. 47. Debris recolectado de la probeta TH ensayado a 1250 N. a) Vista general. b) y c) Partículas de recargue. d) EDS de la foto b. e) Residuos de la rueda.

En la **figura 4.48** se muestran las partículas de menor tamaño, identificadas como óxidos, correspondientes a la probeta TC. Como se puede ver el tamaño de los mismos es, en general, menor a los 10 micrones.

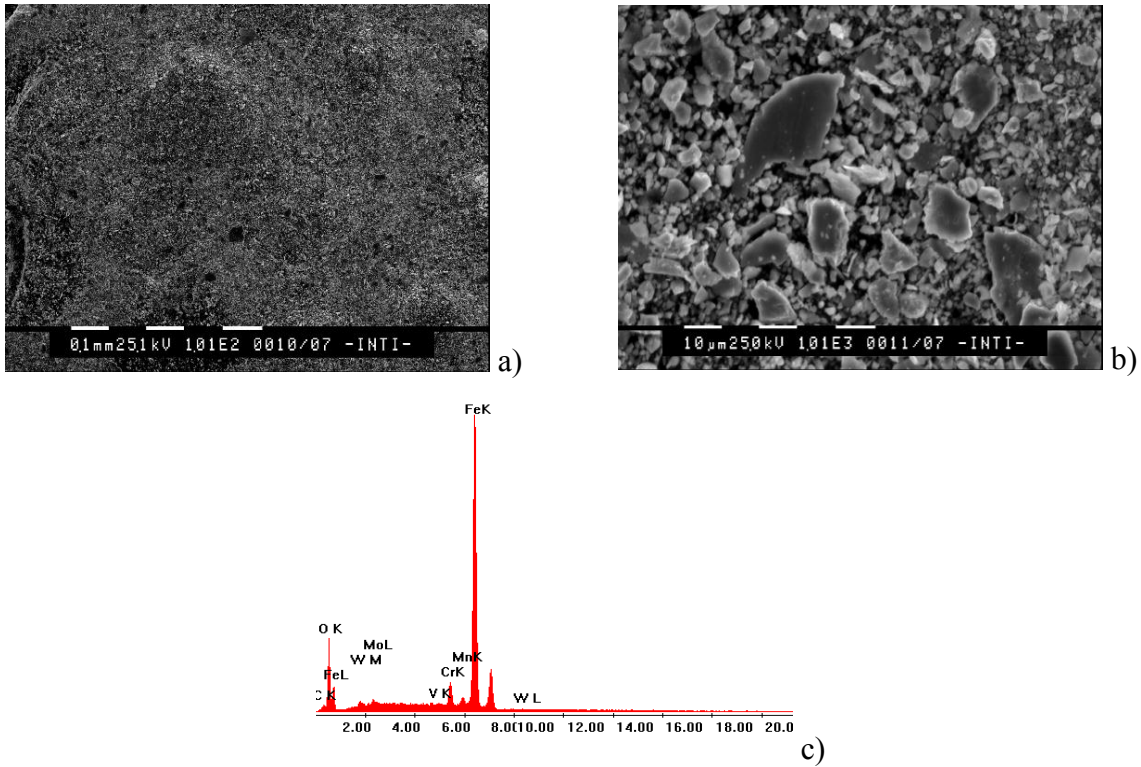
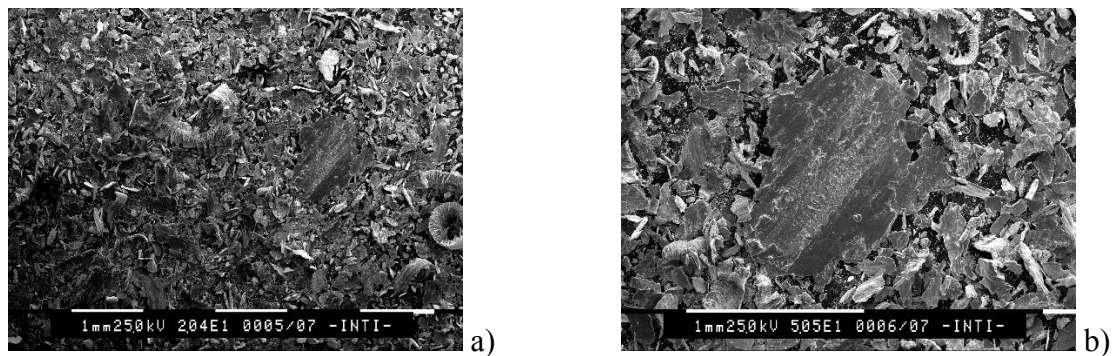


Figura 4. 48. a y b) Óxidos extraídos del debris recolectado de la probeta TC ensayada a 1250 N. c) EDS de la foto b.

Para las condiciones de 500 N de carga aplicada se encontraron partículas grandes y en forma de placa y otras con gran deformación plástica, todas provenientes de la rueda, debido a la ausencia de Cr en el análisis EDS de las mismas. En menor cantidad se pudieron observar residuos de tamaño cercano a las decenas de micrón, provenientes de la placa. En la **figura 4.49 a y b** se observan las partículas mencionadas correspondientes a la probeta TCP.



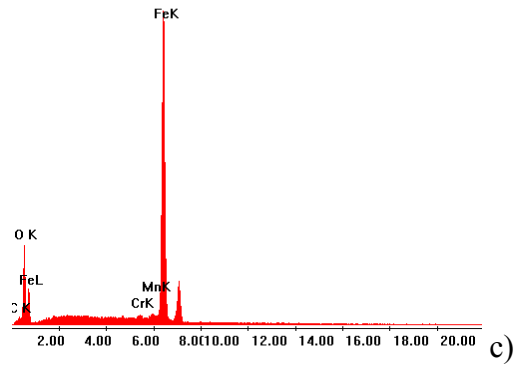


Figura 4. 49. a y b) Debris recolectado de la probeta TCP a 500 N. c) EDS de la foto b.

En la **figura 4.50 a y b** se presentan los óxidos extraídos del residuo, provenientes tanto de la placa como de la rueda, correspondientes a la probeta RH. El tamaño es del orden de las decenas de micrón. Los mismos fueron verificados con la utilización de EDS, como se muestra en la **figura 4.50 c**.

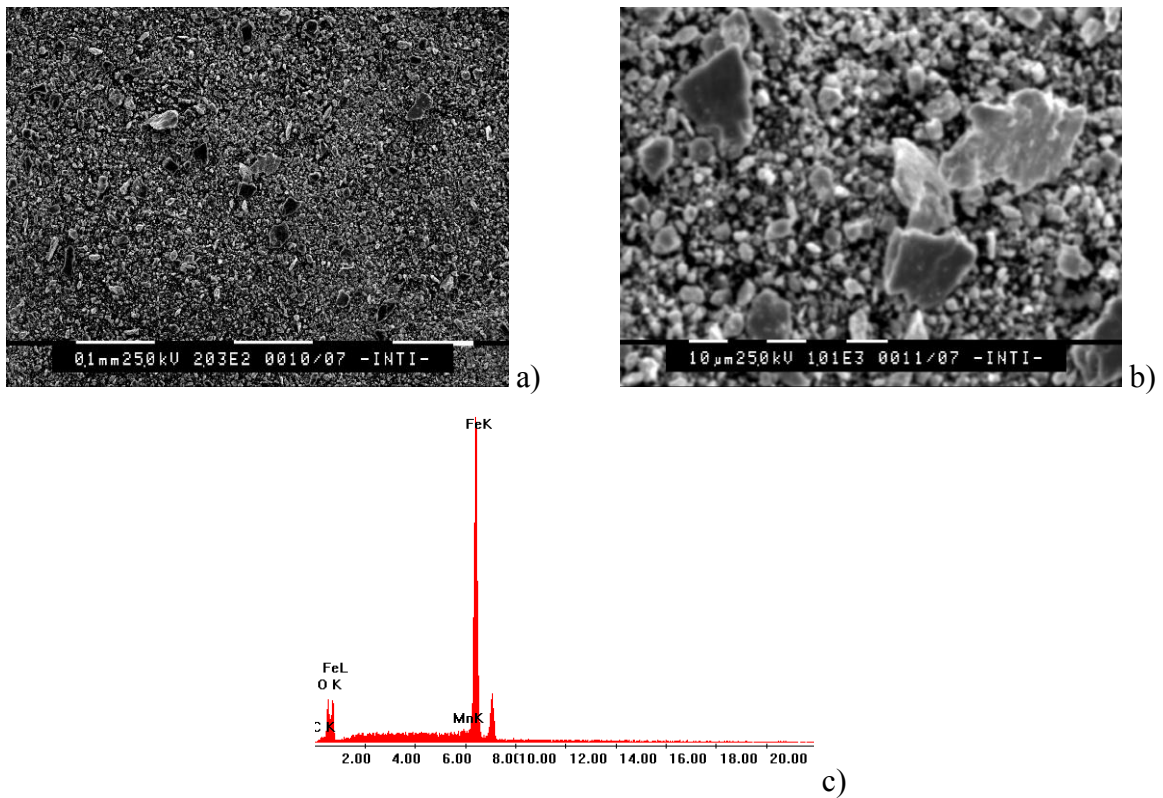


Figura 4. 50. a y b) Óxidos extraídos del debris recolectado de la probeta RH ensayada a 500 N. c) EDS de la foto b.

El debris recolectado fue analizado adicionalmente mediante DRX. En la **figura 4.43** se muestran los espectros obtenidos para las partículas de la probeta RC ensayada a las distintas cargas.

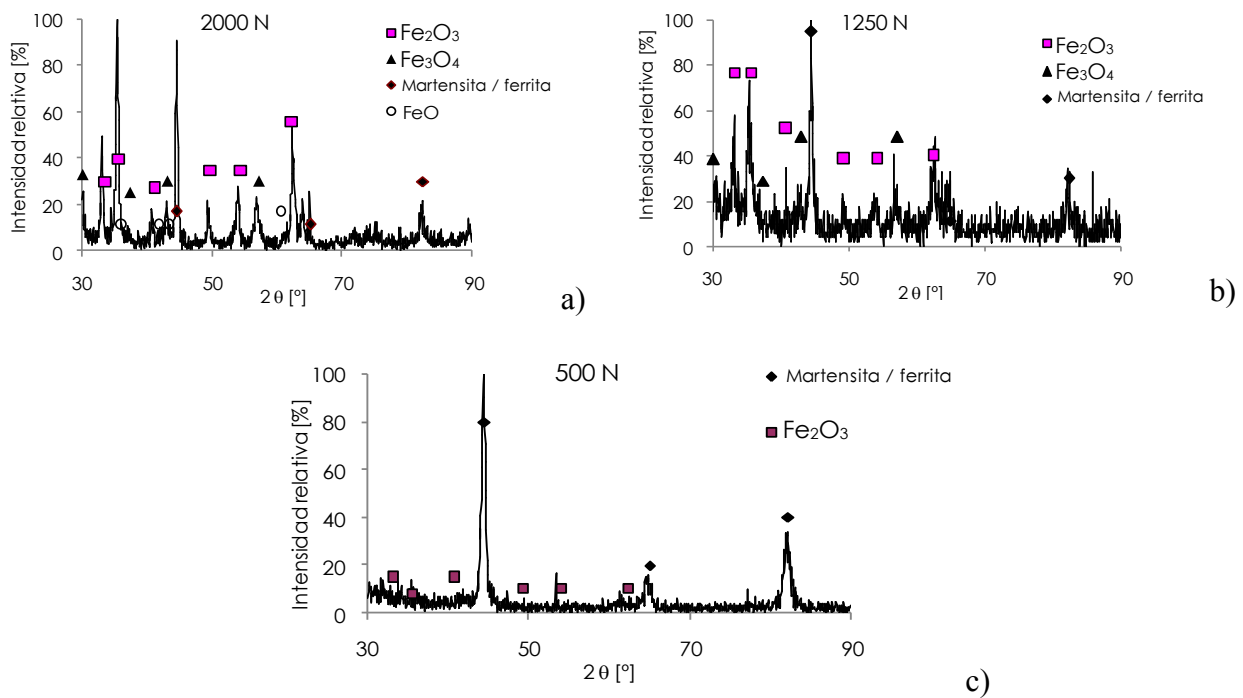


Figura 4. 51. Espectros de difracción del debris de la probeta RC recolectado a diferentes condiciones de carga a) 2000 N, b) 1250 N y c) 500 N.

Se observa que los óxidos encontrados fueron coincidentes con los reportados anteriormente sobre la superficie de la placa y la rueda. Además se puede ver que, para bajas cargas, el debris estuvo formado principalmente por ferrita, lo cual es coincidente con el nivel de desgaste de la rueda respecto de la placa y con el hecho de que al incrementar la carga aplicada hasta los 2000 N aumentó la cantidad de óxidos.

SECCIÓN B

ESTUDIOS COMPLEMENTARIOS

4.9. Efecto del tratamiento térmico sobre la resistencia al desgaste

A fin de estudiar el efecto de la temperatura de tratamiento térmico post-soldadura (PWHT) sobre la resistencia al desgaste de los depósitos de soldadura sobre muestras de la probeta RH, se realizó una serie de tratamientos térmicos a temperaturas entre 500 y 680°C, durante dos horas. De las probetas tratadas a las distintas temperaturas se extrajeron muestras sobre las que se realizaron la caracterización microestructural, estudios de microdureza y ensayos de desgaste a 1250 N.

4.9.1. Caracterización microestructural.

La microestructura de la probeta RH en condición AW (**figura 4.52**) estuvo compuesta por martensita y austenita retenida, observándose un patrón de segregación dendrítico.

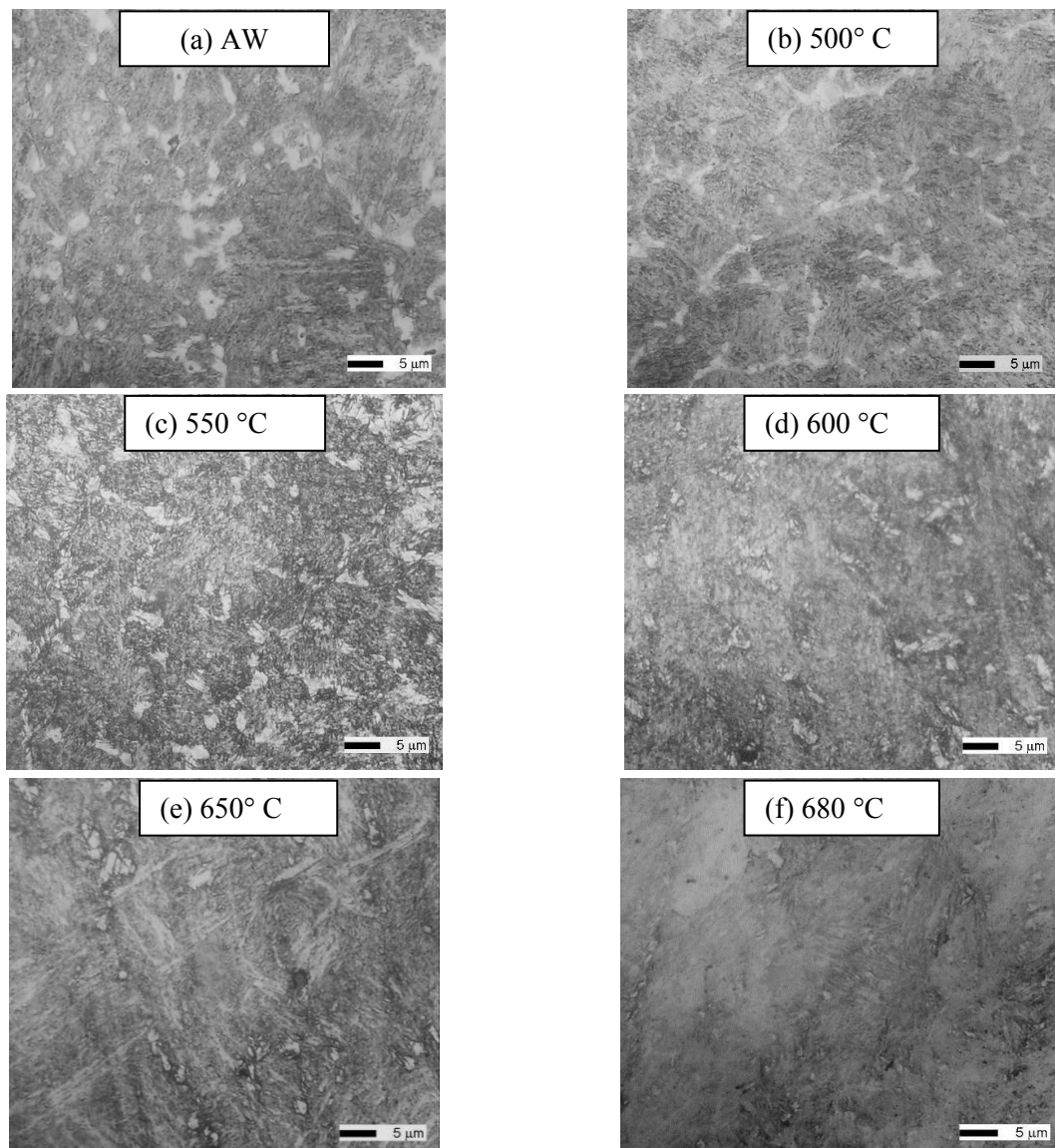


Figura 4. 52. Microestructuras para las diferentes temperaturas de revenido.

Como puede verse en las **figuras 4.52** al aumentar la temperatura de tratamiento, disminuyó la fracción de austenita retenida en la microestructura, la cual se transformó en martensita. Esto es consistente con lo obtenido del análisis de los espectros de DRX observados en la **figura 4.53**.

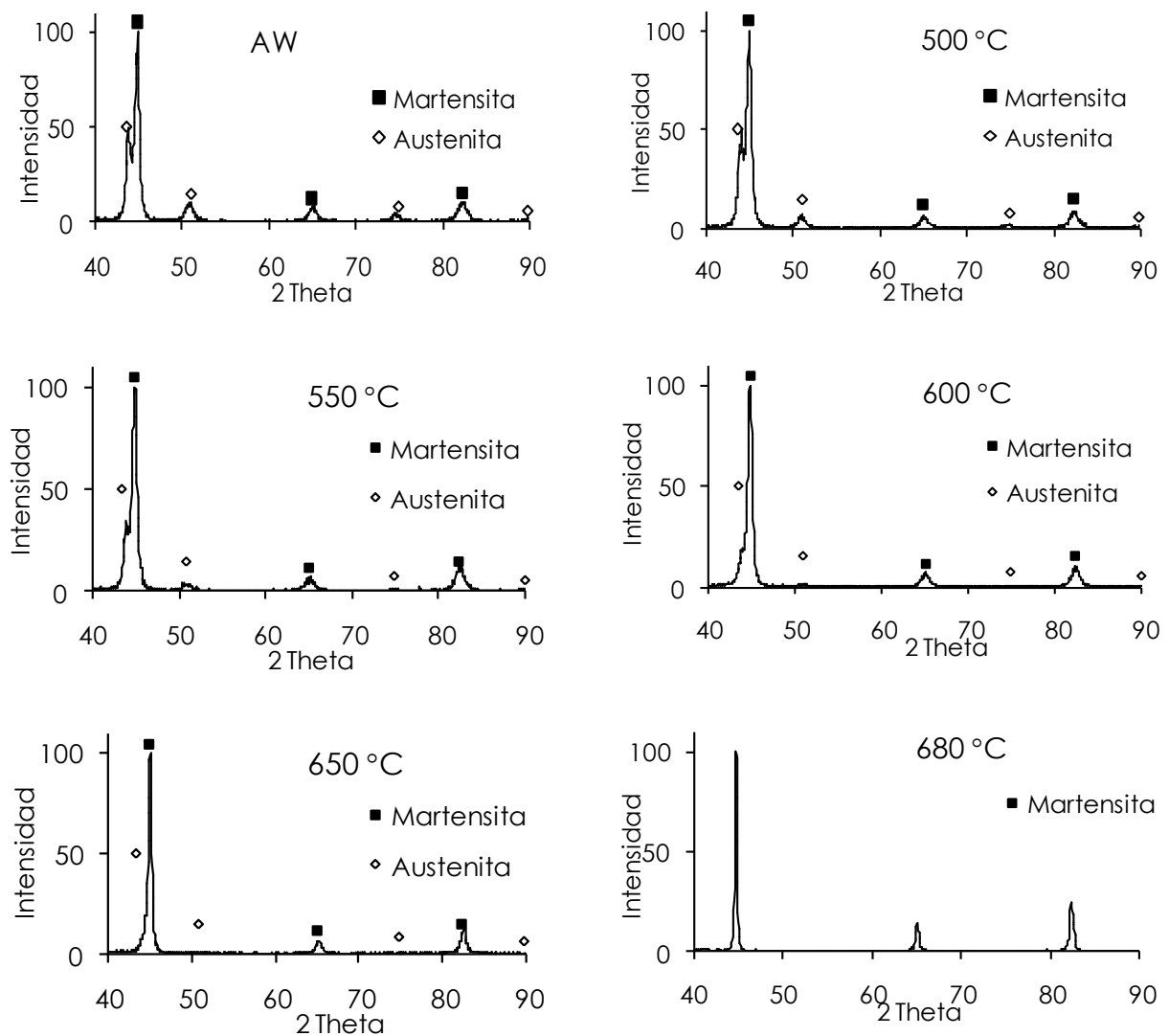


Figura 4. 53. Espectro de difracción de rayos X de las probetas AW y con PWHT.

Realizando un barrido en un rango de ángulos acotado y con una mayor resolución, para la condición de 680 °C se identificó la presencia de carburos de cromo del tipo M_6C , ver **figura 4.54** [27]. Del espectro de difracción y con la utilización del método comparativo se cuantificaron las fases resultando un 93% de martensita revenida y un 7% de carburos.

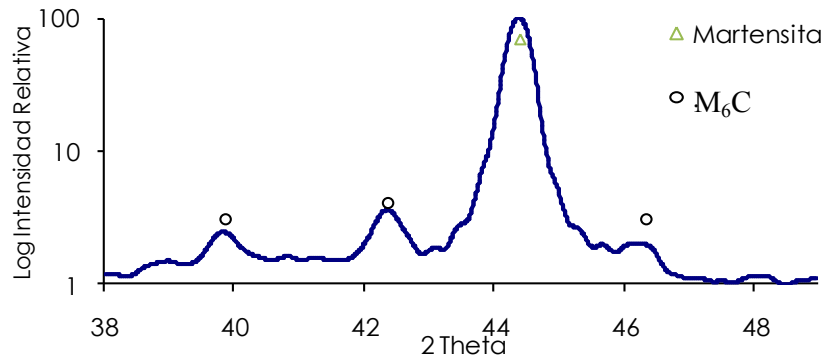
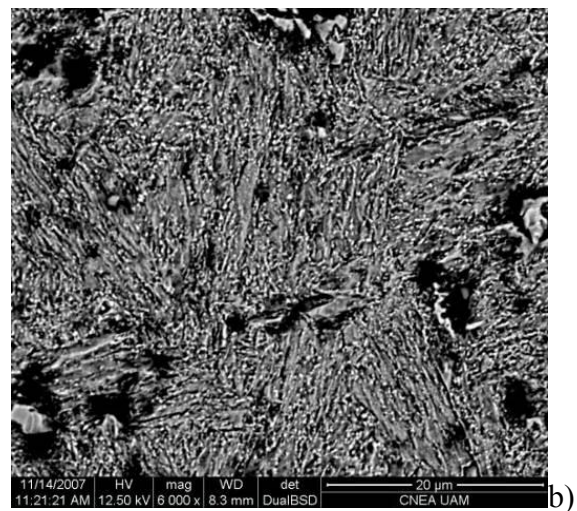
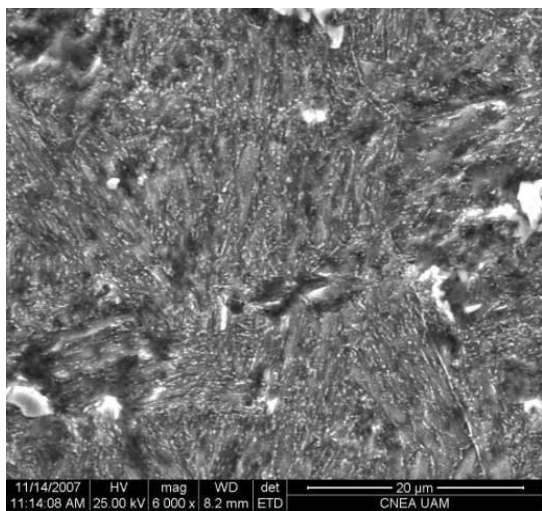


Figura 4. 54. Espectro de DRX de la probeta tratada térmicamente a 680 °C.

En la **figura 4.55** se muestran varias imágenes SEM de la probeta tratada a 680 °C, donde se observan martensita revenida y carburos. Esto queda corroborado con la **figura 4.55 b**, donde se muestra la diferencia de contrastes entre fases a través de la imagen SEM de electrones secundarios de bajo kilovoltaje, donde los puntos blancos serían los precipitados y el fondo gris la martensita revenida. A una mayor magnificación se puede diferenciar con mayor precisión la precipitación de carburos preferentemente entre las agujas de martensita y en borde de grano (**figura 4.55 c**) [28]. El tamaño de los mismo se encuentra entre los 100 y 300 μm



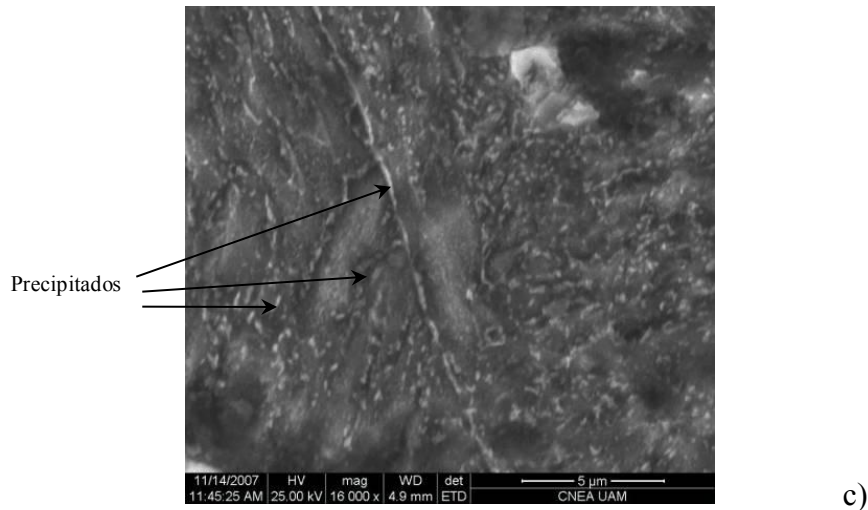


Figura 4. 55. Microestructuras de la probeta tratada térmicamente a 680 °C. a) Imagen SEM. b) Imagen SEM de electrones secundarios de bajo kilovoltaje. c) Foto de detalle de precipitados.

4.9.2. Microdureza

Se realizaron mediciones de microdureza en las probetas RH correspondientes a las diferentes temperaturas de tratamiento térmico. En la **tabla 4.5** se presentan los resultados obtenidos para las diferentes temperaturas analizadas.

Tabla 4. 5. Microdureza para todas las condiciones con PWHT.

Condición	AW					500 °C					550 °C				
Posición	3	2	1	4	5	3	2	1	4	5	3	2	1	4	5
Promedio	67	67	67	66	64	67	65	66	67	65	72	71	70	71	72
Dureza	667					666					717				
Condición	600 °C					650 °C					680 °C				
Posición	3	2	1	4	5	3	2	1	4	5	3	2	1	4	5
Promedio	71	69	68	68	69	49	50	51	48	51	42	41	42	42	41
Dureza	696					502					420				

Para 500 °C la dureza se mantuvo sin cambios respecto de la condición AW. Para 550° y 600°C se detectó un aumento de la dureza alcanzando el máximo entre los 550 °C y 600 °C. Para 650 y 680 °C, se observó que la dureza cayó bruscamente. Estos efectos observados se

corresponden con un fenómeno de endurecimiento secundario, habitualmente observado en este tipo de aceros, que se encuentra asociado a la precipitación coherente de carburos [29].

4.9.3. Ensayos de desgaste

En la **figura 4.56** se representan los valores de pérdida en peso en función de la distancia recorrida, para 1250 N de carga aplicada (12,5 MPa), para las diferentes condiciones de PWHT.

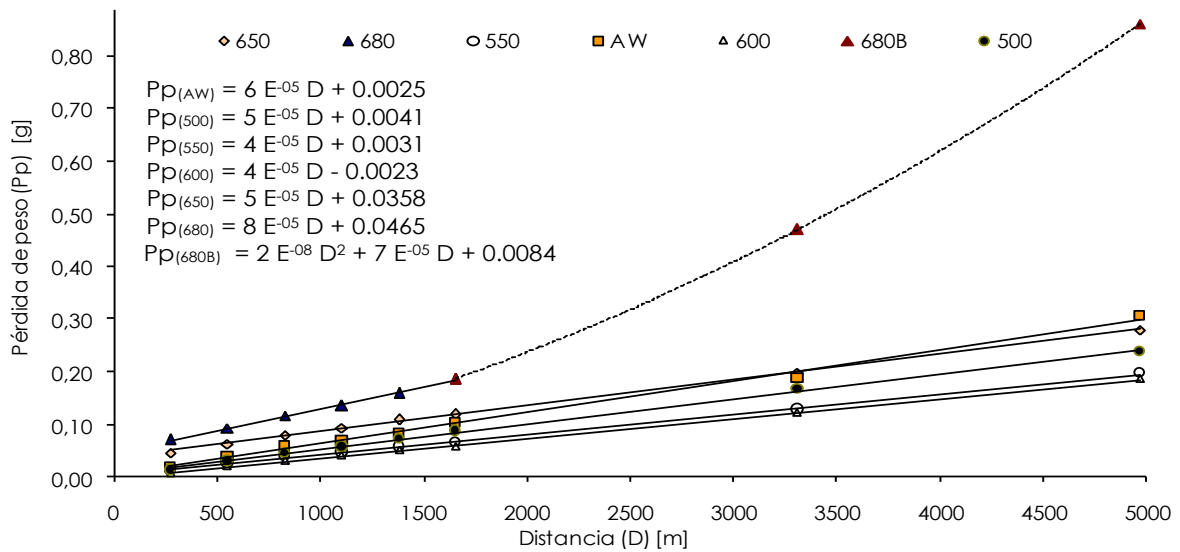


Figura 4. 56. Pérdida en peso en función de la distancia para distintas temperaturas de PWHT.

Todas las probetas tratadas térmicamente, excepto la de 680°C, presentaron una menor pérdida en peso que la condición AW para 5000 m de distancia recorrida. Como puede verse en la **figura 4.56** el menor desgaste se produjo en las probetas tratadas a 550 y a 600 °C, siendo muy similares ambos resultados. Para la condición de 500 °C se presentó una pérdida en peso mayor que para las condiciones mencionadas anteriormente, pero menor que para la condición AW. En las probetas tratadas a 680 °C se obtuvo una pérdida en peso muy superior, principalmente para distancias superiores a los 1660 m.

Para el caso de la probeta tratada térmicamente a 680°C, que presentó un desgaste severo; el ajuste se realizó con dos expresiones, una para la primera etapa lineal (hasta los 1700 m) y otra para toda la curva. En todos los casos el coeficiente de correlación R^2 fue mayor que 0,99, evidenciando un muy buen ajuste lineal. A partir de estos resultados se calculó la tasa de desgaste, obtenida de la pendiente de la rectas de pérdida en peso y distancia recorrida, que para la condición de 680 °C correspondió a la primera etapa.

4.9.4. Caracterización de muestras ensayadas

En la **figura 4.57 a**, correspondiente a la probeta tratada de 550 °C, se identificó como mecanismo de desgaste dominante el de desgaste oxidativo, así como en menor medida, abrasión.

En las **figuras 4.57 b y c** se observa la microestructura en la zona cercana a la superficie de desgaste sobre un corte longitudinal, de una probeta tratada a 550 °C luego de ensayada. En esta figura se puede observar la microestructura martensítica con austenita retenida y zonas con agujas de martensita transformadas desde la austenita retenida. En las adyacencias de la superficie de contacto se aprecia la presencia de deformación plástica y un oscurecimiento de la estructura debido a la temperatura generada, hasta unos 15 micrones desde la superficie libre [30-31].

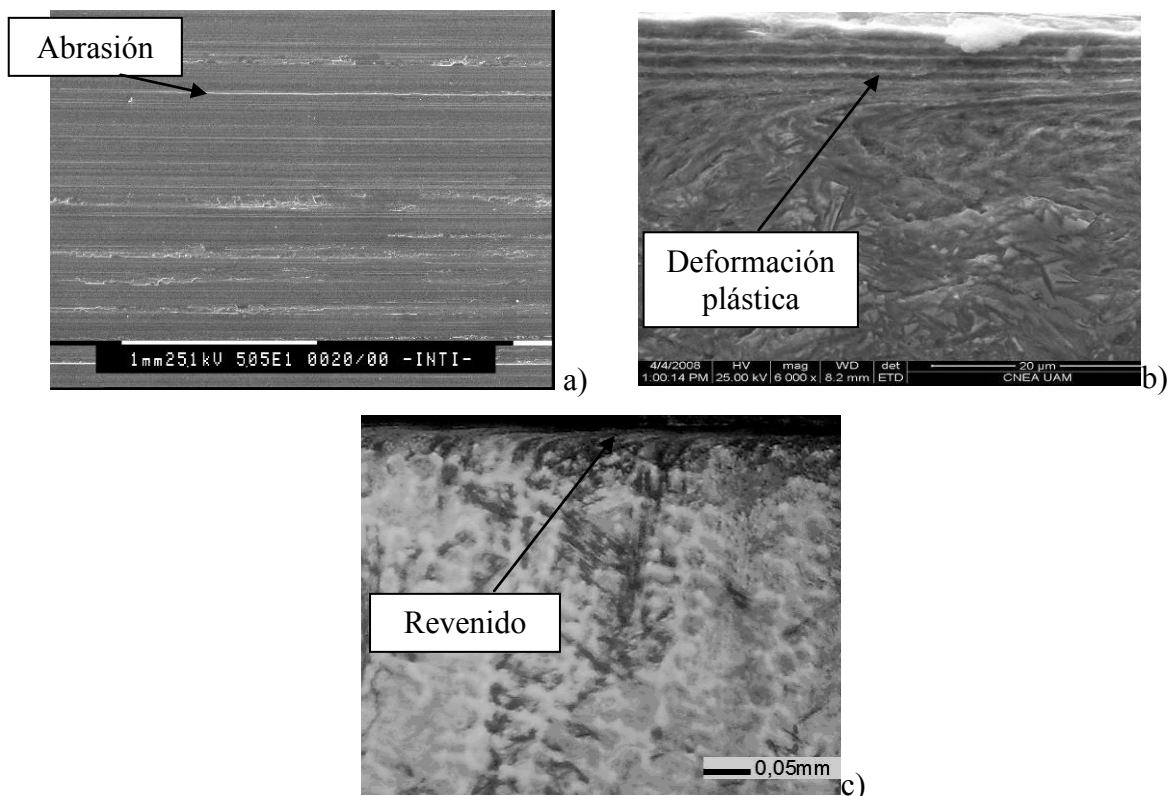


Figura 4. 57. Imágenes SEM de la probeta revenida a 550 °C y ensayada a 1250 N. a) Vista de superficie. b y c) Cortes longitudinales

En la **figura 4.58 a**, correspondiente a la probeta tratada a 680 °C, se identificó como mecanismo de desgaste dominante el de delaminación [32], así como en menor medida adhesión y abrasión. También se pudo detectar un aumento en el ancho de las bandas de abrasión. Sobre el corte longitudinal (**figura 4.58 b, c y d**) de la probeta ensayada se ve una estructura fundamentalmente martensítica, con una zona deformada cercana a la superficie de contacto de mayor tamaño, respecto de lo observado en la **figura 4.57 b y c**. También se observó oxidación sobre la superficie de desgaste y fisuras subsuperficiales; dentro de las mismas se detectó oxidación.

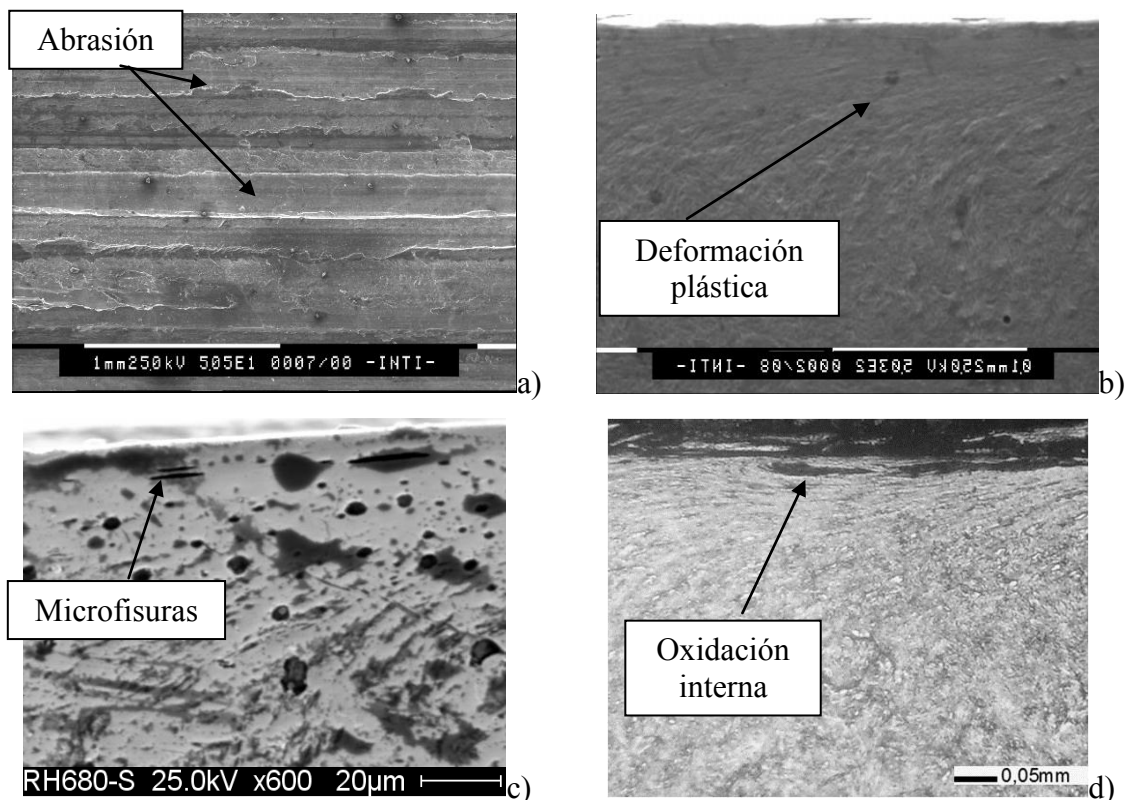


Figura 4. 58. Imágenes SEM de la probeta revenida a 680 °C y ensayada a 1250 N. a) Vista de superficie. b, c y d) Cortes longitudinales.

En las **figuras 4.59 a y b** se observan las partículas del residuo de la probeta tratada a 550 °C, presentándose en dos grupos según su tamaño: pequeñas (decenas de micrones) y partículas de mayor tamaño (cientos de micrones) con una morfología plana, correspondientes al material de recargue, según lo determinado con EDS (**figura 4.59 c**)

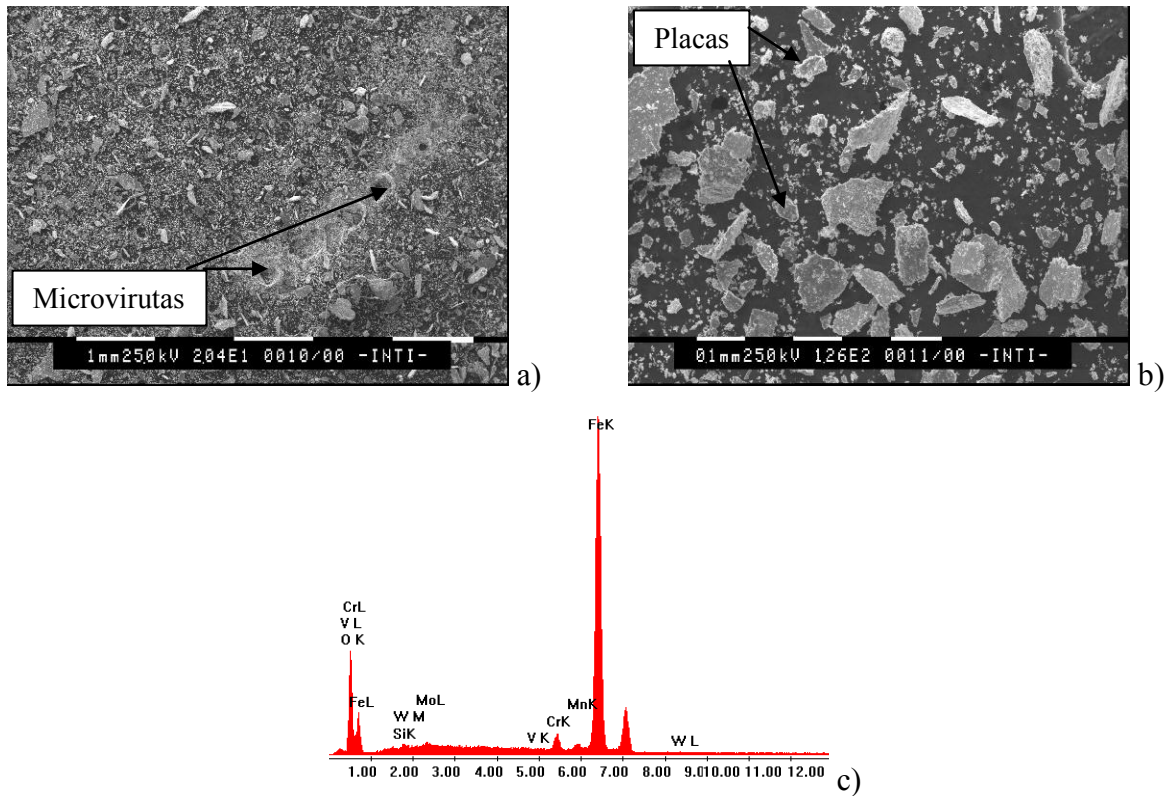


Figura 4. 59. Debris recolectado de la probeta revenida a 550 °C y ensayada a 1250 N. a) Vista general. b) Vista de detalle c) EDS realizado sobre las placas de la figura b.

En las **figuras 4.60 a y b** se muestra el debris recolectado de la probeta tratada a 680 °C. Mediante EDS en el residuo se identificaron partículas del material de recargue de mayor tamaño y partículas correspondientes al material de referencia que se presentaron deformadas plásticamente. Ese aumento de tamaño habría producido una disminución del efecto lubricante entre ambas superficies con el consiguiente incremento en la tasa de desgaste [33-34].

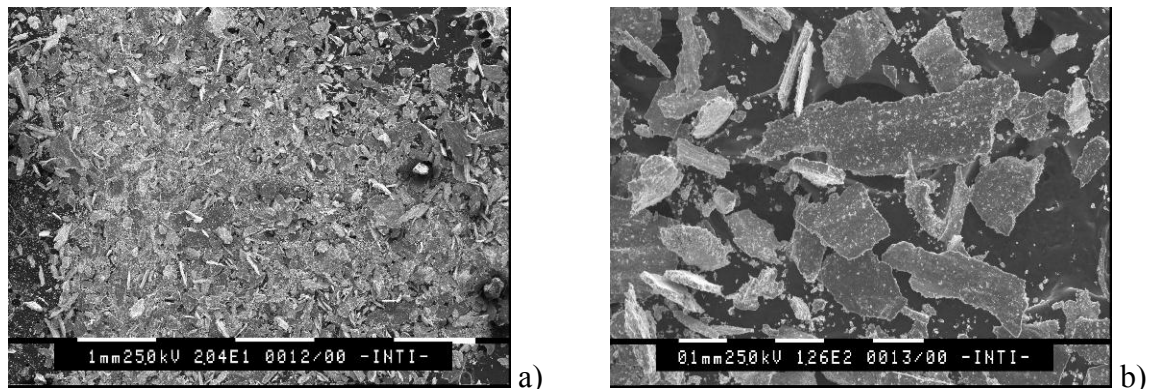


Figura 4. 60. Debris de la probeta revenida 680 °C y ensayada a 1250 N. a) Vista general. b) Vista de detalle.

En el análisis de DRX realizado sobre el residuo se encontraron partículas metálicas y los siguientes óxidos: Fe_2O_3 y Fe_3O_4 (figuras 4.61).

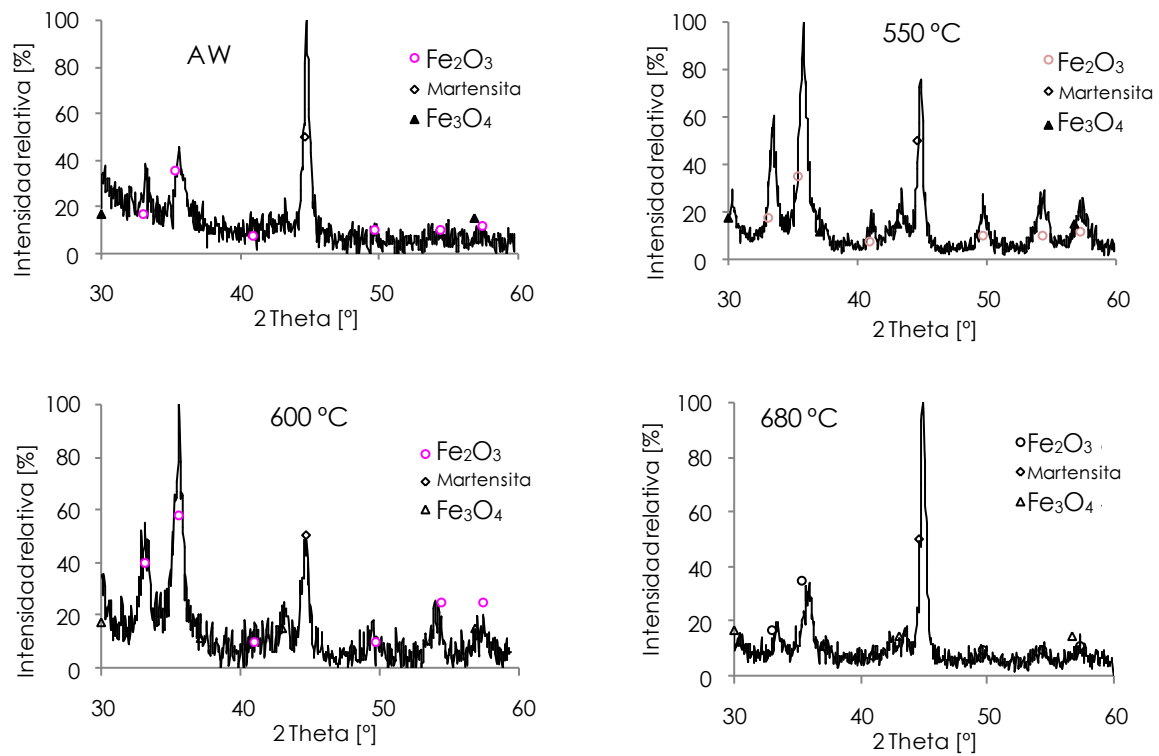


Figura 4. 61. Espectros de DRX del debris en función de la temperatura de revenido.

La formación de dichos óxidos se vio favorecida por la temperatura generada en la zona de desgaste, la cual se encontró aproximadamente en 410 °C. La presencia de estos óxidos podría disminuir la tasa de desgaste al actuar como una película protectora, principalmente el Fe_3O_4 dado que dicho óxido presenta una alta dureza [25]. Además se observa que para las condiciones de menor desgaste, la fracción en volumen de óxidos fue la mayor.

4.10. Estudio de los precipitados y de las tensiones residuales

Sobre las probetas soldadas se llevaron a cabo técnicas experimentales con el fin de determinar e identificar la tipología de los carburos y la magnitud de las tensiones residuales generadas durante el proceso de soldadura. Esto permitirá entender la incidencia de los precipitados sobre los mecanismos de desgaste.

4.10.1. Identificación de los precipitados

Para la identificación del tipo de precipitados se utilizó la técnica de disolución de la matriz metálica y extracción de carburos [35] que se llevó a cabo sobre la muestra RCP. En la **figura 4.62** se muestran fotos SEM de los *clusters* de carburos extraídos.

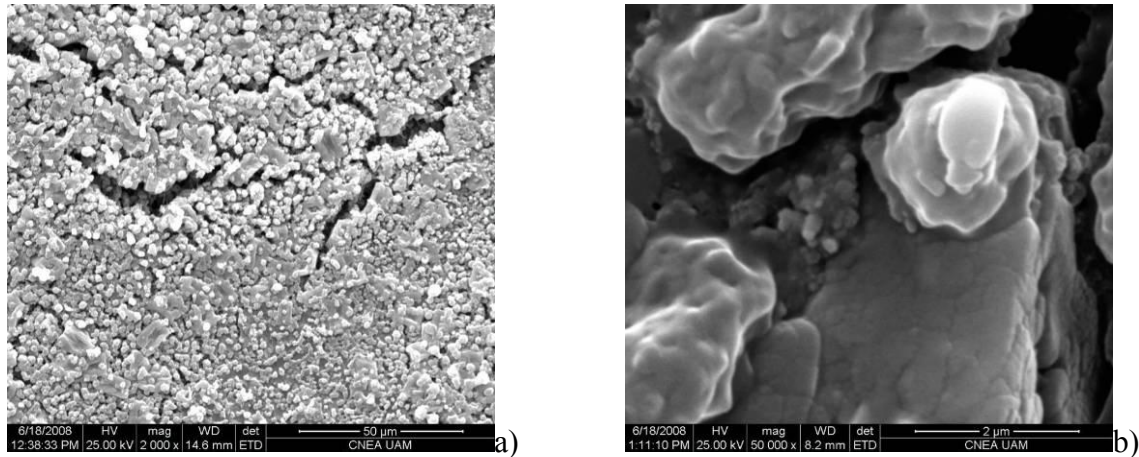


Figura 4. 62. a y b) Imágenes SEM a diferentes magnificaciones de los cluster de precipitados extraídos de la muestra RCP.

Sobre los precipitados extraídos se realizó un análisis mediante DRX. El espectro obtenido se muestra en la **figura 4.63**.

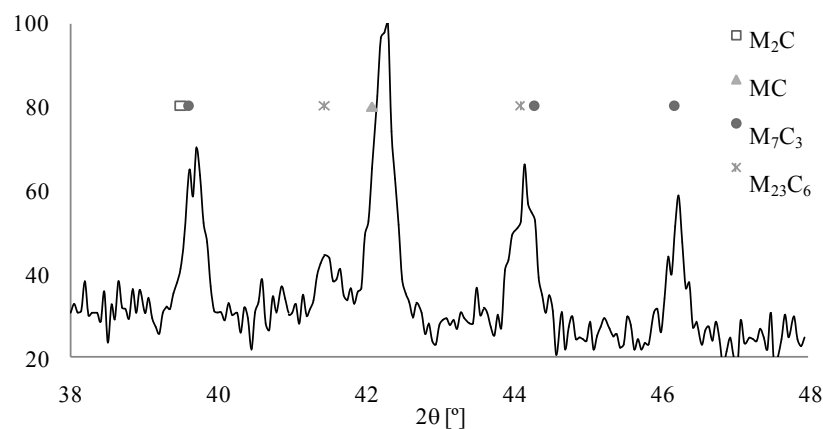


Figura 4. 63. Espectros de DRX de los carburos extraídos.

Para esta muestra los carburos identificados fueron los siguientes: M_2C , MC , M_7C_3 y $M_{23}C_6$. Estas observaciones son consistentes con resultados previamente reportados en la literatura [36-37]. Esta técnica mostró ser efectiva en la identificación de los carburos presentes en este material.

4.10.2. Tamaño de los precipitados y tensiones residuales.

Para poder determinar el tamaño de los precipitados y las tensiones residuales se utilizaron los espectros de difracción obtenidos de las probetas AW y con PWHT. Aplicando el método propuesto por Williamson-Hall (W-H) [6], se graficaron las curvas y sus correlaciones lineales en las **figuras 4.64**. Se debe tener en cuenta que las **figuras 4.64 a, b, c y d** son espectros extraídos de la superficie de la probeta soldada.

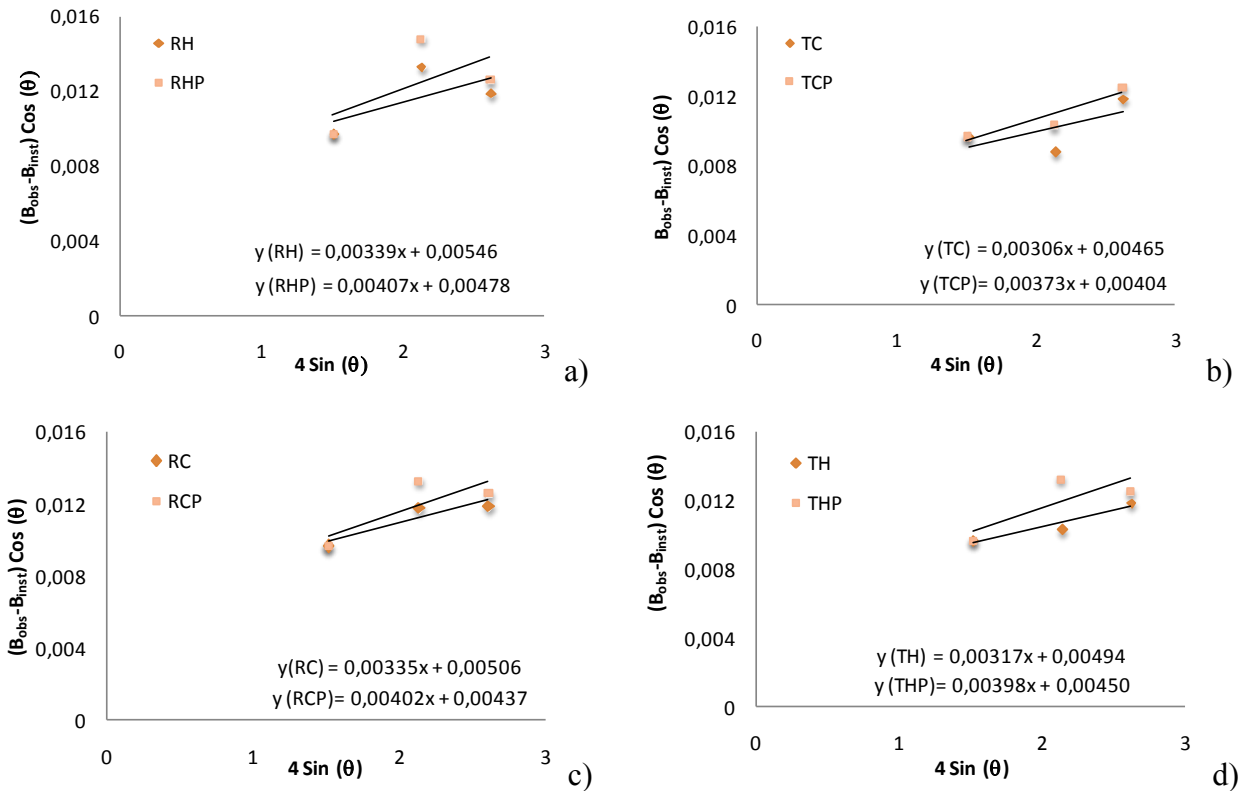


Figura 4. 64. a),b)c) y d) Gráficas W-H para todas las probetas soldadas.

Aplicando las formulas del capítulo 3 **sección 6.4**, sobre las curvas de las **figuras 4.64** se calcularon los valores de las tensiones residuales correspondientes a las muestras AW y a las tratadas térmicamente dando un promedio del 70% de alivio de tensiones, coincidente con la bibliografía [38].

En la **figura 4.65** se muestran las curvas obtenidas de la probeta RH tratadas a diferentes temperaturas, las mismas fueron medidas sobre un corte transversal atravesando todos los cordones. En ella se pueden identificar las líneas correspondientes a cada probeta tratada térmicamente y la de referencia, o base, que corresponde al error del instrumento. Además en base a las gráficas obtenidas se calculó el tamaño de los precipitados dando un valor de entre 25-50 nm para las condiciones tratadas térmicamente. Esto fue confirmado por las imágenes SEM obtenidas a altas magnificaciones (**figura 4.7**). Para el caso de las probetas como soldadas el

tamaño calculado fue de 10-40 nm [8, 27]. Las tensiones residuales calculadas a partir de dichas gráficas dieron que la deformación fue 0,0024 % y la tensión residual de 500 MPa. Estos resultados son consistentes con lo reportado en la literatura [20].

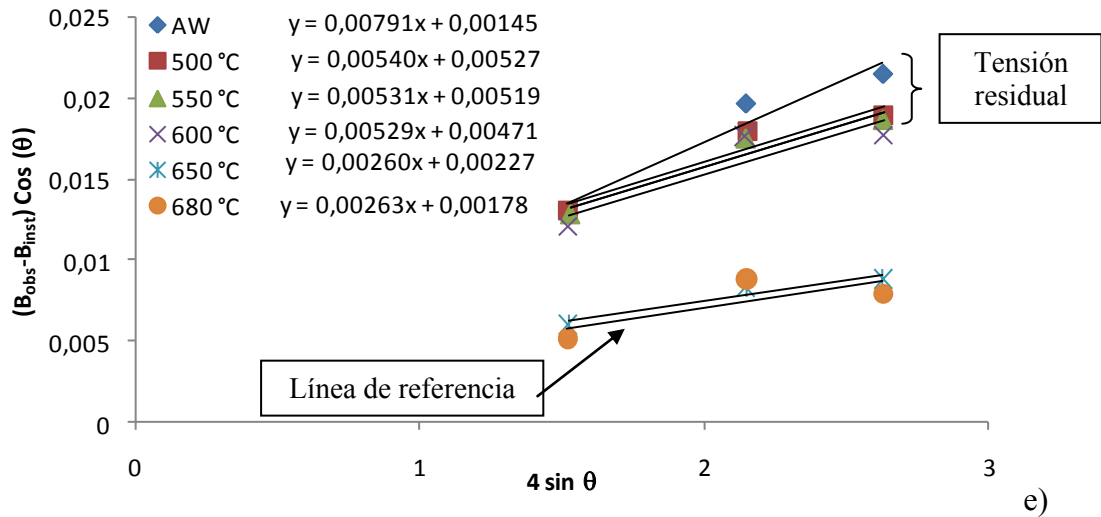


Figura 4. 65. Gráficas W-H para todas las probetas RH tratadas a diferentes temperaturas.

4.11. Estudio sobre formación de óxidos

Debido a que, en todas las probetas ensayadas, el mecanismo principal de desgaste fue oxidativo, se llevó a cabo un estudio acerca de la formación de la capa de óxido y la influencia del tratamiento térmico sobre la misma. Se estudió el efecto de la carga aplicada y el espesor de la capa de óxido y la influencia de los precipitados o segundas fases sobre la velocidad de oxidación. Para el primer caso se seleccionaron las probetas RCP y para el segundo RH como muestras de estudio.

4.11.1. Medición de espesor de capa de óxido en probetas desgastadas

El espesor de óxido se midió directamente sobre los cortes transversales en las probetas RCP ensayadas a elevadas cargas (1250 y 200N). Para las probetas ensayadas a baja carga (500N) se realizó la medición sobre la superficie desgastada mediante el uso de la diferencia de enfoque del microscopio óptico. Los resultados obtenidos se muestran en la figura 4.66.

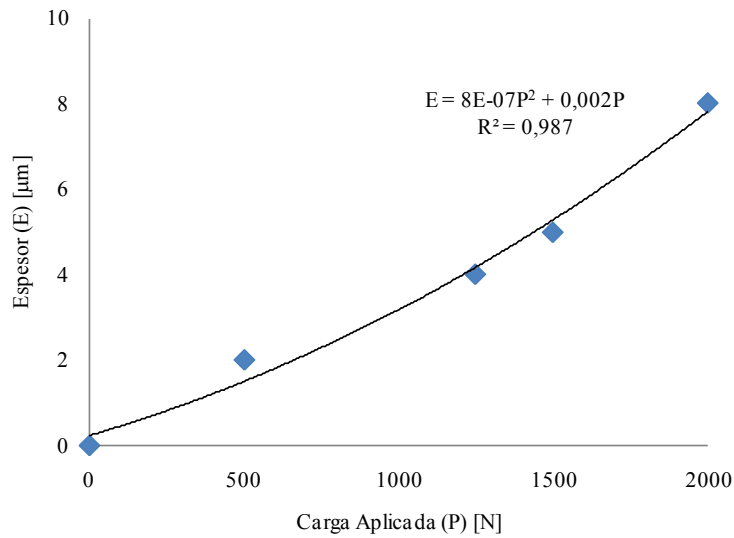


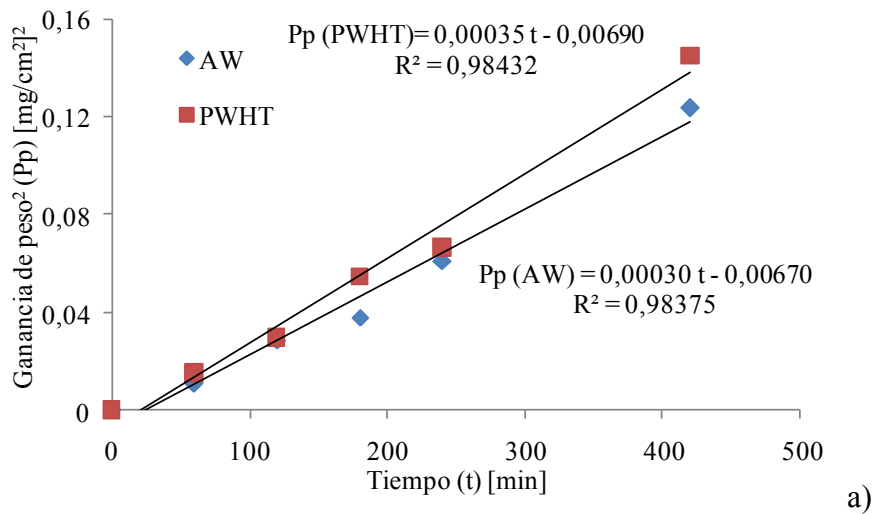
Figura 4. 66. Relación entre carga aplicada y espesor de óxido de la muestra RCP.

En la **figura 4.66** se observa la correlación existente entre la carga aplicada y el espesor de óxido formado sobre la superficie de desgaste. Esta relación estaría vinculada con el hecho de que el espesor de la capa de óxido es dependiente de la temperatura y como se mostró en la **figura 4.26** ésta aumentó en forma proporcional al aumentar la carga [39].

4.11.2. Ensayos de oxidación

Se tomaron dos muestras RH, sobre una de ellas se realizó tratamiento térmico.

En la **figura 4.67** se presentan las curvas de oxidación obtenidas para 400 y 600 °C.



a)

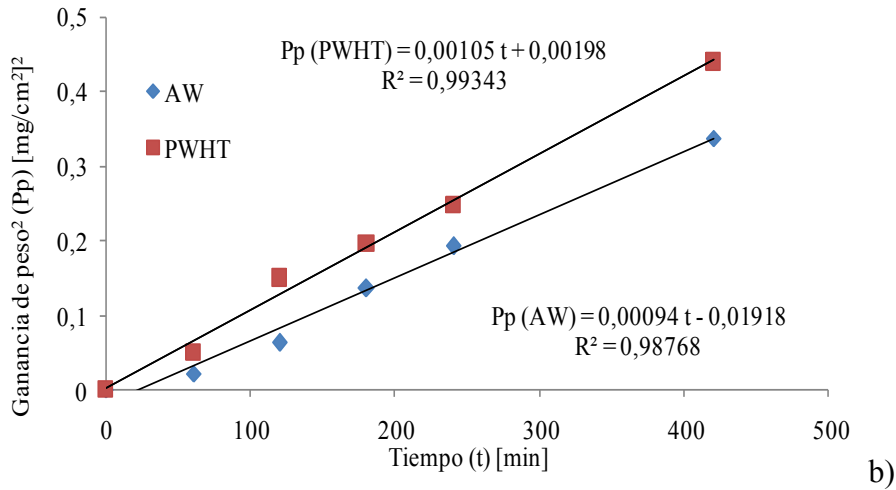
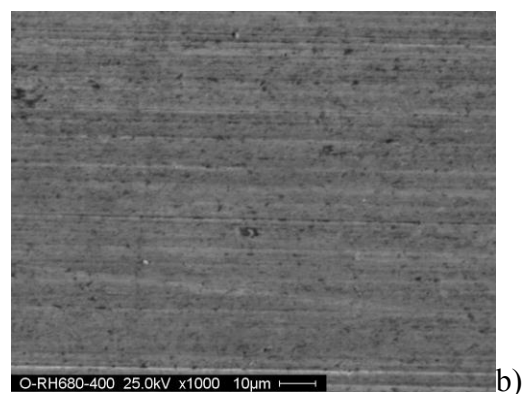
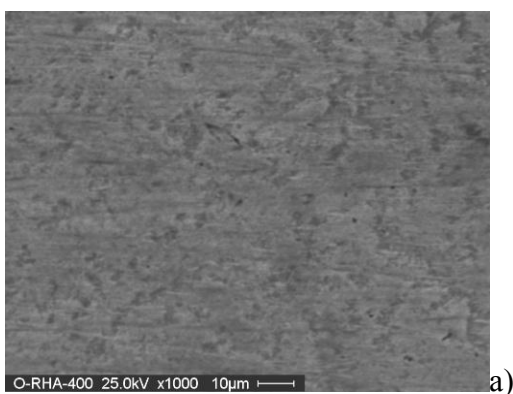


Figura 4. 67. Ganancia en peso en función del tiempo para las muestras AW y PWHT a a) 400°C y b) 600.

En la **figura 4.67** se puede ver que la oxidación es mayor en las muestras con PWHT. Esto estaría asociado a que presentaron un menor contenido de Cr en solución en la martensita, el cuál es un factor importante en la resistencia a la oxidación. Además, estos resultados son consistentes con lo reportado en la literatura [7, 21, 40] donde se encuentra que el contenido de Cr de la matriz disminuye más del 20 % con el tratamiento térmico.

En la **figura 4.68** se muestran imágenes SEM de las muestras oxidadas, así como los espectros EDS de las muestras ensayadas a 600 °C. Se observa que la oxidación fue uniforme en todos los casos.



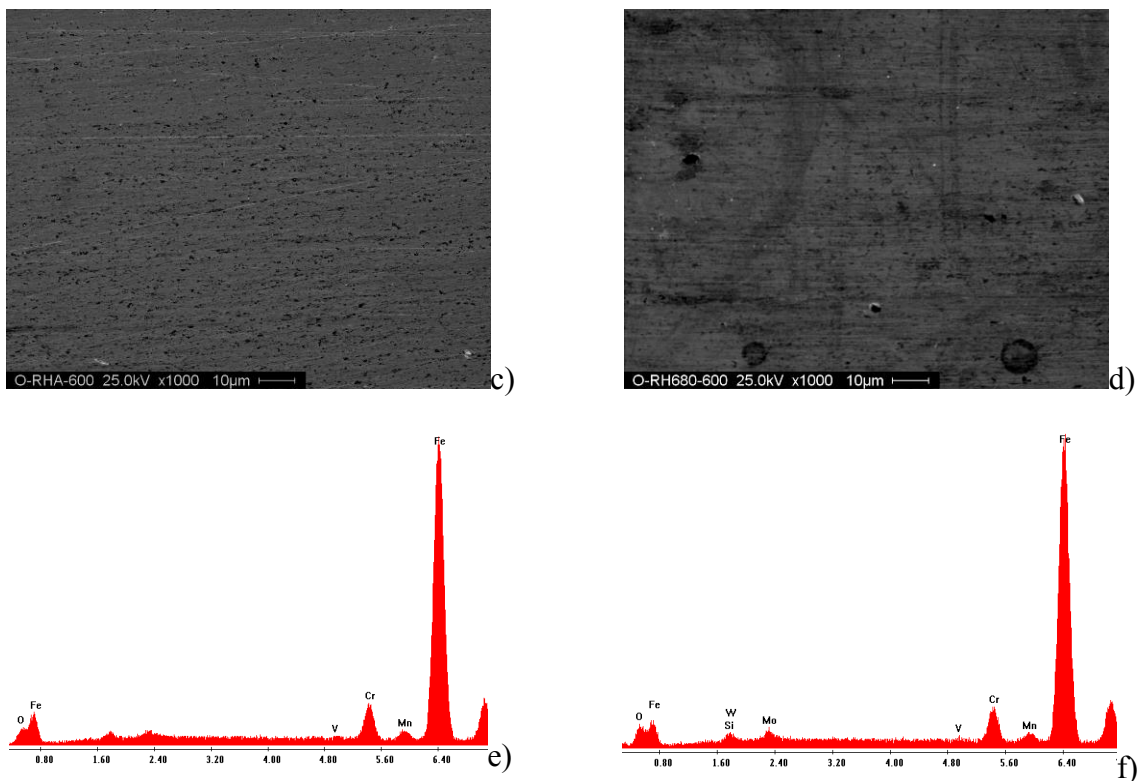


Figura 4. 68. Fotos SEM de las muestras AW y PWHT oxidadas a) y b) 400°; c) y d) 600°; e) y f) EDS de las muestras oxidadas a 600 °C.

Sobre las muestras oxidadas a 600°C se midió el porcentaje de oxígeno presente en la capa de óxido mediante EDS, resultando un 7% para la condición AW y un 13% para la PWHT. Esto es consistente con el nivel de oxidación de la superficie (**figura 4.67**).

4.12. Desgaste bajo carga variable

Debido a que una de las principales aplicaciones de este material es el recargue de piezas de matricería es indispensable estudiar el comportamiento mecánico del mismo frente al estado de carga que se produce durante su vida útil. Por lo tanto para comprender el efecto de la carga alternativa sobre la resistencia al desgaste se tomaron muestras RC y se le realizaron tratamientos térmicos a 500°C y 600°C. Luego se realizaron mediciones de dureza, se trazaron las curvas de tensión y deformación, se ensayaron bajo carga alternativa y se caracterizaron las muestras desgastadas.

4.12.1 Microestructura

En la **figura 4.69** se presentan las microestructuras de las muestras tratadas térmicamente. Esta zona corresponde a una distancia de 100 micrones desde la superficie de desgaste sobre la línea central del depósito de la probeta.

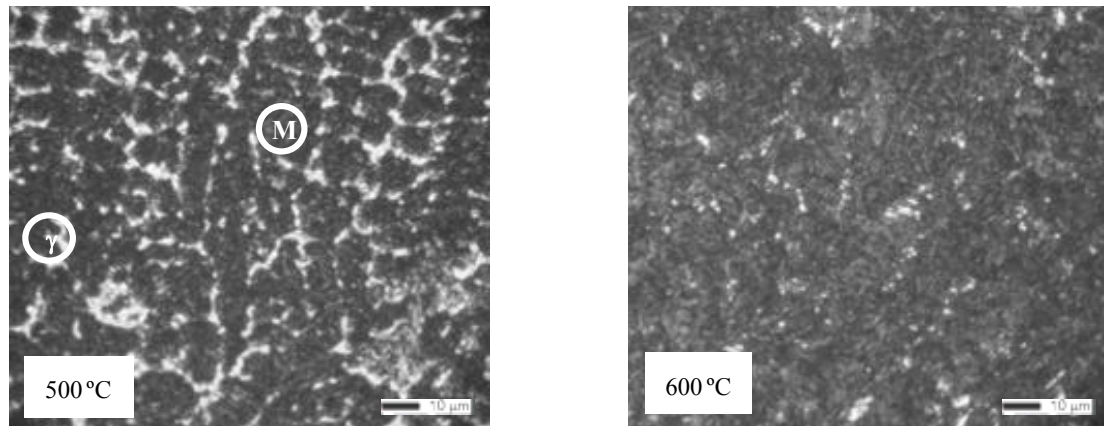


Figura 4. 69. Microestructura de las muestras RC tratadas a 500°C y 600°C.

La microestructura estuvo compuesta por martensita, austenita retenida y carburos. La fracción de austenita disminuyó de 10% para la probeta tratada a 500 °C a menos de 5% para 600°C.

4.13.2 Microdureza y ensayos de indentación

En la **tabla 4.6** se observan los resultados de dureza obtenidos para ambas condiciones de PWHT. Estos resultados son el promedio de por lo menos tres mediciones en cada punto.

Tabla 4. 6. Dureza de la superficie antes de desgaste (HV).

Condición	500 °C					600 °C						
Posición	4	3	1	2	5	4	3	1	2	5		
Promedio	731	726	722	710	712	515	501	504	486	511		
Dureza						720						503

Se puede ver que a 500 °C se produjo endurecimiento secundario. Incrementando la temperatura de revenido, a 600 °C, los carburos coalescieron aumentando de tamaño,

perdiendo la coherencia con la red y disminuyendo la dureza. Además la martensita pierde carbono lo que también genera una disminución de dureza [29].

A partir de los ensayos de indentación se obtuvieron puntos de las curvas de tensión verdadera - deformación verdadera para ambas condiciones, a temperatura ambiente. Luego, se ajustaron con expresiones potenciales, obteniéndose las ecuaciones de Hollomon (**figura 4.70**).

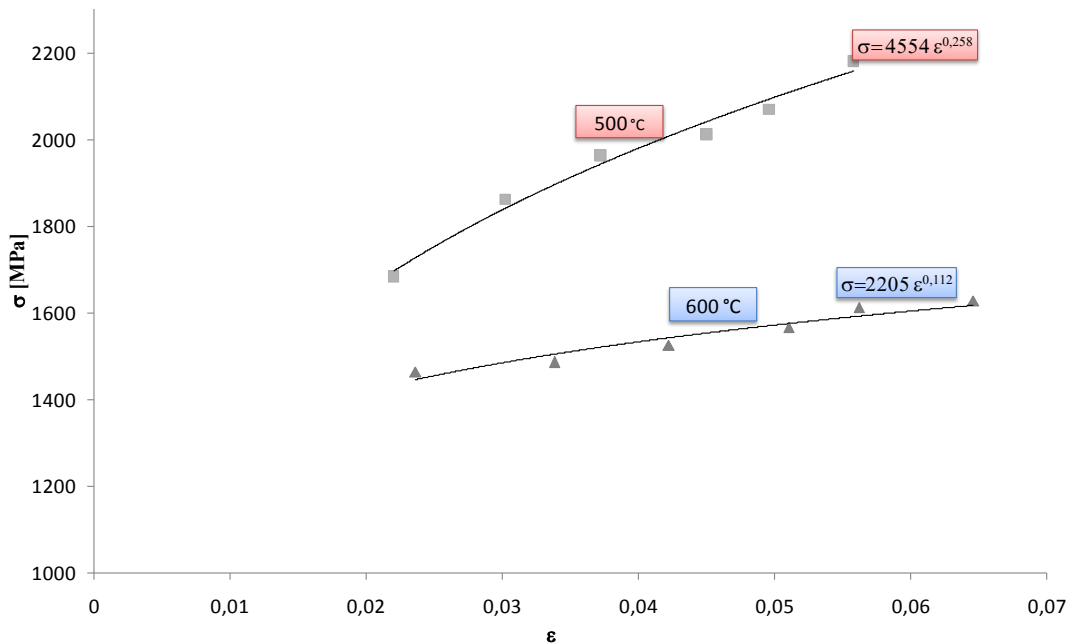


Figura 4. 70. Curvas de tensión y deformación verdaderas para las probetas tratadas a 500 y 600°C obtenidas a partir de ensayos de indentación.

Estos resultados son consistentes con lo determinado en el ensayo de microdureza. La muestra de mayor dureza (500°) presentó una mayor resistencia que la muestra tratada a 600°C. El exponente de endurecimiento n obtenido fue de 0,258 para la probeta 500 °C y de 0,112 para 600 °C. Esto estaría indicando que la probeta 600 °C es más dúctil.

4.12.3 Ensayo de desgaste

Se realizaron ensayos de desgaste a 2000 N de carga aplicada cíclica durante 3500 m de distancia recorrida. El ciclo de carga fue el siguiente: 2/3 a plena carga y el resto a carga variable hasta cero.

En la **figura 4.71** se grafica la pérdida en peso de la placa en función de la distancia recorrida, para ambas probetas analizadas.

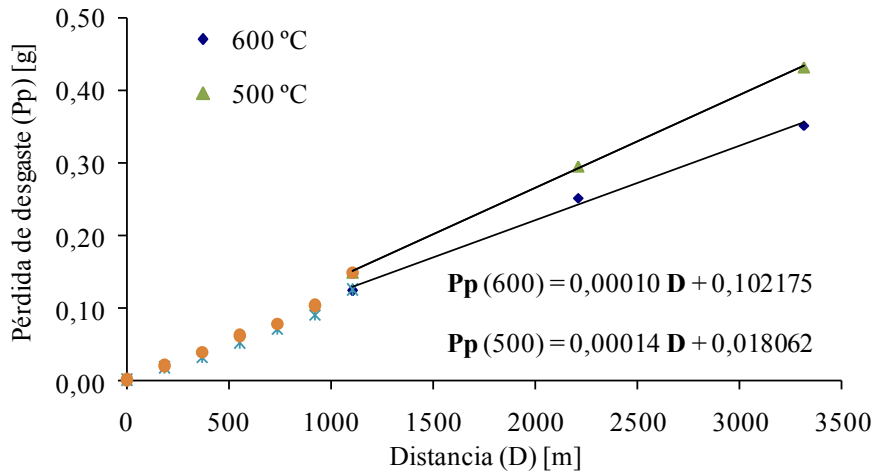


Figura 4. 71. Pérdida de peso en función de la distancia para las probetas 500 y 600 °C.

La muestra 600 °C presentó una menor pérdida de peso que la muestra 500°C. La muestra más blanda mostró una mejor resistencia al desgaste bajo carga cíclica.

El ajuste lineal se realizó a partir de los 1100 metros, que coincidió con el inicio del régimen estacionario. Los resultados presentaron una buena correlación lineal con la distancia, obteniéndose las expresiones para cada caso. El coeficiente de correlación R^2 fue mayor que 0,98 para todos los casos.

4.12.4 Caracterización de las muestras ensayadas

En la figura 4.72 se puede ver la superficie desgastada de la placa cubierta por una capa de óxido, principalmente de Fe_2O_3 [41]. Asimismo se observan zonas donde el mismo se desprendió y formó pequeños *pits* [42-43]. Este efecto se vio más marcado para las probetas de mayor dureza. Estas zonas se indican en la figura como: óxidos (A) y sustrato metálico (B).

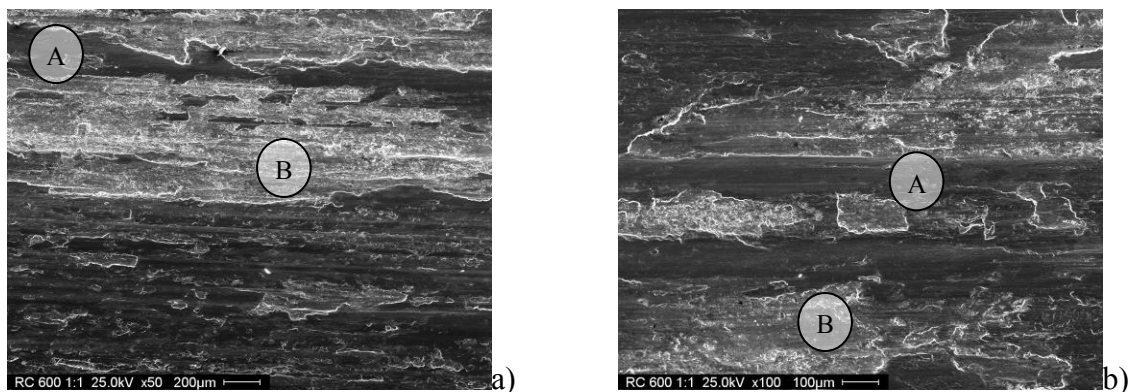


Figura 4. 72. Superficie de desgaste de la placa con PWHT: a) 500°C b) 600°C.

En la **figura 4.73 a** se observa un corte longitudinal sin atacar de la probeta tratada a 500 °C.

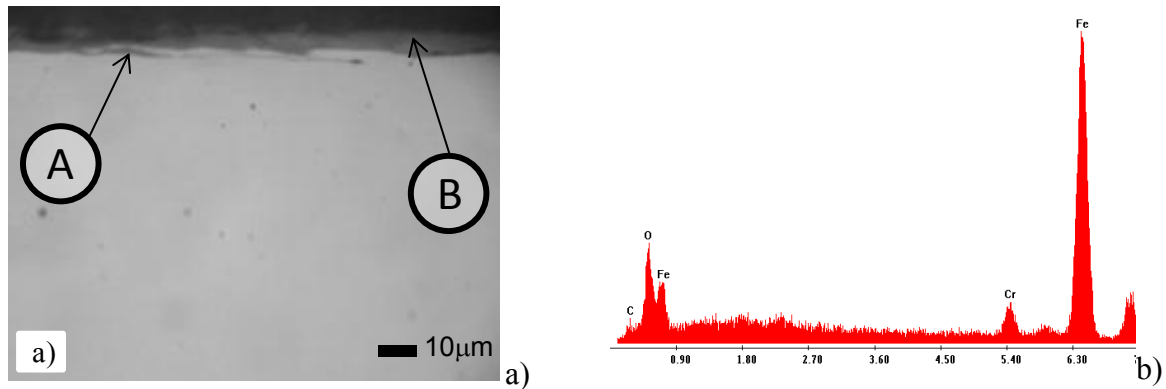


Figura 4. 73. a) Corte longitudinal de la probeta ensayada y tratada a 500 °C. b) EDS de la zona B.

Se ven las fisuras (A) que se inician en la superficie y se propagan subsuperficialmente en dirección paralela a la superficie. Este tipo de fisuras se asocian a un mecanismo de delaminación. También se puede observar el óxido sobre superficie (B) identificado mediante EDS, **figura 4.73 b**. El espesor de la capa superficial de óxido fue de alrededor de 10 μm [44]. A su vez, el interior de las fisuras se observa oxidado.

En la **tabla 4.7** se observan los valores de dureza medidos sobre la superficie de desgaste.

Tabla 4. 7. Dureza de la superficie desgastada (HV).

Condición	500 °C					600 °C						
Posición	4	3	1	2	5	4	3	1	2	5		
Promedio	737	860	832	843	807	813	820	841	848	817		
Dureza						815						827

Se observó un endurecimiento para ambas probetas, siendo mayor para la condición que presentó menor dureza inicial (de 503 HV a 827 HV) [16]. Esto es consistente con lo determinado en los ensayos de indentación a temperatura ambiente, ya que para una dada tensión la muestra tratada a 600 °C presentó una mayor deformación plástica y, por lo tanto se esperaba un mayor endurecimiento.

La temperatura medida en la zona cercana a la superficie desgastada fue de 410 °C.

En la **figura 4.74** se observan cortes longitudinales de ambas placas.

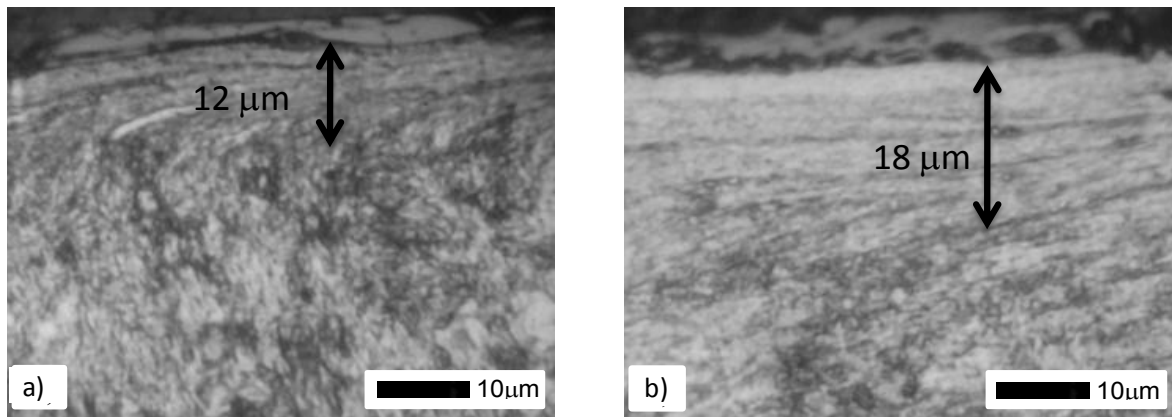


Figura 4. 74. Zona deformada de la probeta desgastada y tratada a) 500 °C; b) 600 °C.

La probeta con menor dureza inicial tuvo una mayor deformación plástica. El espesor deformado fue mayor respecto de la probeta revenida a 500°C, aproximadamente 18 μm y 12μm, respectivamente [45-46]. Este hecho indica que la probeta 600 °C presenta una mayor ductilidad; este resultado está de acuerdo con los valores obtenidos previamente en los ensayos de indentación.

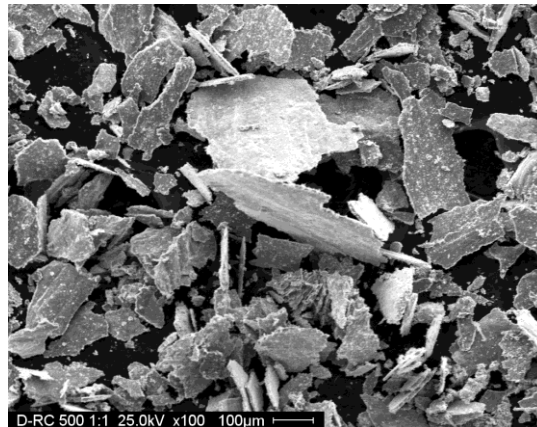


Figura 4. 75. Debris de la probeta desgastada y tratada 500 °C.

En la **figura 4.75** se puede ver el debris recolectado de la probeta 500°C. Se observa que el mismo estuvo formado principalmente por placas y una pequeña fracción de partículas de óxidos. Las placas de mayor tamaño provinieron de la rueda y el resto de la placa. Esta geometría del debris en placas es típica del mecanismo de delaminación.

4.13. Desgaste por extrusión

En la actualidad, es imprescindible conocer y estudiar los límites a los cuales este material puede estar sometido debido a las altas exigencias del mercado. Para ello se estudiaron y ensayaron las probetas RC, con y sin tratamientos, a máxima tensión aplicada.

4.13.1 Caracterización del material a estudiar

Como se mostró previamente en la **figura 4.69**, la microestructura de las probetas a ensayar estuvo formada por martensita y una pequeña fracción de austenita retenida, la cual fue disminuyendo a medida que aumentó la temperatura de PWHT, hasta desaparecer a los 650 °C.

En la **tabla 4.8** se pueden ver los valores de dureza de las distintas probetas tratadas térmicamente.

Tabla 4. 8. Valores de microdureza de las distintas probetas.

Probeta	AW					550					650				
Posición	3	2	1	4	5	3	2	1	4	5	3	2	1	4	5
Promedio	641	658	647	672	663	735	747	756	742	734	469	451	446	453	458
Dureza	656					742					455				

Para 550°C se tuvo el endurecimiento secundario máximo. Para 650 °C la dureza cayó abruptamente debido a que la estructura estaba totalmente revenida y los carburos no presentaban coherencia con la red de la martensita [47].

4.13.2 Ensayos de desgaste

En la **figura 4.76** se muestra una foto tomada durante el ensayo de desgaste. Se puede ver el gradiente de temperatura generado en la superficie de contacto. También se observan las chispas características generadas durante el ensayo.

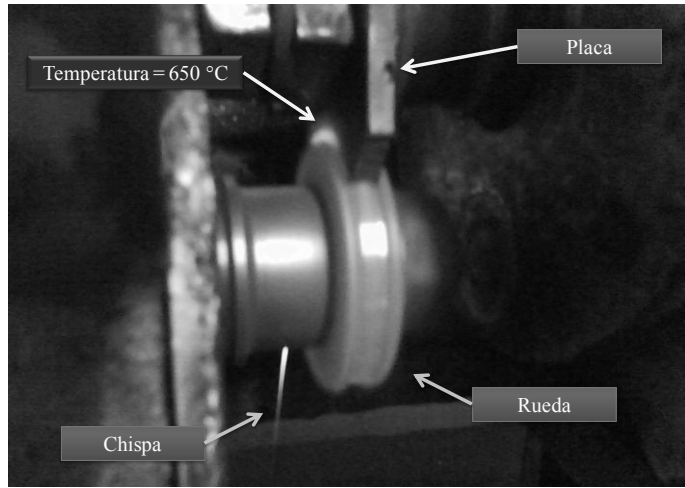


Figura 4. 76. Foto del ensayo de desgaste.

En la figura 4.77 se presentan las curvas de pérdida de peso de la placa en función de la distancia recorrida, para las distintas condiciones de tratamiento térmico. La carga de ensayo fue de 2000 N (33,4 MPa) y la distancia total fue de 5000 m.

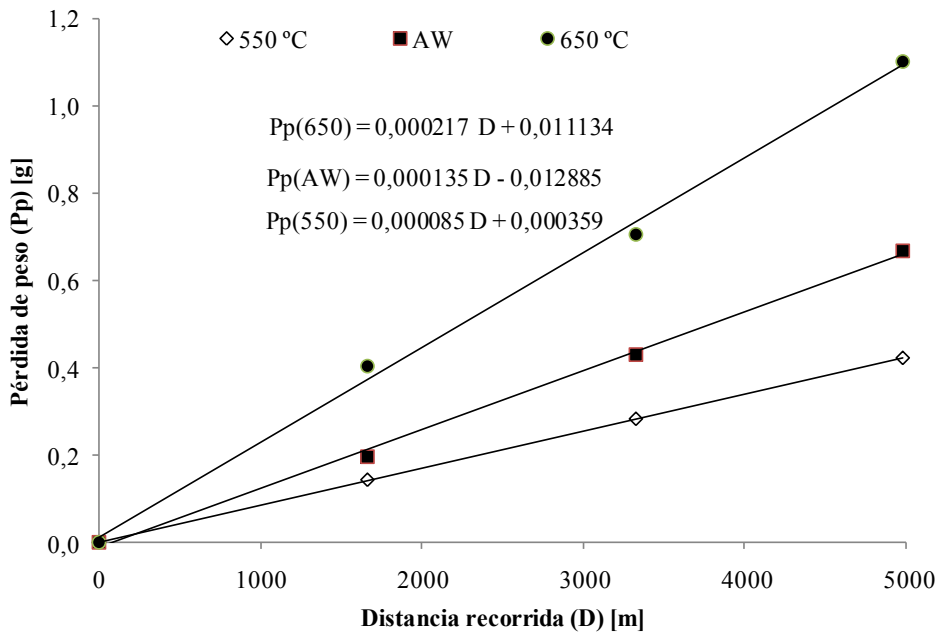


Figura 4. 77. Curvas de desgaste para las diferentes condiciones de PWHT ensayadas.

La probeta a 550°C presentó el mejor comportamiento al desgaste, seguido por la AW y finalmente la de 650°C. En todos los casos la pérdida de peso aumentó en forma lineal con la distancia recorrida. Los resultados presentaron una buena correlación lineal con la distancia, obteniéndose las expresiones para cada caso a partir de las cuales quedó definida la tasa de desgaste. El coeficiente de correlación R^2 fue mayor que 0,98 para todos los casos.

4.13.3 Caracterización de las muestras ensayadas

Se realizaron perfiles de microdureza sobre la zona desgastada (**figura 4.78**).

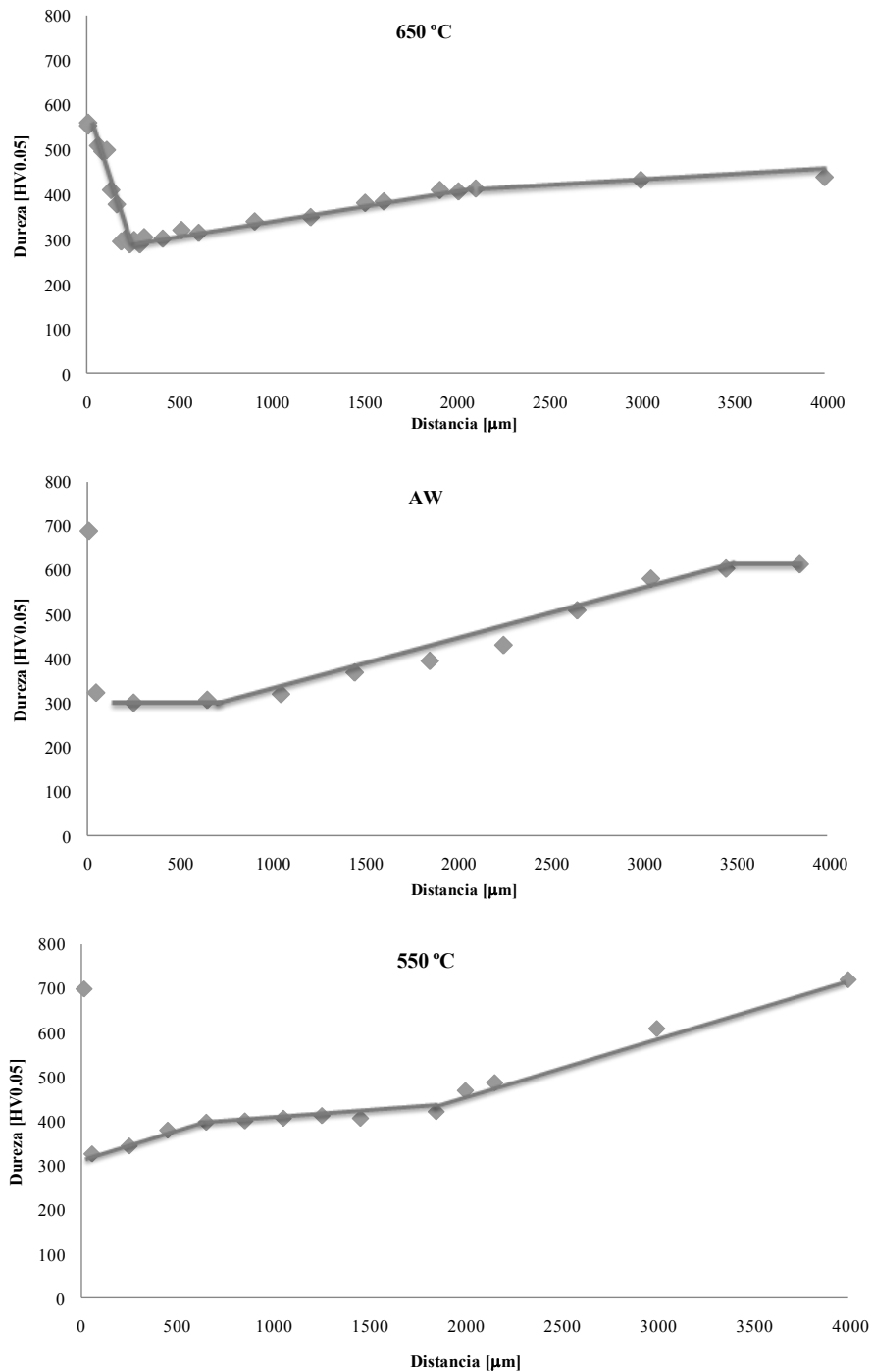


Figura 4. 78. Perfiles de microdureza subsuperficiales de las distintas condiciones de PWHT ensayadas.

Se observa que para todas las probetas existió un ablandamiento de la microestructura dentro de los 4 mm de distancia a la superficie de contacto, producto del calor generado por fricción

(temperatura medida a 1 mm de la superficie: 670 °C) que produjo el revenido de la martensita. Solamente en la condición 650 °C se produjo un endurecimiento en la zona cercana a la superficie (250 micrones). Esta condición de PWHT presentó la menor dureza inicial, por lo que el endurecimiento estaría asociado con la deformación plástica que sufrió la martensita revenida [16].

En las **figuras 4.79 a y b** se puede ver la superficie desgastada de la probeta tratada a 650 °C.

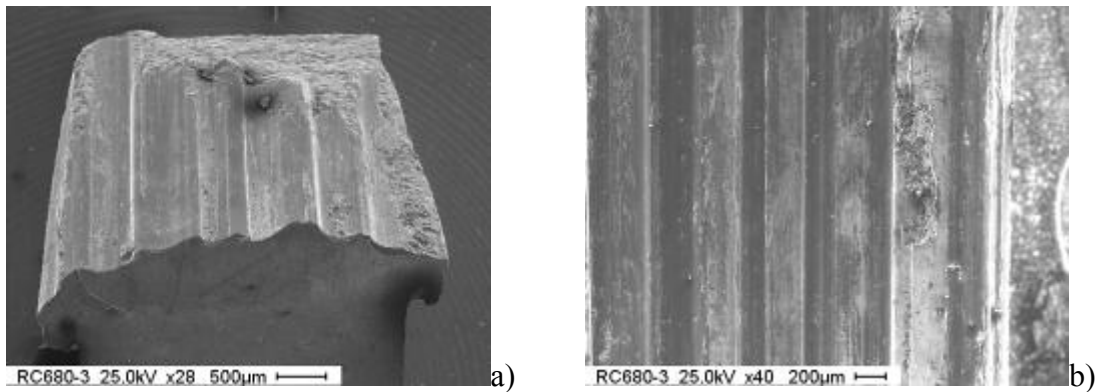
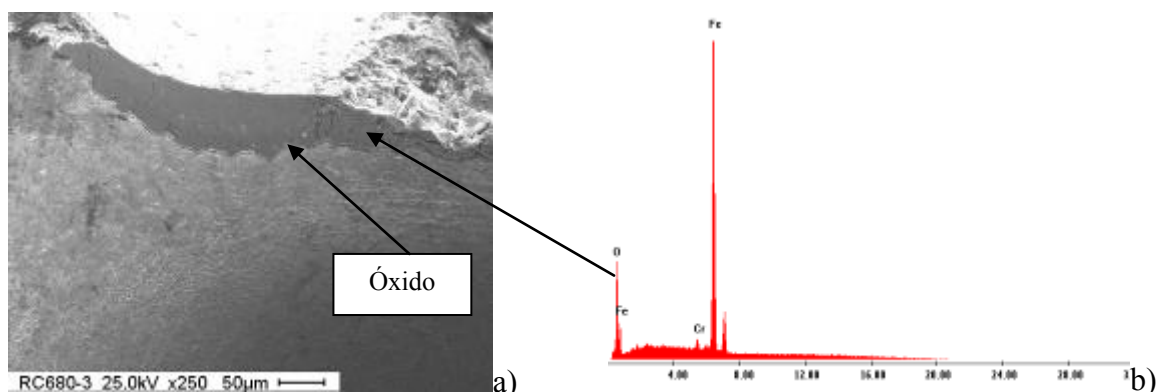


Figura 4. 79. Superficie de desgaste de la probeta tratada a 650 °C: a y b.

Ésta presenta gran deformación plástica con surcos de alrededor de los 200 µm de ancho y pérdida total de la rugosidad inicial. Sobre los laterales, además, se puede ver gran deformación, hecho característico del desgaste por extrusión [48].

En la figura **4.80 a** se observó una capa de óxido de hasta 50 micrones sobre las superficies de desgaste. En la **figura 4.80 b** se muestra el EDS correspondiente a la capa de óxido de la figura anterior donde se confirma la presencia de oxígeno. Asimismo sobre cortes longitudinales se encontraron fisuras subsuperficiales que se iniciaron a una distancia de unos 50 micrones de la superficie y posteriormente continuaron creciendo hasta llegar a superficie; dentro de las mismas se generaron óxidos (**figuras 4.80 c, d y f**) [49-50].



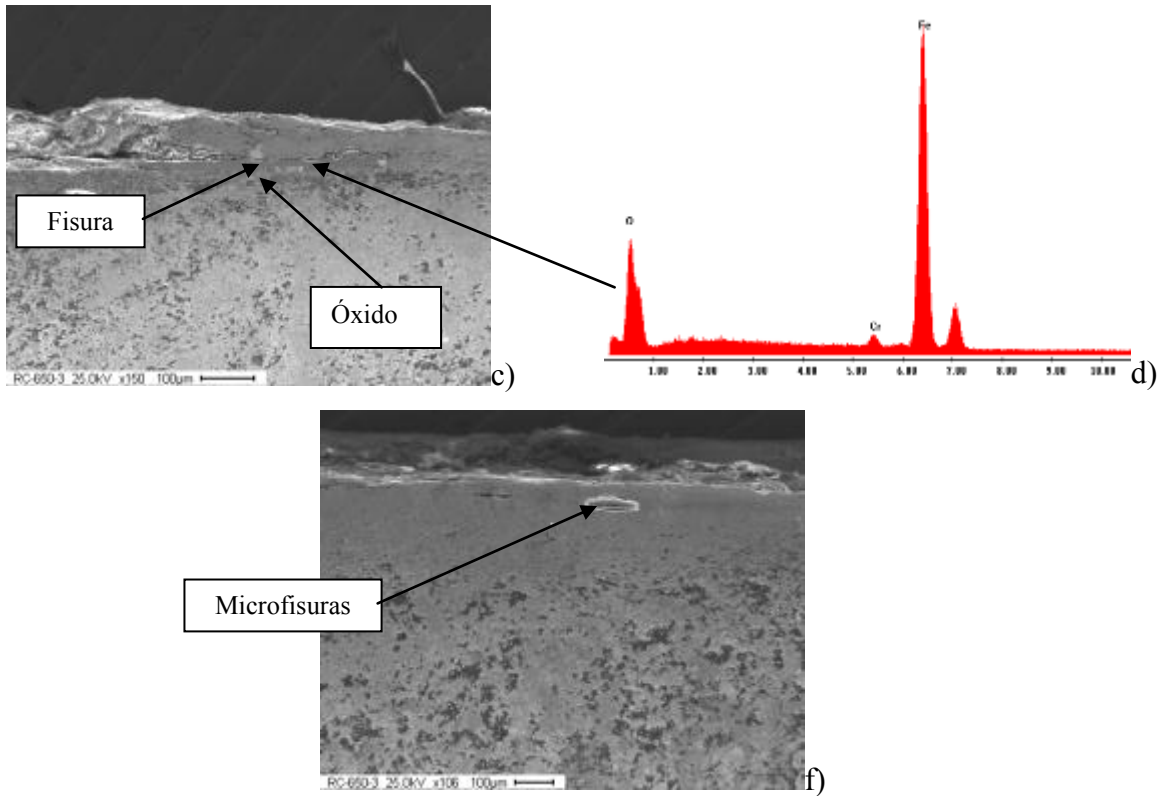


Figura 4. 80. a) Corte transversal de la probeta tratada a 650 °C. b) EDS del óxido de la figura a. c) Corte longitudinal de la probeta tratada a 650 °C. d) EDS de la figura c. e) Corte longitudinal de la probeta tratada a 650 °C.

En la probeta con menor desgaste (550 °C) se observaron menores deformación plástica y oxidación sobre la superficie. En la **figura 4.81** se presenta un corte longitudinal de la misma y el EDS de la capa superficial.

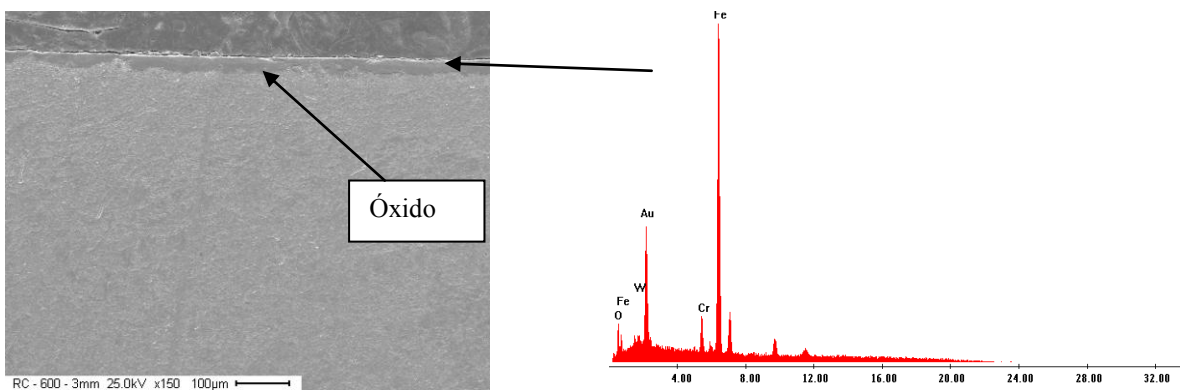


Figura 4. 81. Corte longitudinal y EDS de la probeta tratada a 550 °C.

En las **figuras 4.82 a y b** se muestran la superficie de desgaste de la probeta con desgaste intermedio (AW).

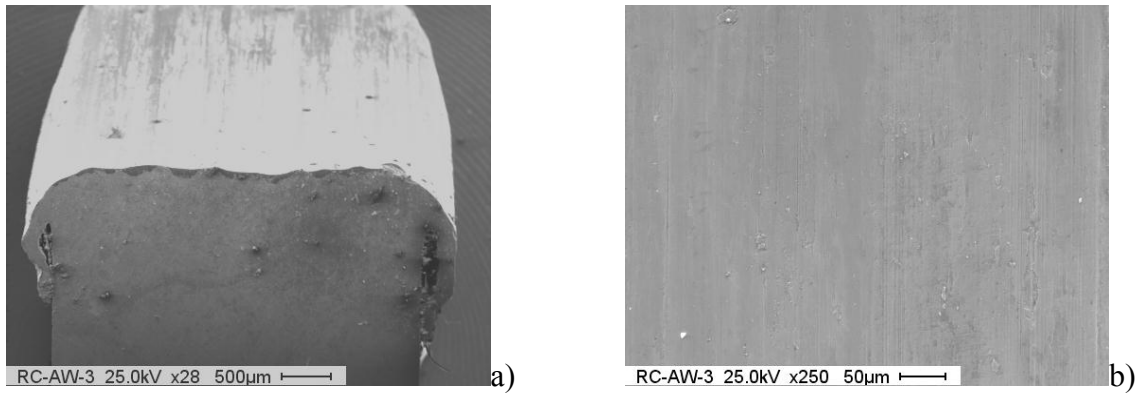


Figura 4. 82. Superficie de desgaste de la probeta tratada a 550 °C: a y b.

La superficie de desgaste se encuentra parcialmente cubierta por óxidos, observándose una menor rugosidad superficial y la presencia de flujo plástico lateral.

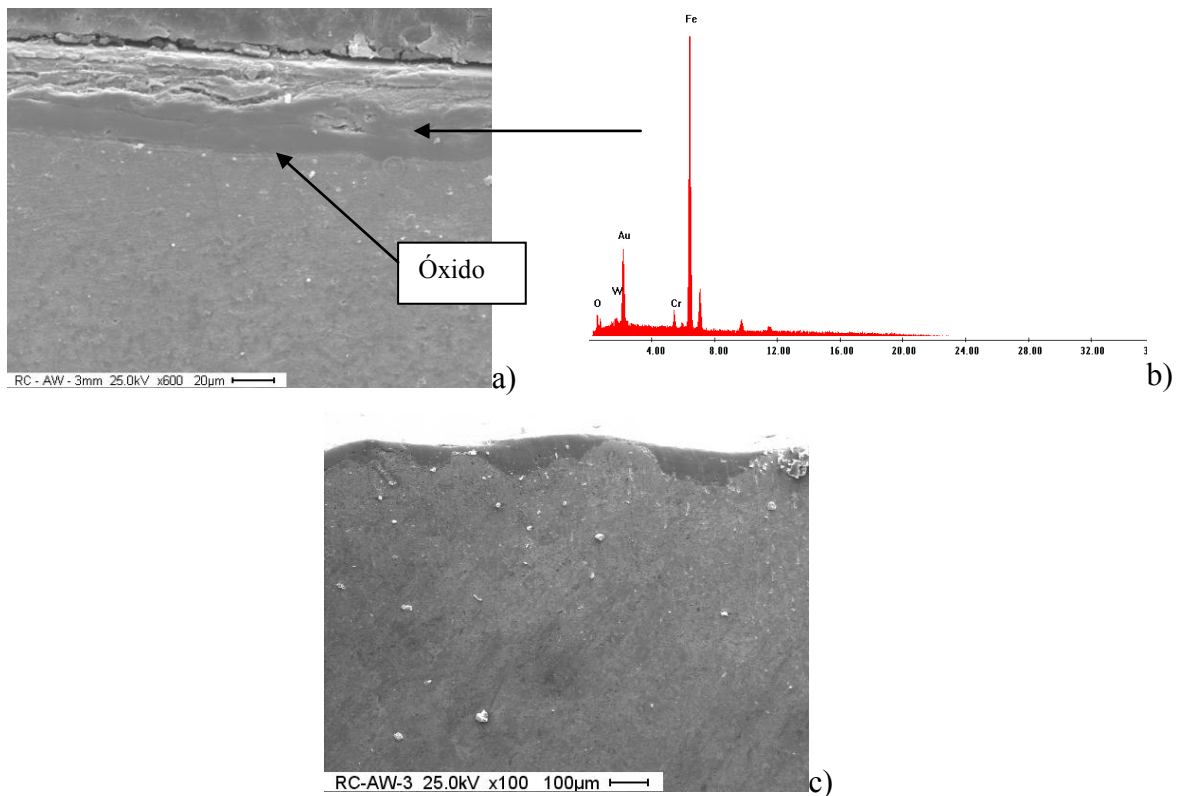


Figura 4. 83. a) Corte longitudinal de la probeta AW. b) EDS del óxido de la figura a. c) Corte transversal de la probeta AW.

Sobre los cortes longitudinales (**figura 4.83**), también se pudieron observar oxidación superficial, formación de fisuras y oxidación interna dentro de las fisuras subsuperficiales.

En el debris recolectado de la probeta tratada a 650 °C se pudieron diferenciar dos grupos de partículas: uno constituido por partículas de gran tamaño (cientos de micrones) provenientes

de la rueda y la placa y otro por partículas de unas decenas de micrones provenientes de la placa. Para ambos casos la morfología presentó forma de placas. También se encontraron placas alargadas por deformación (ver **figura 4.84a**). En la **figura 4.84b** se muestran placas con óxidos aglomerados sobre la superficie de desgaste.

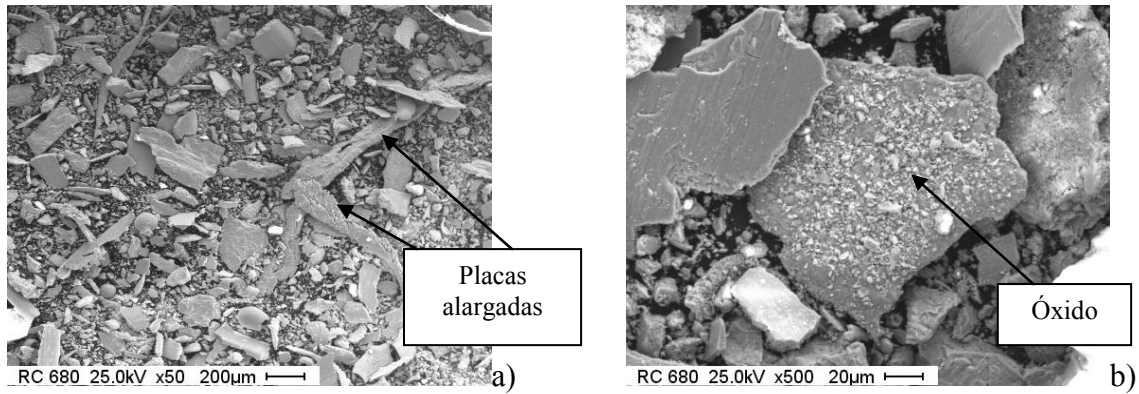


Figura 4. 84. Debris de la probeta tratada a 650 °C.

En la probeta AW se encontraron partículas grandes y con gran deformación plástica provenientes en su mayoría de la rueda y otras con forma de placa provenientes del recargue (**figura 4.85 a**).

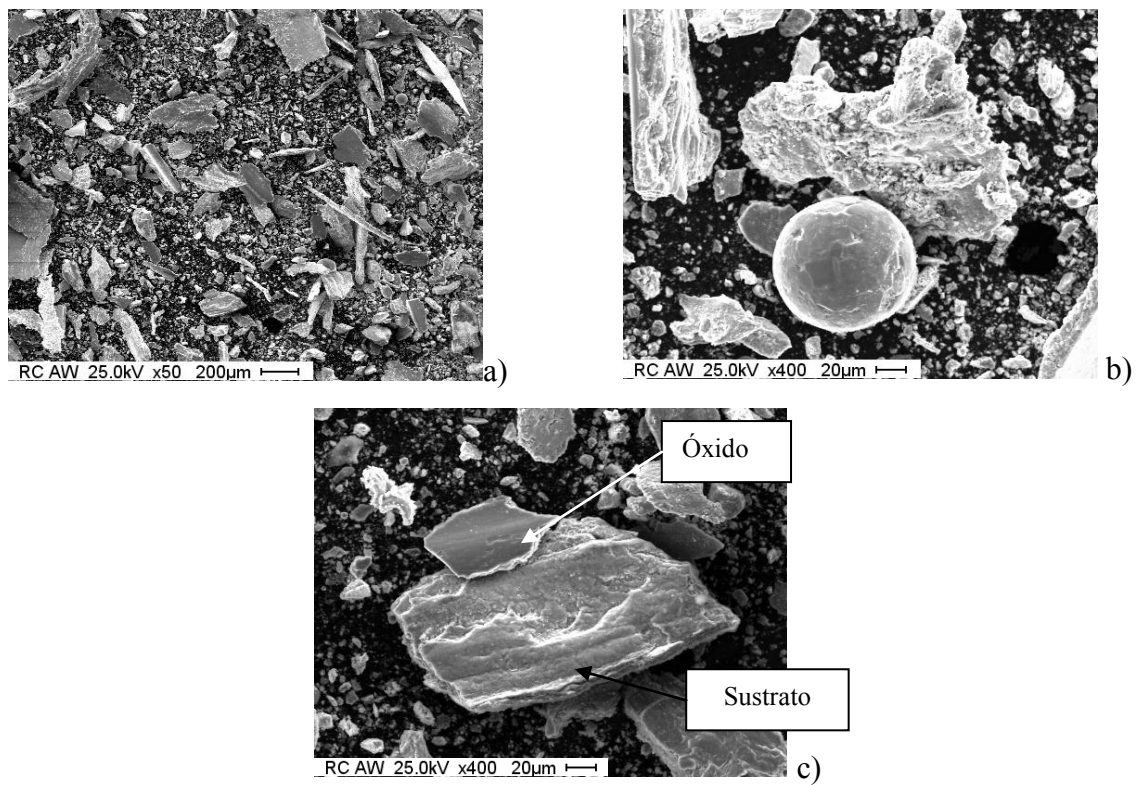


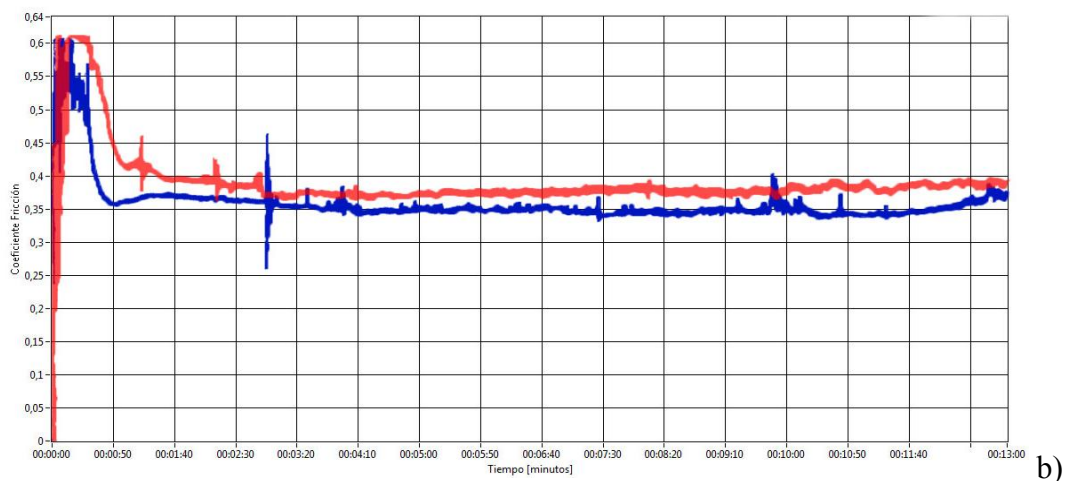
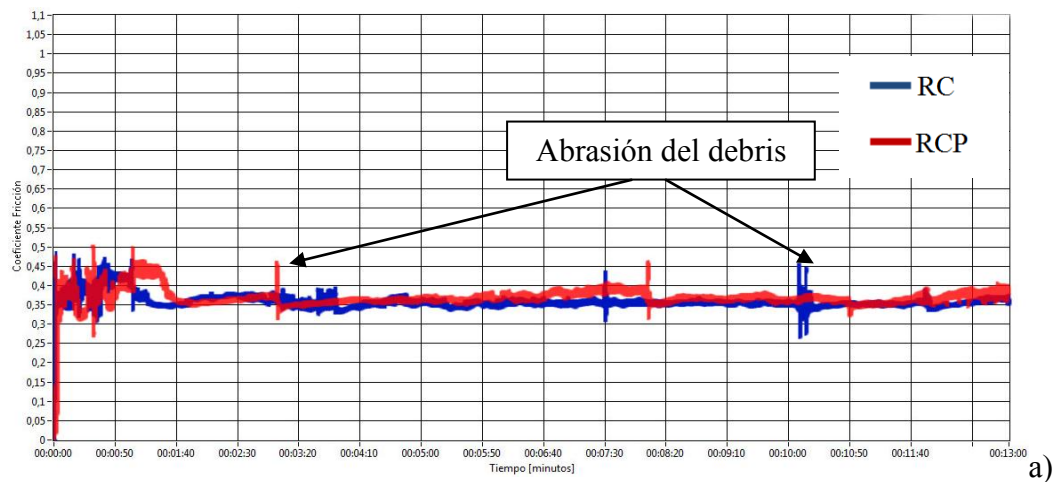
Figura 4. 85. Debris de la probeta AW.

En la **figura 4.85 b** se muestra una partícula esférica perteneciente a la rueda, que se habría formado por micromaquinado. En la **figura 4.85 c** se puede ver cómo la placa de recargue que se desprendió durante el desgaste está formada por el óxido superficial sobre el sustrato, indicando así que la ruptura se produjo por debajo de la capa de óxido.

4.14. Coeficiente de fricción

El coeficiente de fricción es un factor importante en el consumo de potencia de los equipos, por lo tanto estudiar como varía el coeficiente de fricción con la carga aplicada y el tratamiento térmico es de suma importancia para poder mejorar la eficiencia de las máquinas. Para ello, sobre las probetas RC y RCP se realizaron ensayos para la medición del coeficiente de fricción en función de la tiempo transcurrido (distancia recorrida), para distintas cargas aplicadas (500 N, 1250 N y 2000 N).

En la **figuras 4.86** se muestran los valores obtenidos para los estadios iniciales del ensayo, entre los 0 y 13' de tiempo transcurrido.



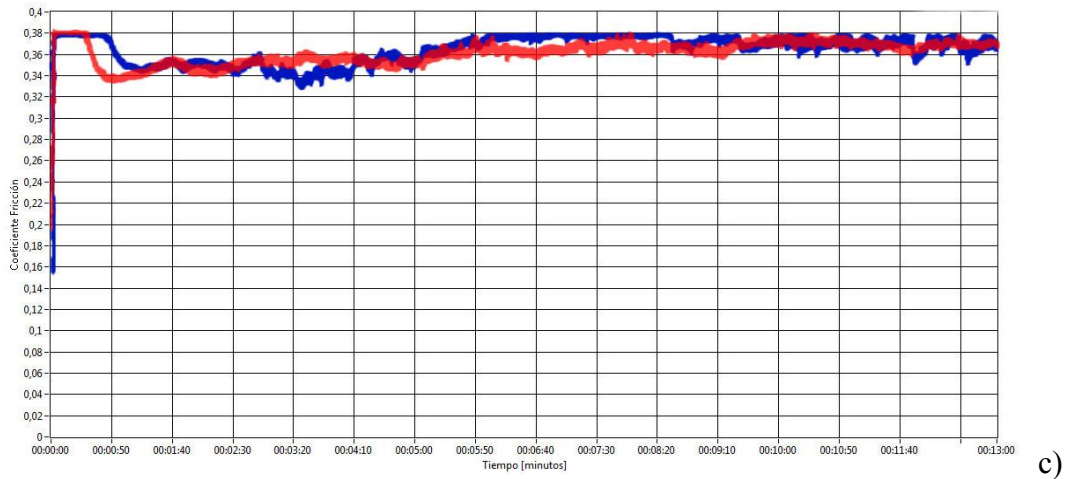
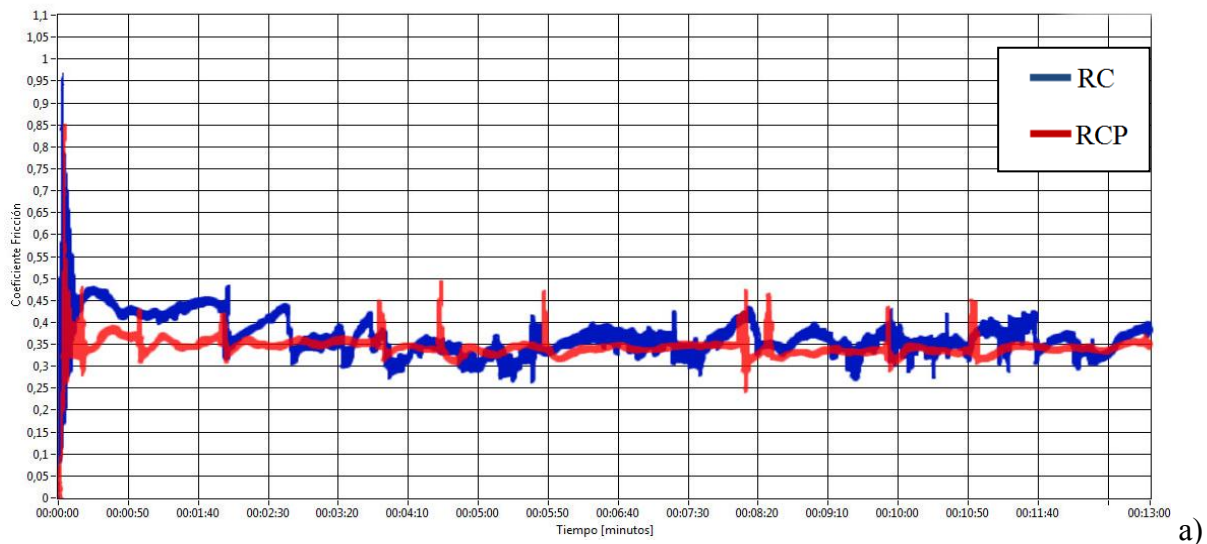


Figura 4. 86. Coeficiente de fricción para ambas condiciones, periodo inicial: a) 500 N, b) 1250 N y c) 2000 N.

Se encontró que en los primeros segundos se produjo un incremento del coeficiente de fricción debido a la elevada abrasión entre superficies hasta que ambas lograron oxidarse y reducir entonces el coeficiente de fricción. Durante el periodo estacionario se observaron algunos picos de frecuencia aleatoria que fueron producidos por la abrasión de partículas duras (óxidos), que lograron entrar en la superficie de desgaste y producir abrasión.

Después de 2 horas de ensayo se midió nuevamente el coeficiente de fricción para las probetas RC y RCP en función de la carga aplicada y el tiempo transcurrido. En la figura 4.87 se muestran los datos obtenidos de dichos ensayos.



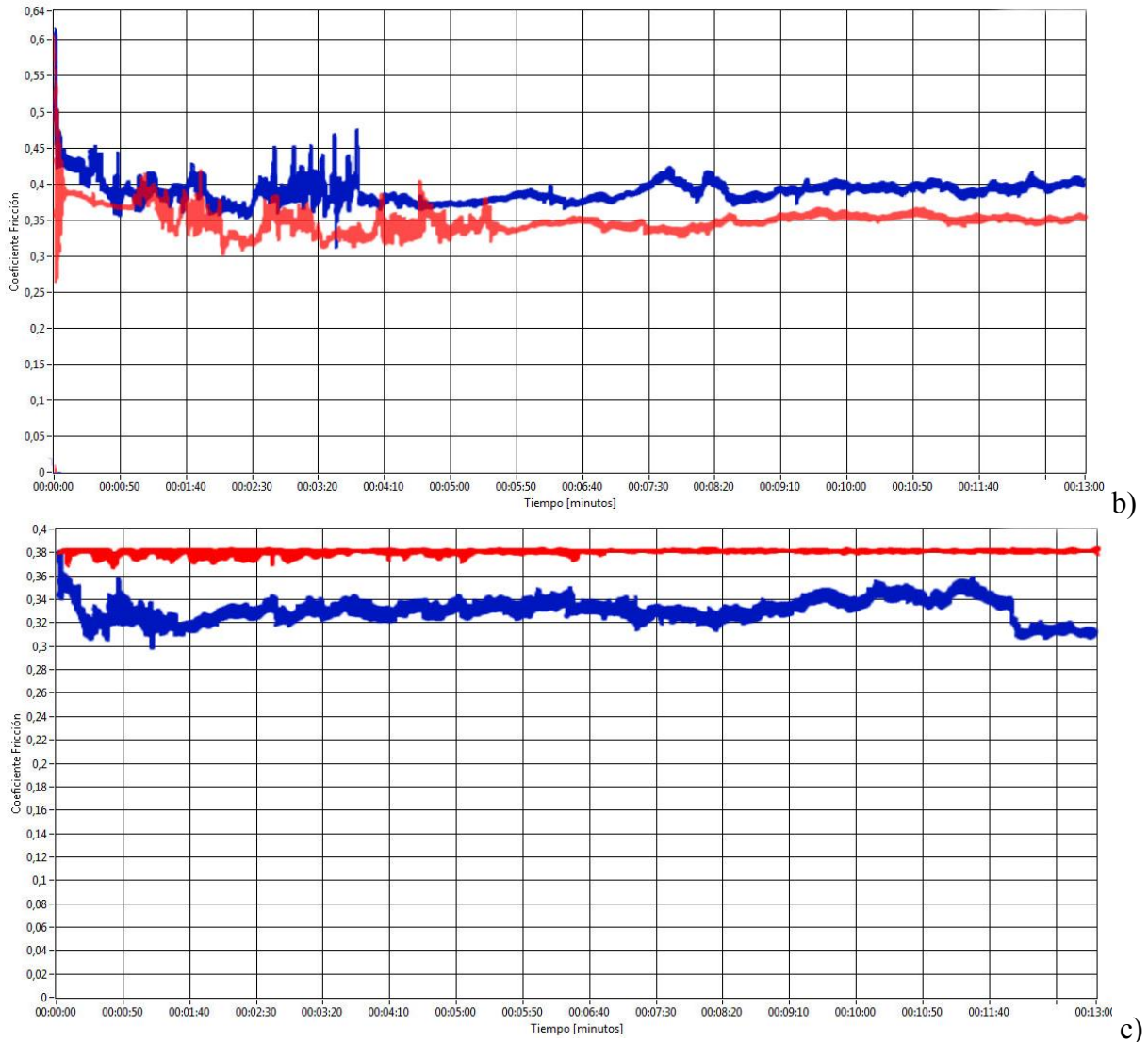


Figura 4. 87. Coeficiente de fricción, periodo final: a) 500 N, b) 1250 N y c) 2000 N.

Se puede ver que para las probetas ensayadas a baja carga, entre 500 y 1250 N, las probetas tratadas térmicamente presentaron un coeficiente de fricción levemente inferior con respecto a la probeta como soldada. Esto estaría asociado a que el nivel de óxido en superficie fue mayor y por lo tanto menor el esfuerzo tangencial de roce. Al aumentar la carga aplicada a 2000 N se encontró que las probetas sin tratamiento térmico presentaron un menor coeficiente de fricción. Esto estaría relacionado con el tipo de óxido formado en la superficie y el espesor del mismo [20], que actuaría como un lubricante y disminuiría el coeficiente de fricción.

En la **figura 4.88** se puede ver el óxido acumulado antes de entrar en la superficie de desgaste. Bajo ciertas condiciones de tamaño y dureza, parte del mismo ingresa entre ambas superficies y produce un efecto abrasivo aumentando puntualmente el coeficiente de fricción,

como se puede ver en los gráficos de fricción en función del tiempo [51]. Además, puede verse que los óxidos son diferentes en ambos casos, así como la cantidad.

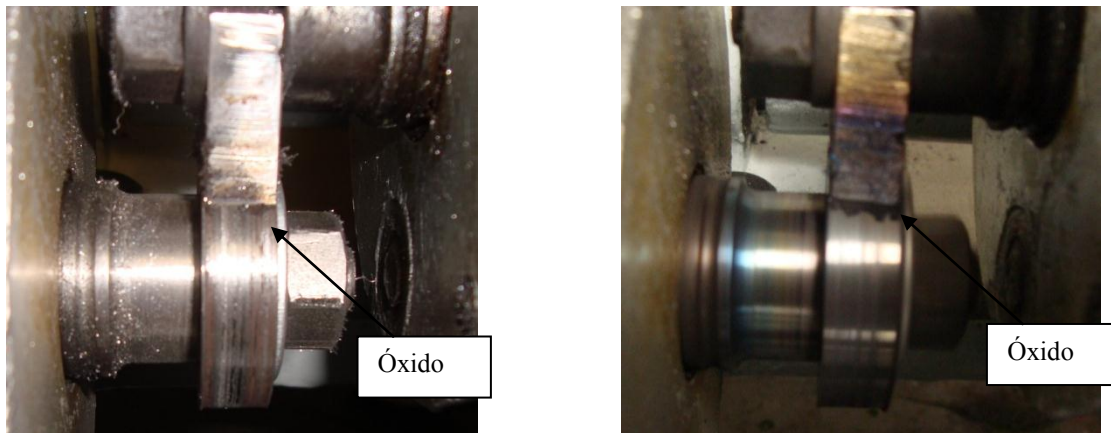


Figura 4. 88. Ensayo de fricción a a) 500 y b) 2000 N.

Referencias

- [1] N. Stenbacka, *The Influence of Shielding Gas on Cored Wires*. Welding Journal, **70**(11): p. 43-45.1990.
- [2] ASME, *Boiler and Pressure Vessel Code*. Vol. IX, p. 8-12. 2004.
- [3] D.N. Noble, *Abrasive Wear Hardfacing of Weld Deposits*. Metal Construction (11): p. 605-611.1985.
- [4] O.E. Bortoni, J.J. Patrone, P. S.Marino, *Recargue por Soldadura de Superficies Sometidas a Desgaste*. Siderurgia, **49**: p. 114-139.1989.
- [5] J.D. Verhoeven, *Fundamentos de Metalurgia Física*. 1 ed: Limusa, p. 593. 1987.
- [6] B.D. Cullity, S.R. Stock, *Elements of X-ray Diffraction*. Prentice Hall, p. 347-361. 2001
- [7] L.A. Dobrzanski, J. Mazurkiewicz, E. Hajduczek, *Effect of Thermal Treatment on Structure of Newly Developed 47CrMoWVTiCeZr16-26-8 Hot-work Tool Steel*. Journal of Materials Processing Technology, **157-158**: p. 472-484.2004.
- [8] L.K. Leshchinskiy, S.S. Samotugin, *Mechanical Properties of Plasma-hardened 5% Chromium Tool Steel Deposited by Arc Welding*. Welding Journal, **80**(1): p. 25-30.2001.
- [9] High Alloy Subcommittee on Hardfacing and Wear, *Hardfacing Structures*, Welding Research Council, 1980.
- [10] S. Merric, D. Kotecki, J. Wu, *Surfacing*, in *Welding Handbook. Materials and applications - part 2*, AWS, p. 621. 1998.
- [11] M.E. Glicksman, A.O. Lupulescu, *Dendritic Crystal Growth in Pure Materials*. Journal of Crystal Growth **264** p. 541-549.2004.
- [12] R. Paranhos, et al., *Dureza, Microestructura y Resistencia al Desgaste por Abrasion de Recargues Duros Depositados con Arco Sumergido*. Cenim, **19**(4): p. 219-225.1989.
- [13] X.H. Cui, et al., *Research on Oxidation Wear Mechanism of the Cast Steels*. Wear, **265**: p. 468-476.2008.
- [14] P.L. Menezes, K. Satish, V. Kailas, *Effect of Surface Roughness Parameters and Surface Texture on Friction and Transfer Layer Formation in Tin-steel Tribo-system*. Journal of materials processing technology **208**: p. 372-382.2008.
- [15] A. Iwabuchi, *The Role of Oxide Particles in the Fretting Wear of Mild Steel*. Wear, **151**: p. 301-311.1990.
- [16] Y. Wang, T. Lei, J. Liu, *Tribo-metallographic Behavior of High carbon Steels in Dry Sliding III. Dynamic Microstructural Changes and Wear*. Wear, **231**: p. 20-37.1999.

- [17] R.A. Rigney, *The Role of Hardness in the Sliding Behavior of Materials*. Wear, **175**: p. 63-69.1994.
- [18] J.P. Tu, et al., *The Effect of Temperature on the Unlubricated Sliding Wear of 5 CrNiMo Steel Against 40 MnB Steel in the Range 400-600 °C*. Tribology International, **31**(7): p. 347-360.1998.
- [19] T.F.J. Quinn, J.L. Sullivan, D.M. Rowson, *Origins and Development of Oxidational Wear at Low Ambient Temperatures*. Wear, **94**: p. 175-191.1984.
- [20] H. So, D.S. Yu, C.Y. Chuang, *Formation and Wear Mechanism of Tribo-oxides and the Regime of Oxidational Wear of Steel*. **253**: p. 1004-1015.2002.
- [21] A. Molinari, et al., *Oxidation Behaviour of Ledeburitic Steels for Hot Rolls*. Materials Science and Engineering A, **280**: p. 255-262.2000.
- [22] M. Vardavoulias, *The Role of Hard Second Phases in the Mild Oxidational Wear Mechanism of High-speed Steel-based Materials*. Wear, **173**: p. 105-114.1994.
- [23] A. Bahrami, et al., *Effects of Conventional Heat Treatment on Wear Resistance of AISI H13 Tool Steel*. Wear, **258**: p. 846-851.2005.
- [24] A.T. Alpas, H. Hu, Z. Zhang, *Plastic Deformation and Damage Accumulation Below Worn Surfaces*. Wear, **162-164**: p. 188-195.1993.
- [25] O. Barrau, et al. *Proceedings of the 6th International Tooling Conference*. in *Investigations of Friction and wear Mechanisms of Hot Forging Tool Steels*. 2002.
- [26] T.S. Eyre, D. Maynard, *Surface Aspects of Unlubricated Metal-to-Metal Wear*. Wear, **18**(4): p. 301-310.1971.
- [27] M. Bischof, et al., *On the Overaging Behaviour of Tool Steel X38 CrMoV 5-3*. Materials Science and Engineering A, **In press**.2007.
- [28] S. Yamasaki, D. College, *Modelling Precipitation of Carbides in Martensitic Steel*, Cambridge. 2004.
- [29] D.A. Porter, K.E. Easterling, *Phase Transformations in Metals and Alloys*. Vol. 2 London: Chapman and Hall, p. 514. 1996.
- [30] S. Hogmark, O. Vingsbo, S. Fridström, *Mechanisms of Dry Wear of Some Martensitic Steels*. Wear, **31**: p. 39-61.1975.
- [31] Y. Wang, T. Lei, J. Liu, *Tribo-metallographic Behavior of High Carbon Steels in Dry Sliding I. Wear Mechanisms and their Transition*. Wear, **231**: p. 1-11.1999.
- [32] N.P. Suh, *An Overview of the Delamination Theory of Wear*. Wear, **44**: p. 1-16.1977.
- [33] C. Vergne, et al., *Influence of Oxides on Friction in Hot Rolling: Experimental Investigations and Tribological Modelling*. Wear, **260**: p. 957-975.2006.

- [34] J. Jiang, F.H. Stott, M.M. Stack, *The Role of Triboparticules in Dry Sliding Wear*. Tribology International, **31**(5): p. 245-256.1998.
- [35] C. Kim, V. Biss, W.F. Hosford, *A New Procedure for Determining Volume Fraction of Primary Carbides in High-speed and Relate Tool Steels*. Metallurgical Transactions A, **13A**(2): p. 185-191.1982.
- [36] D. Delagnes, et al., *Influence of Silicon Content on the Precipitation of Secondary Carbides and Fatigue Properties of a 5%Cr Tempered Martensitic Steel*. Materials Science and Engineering A, **394**: p. 435-444.2005.
- [37] R.J. Tunney, N. Ridley, *Tempering of High-purity and Commercially based Steels Containing 10 wt-% Tungsten or 5 wt-% Molybdenum*. Metal Science, **13**: p. 585-590.1979.
- [38] S. Merrick, D. Kotecki, J. Wu, *Materials and Applications - Part 2*. 8 ed. Welding Handbook: American Welding Society, p. 422. 1998.
- [39] D. Dean, M. Hidekazu, *Prediction of Welding Residual Stress in Multi-pass Butt-welded Modified 9Cr-1Mo Steel Pipe Considering Phase Transformation Effects*. Computacional Materials Science, **In press**.2005.
- [40] H.F. Fischmeister, S. Karagoz, H.O. Andrén, *An Atom Probe Study of Secondary Hardening in High Speed Steels*. Acta Matellurgy, **36**(4): p. 817-825.1998.
- [41] I.I. Garbar, *Gradation of Oxidational Wear of Metal*. Tribology International, **35**: p. 749-755.2002.
- [42] L.C. Chang, *The Rolling/Sliding Wear Performance of High Silicon Carbide-free Bainitic Steels*. Wear, **268**: p. 730-743.2005.
- [43] Y. Ding, J.A. Gear, *Spalling Deph Prediction Model*. Wear, **267**: p. 1181-1190.2009.
- [44] M. Sato, P.M. Anderson, D.A. Rigney, *Rolling-sliding Behavior of Rail Steels*. Wear, **162-164**: p. 159-172.1993.
- [45] M.Boas, A. Rosen, *Effect of Load on Adhesive Wear of Steel*. Wear, **44**: p. 213-222.1977.
- [46] O. Barrau, et al., *Analysis of the Friction and Wear Behaviour of Hot Work Tool Steel for Forging*. Wear, **255**: p. 1444-1454.2003.
- [47] H. Avner, *Introducción a la Metalurgia Fisica*, 2ed: Mc Graw Hill, p. 694. 1993
- [48] H. So, H.M. Chen, L.W. Chen, *Extrusion Wear and Transition of Wear Mechanisms of Steel*. Wear, **265**: p. 1142-1148.2008.
- [49] M.X. Wei, et al., *Comparative Research on the Elevated-temperature Wear Resistance of a Cast Hot-working Die Steel*. Wear, **In press**.2009.

- [50] S.Q. Wang, et al., *Effect of Morphology of Oxide scale on Oxidation Wear in Hot Working Die Steels*. Materials Science and Engineering A, **505**: p. 20-26.2000.
- [51] J. Larsen-Basse, *Flux Cored Arc Welding*. ASM-Metals Handbook: Friction, lubrication and wear technology. Vol. 18: ASM, p. 12-40. 1992.

Capítulo 5

Discusión

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:

- Introducción
- Operatividad
- Dilución
- Microestructura y microdureza
- Efecto de la temperaturas de tratamiento térmico post-soldadura sobre la resistencia al desgaste
- Efecto de la carga aplicada, el procedimiento de soldadura y el tratamiento térmico post-soldadura sobre la resistencia al desgaste
- Resistencia al desgaste alternativo
- Estudio del tratamiento térmico sobre el comportamiento frente al desgaste por extrusión.
- Efecto de la carga aplicada y el tratamiento térmico sobre el coeficiente de fricción.

5.1. Introducción.

El proceso de recargue sirve como herramienta práctica para poder reacondicionar piezas o elementos que han sido dañados durante su uso y también permite funcionalizar superficies vírgenes con el fin de ampliar su rango de vida útil.

Entre los factores importantes a determinar para obtener el máximo rendimiento del material a depositar se encuentran las variables del procedimiento de soldadura (gas de protección y parámetros de la soldadora) y el tratamiento térmico posterior. Para poder evaluar el efecto de los mismos sobre las características tribológicas de los depósitos, se realizó un estudio sistemático relevando la operatividad con los distintos gases utilizados, caracterizando la microestructura mediante microscopía óptica y electrónica, análisis químicos y mediciones de dureza y por último estudiando la resistencia al desgaste con un ensayo en seco bajo un sistema de deslizamiento puros en distintas condiciones soldadura. También se tuvieron en cuenta distintas cargas aplicadas en el ensayo de desgaste y diferentes temperaturas de tratamientos térmicos.

Todo esto generó información suficiente como para poder relacionar los datos obtenidos y llegar a conclusiones referidas a los vínculos existentes entre variables de proceso, tratamientos térmicos, microestructura y propiedades de dureza, resistencia al desgaste, oxidación y fricción.

Este capítulo se divide en: evaluación de la operatividad, caracterización microestructural, estudio de dilución en función de las variables de proceso, análisis entre la dureza y la microestructura, efecto de las distintas temperaturas de tratamiento térmico sobre la microestructura y las propiedades y finalmente cómo afectan las condiciones del ensayo de desgaste, en este caso carga aplicada, sobre la resistencia al desgaste de los distintos depósitos de soldadura. Además se analizó cómo se vio afectado el coeficiente de fricción en función de la carga aplicada y el tratamiento térmico.

5.2. Operatividad.

El gas protector empleado en todas las soldaduras fueron mezclas de un gas activo (CO_2), o sea, que interviene en el arco, y un gas inerte (Ar).

La utilización de un gas de protección con la mezcla Ar-2% CO_2 presentó un arco más suave, con menores turbulencias, un mejor aspecto del cordón, menos proyecciones y una mayor estabilidad del arco [1].

A partir de lo comentado anteriormente se pueden resumir las características del cordón de soldadura en la **tabla 5.1**. Además se notaron pequeñas diferencias en el nivel de salpicaduras y un mayor calor generado por radiación con el uso del gas con mayor contenido de CO_2 [2]. En la **figura 5.1** se esquematizan las diferentes geometrías de los cordones en función del gas de protección empleado.

Tabla 5. 1. Características de la operatividad

Gas	Ar – 2 CO_2	Ar – 20 CO_2
Terminación	Buena	Buena
Escoria	En finas láminas	Compacta y dura
Adherencia y mojado	Regulares	Buenos

También se observó que cuando se aumentó la corriente, la pileta líquida fue más fluida y se debió tener un mejor control de la misma durante la soldadura, para evitar que escurriera.

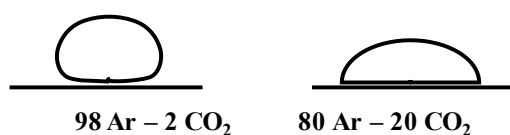


Figura 5.1. Esquema de la geometría de los cordones.

5.3. Dilución.

En soldadura de multipasadas la dilución de los cordones está relacionada con varios factores, como ser tensión, oscilación, gas de protección, corriente, entre otros. Para poder estudiar el efecto de dicho factores se aplicó un modelo numérico que fue corroborado con los resultados de los cupones soldados.

Se sabe, además, que los mecanismos que afectan la dilución en multicapas son más complejos que aquéllos que afectan la dilución en cordones únicos [3]. La dilución de un cordón está definido por dos cantidades: el volumen de material que se deposita y el volumen del material que se funde. En multipasadas, un cordón (**figura 5.2**) está formado por la fusión y mezcla de tres materiales:

- El consumible de soldadura

- El material base
- El cordón previo

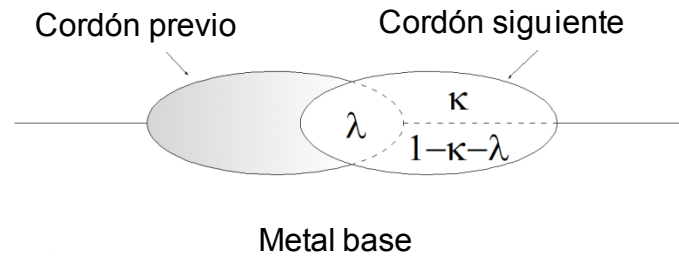


Figura 5.2. Esquema representativo de un cordón en multipasadas.

Para modelar el efecto de dilución de las sucesivas pasadas se definen las siguientes condiciones de borde:

- Una primera capa se deposita con idénticos parámetros de soldadura para cada cordón.
- La composición química del metal soldado y el metal base son diferentes.
- La temperatura entre pasadas es siempre la misma.

Además se realizaron las siguientes simplificaciones:

- Cada cordón es perfectamente homogéneo.
- El área de la sección transversal del material fundido es la misma para cada cordón de las capas superpuestas e igual a aquella del cordón simple depositado.
- \mathbf{K} se mantiene sin cambios desde la primer pasada y λ se mantiene sin cambios desde el segundo cordón hasta el último.

Se aplicaron los datos obtenidos del capítulo 4.3 de los cupones soldados con alto calor aportado a las ecuaciones descritas en el capítulo 2: $\lambda=0,5$ (superposición) y una dilución del primer cordón del 20% para la probeta soldada con menor contenido de CO_2 en la mezcla gaseosa (RH) y 30 % para la otra (TH), y se obtuvieron las curvas de la **figura 5.3** para el caso del Cr. Hay que tener en cuenta que el mayor porcentaje de dilución para la mezcla con mayor CO_2 se debió a que hubo que elevar la corriente para poder estabilizar el arco y que además el uso de un mayor porcentaje de gas activo (CO_2) en la mezcla produjo un aumento en la penetración y por ende en la dilución del cordón.

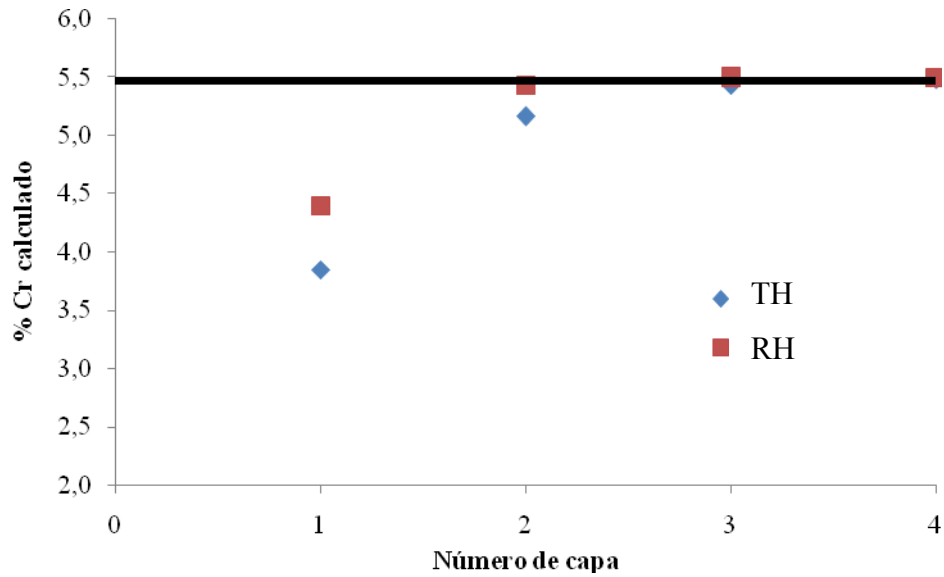
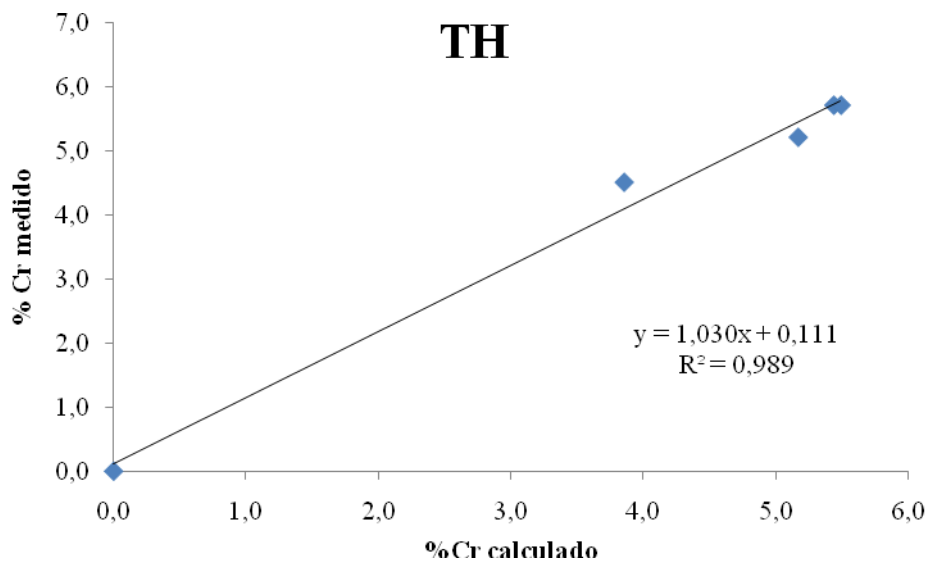


Figura 5.3. Efecto de la dilución sobre el contenido de Cr para las probetas soldadas con mayor calor aportado.

De la **figura 5.3** se puede ver que para la probeta soldada con menor contenido de CO₂ en la mezcla gaseosa el efecto de dilución del Cr desaparece después de la segunda pasada, mientras que para la otra mezcla gaseosa se requieren tres capas. Este efecto fue corroborado por las mediciones realizadas sobre dichos cordones. Se observa en las **figuras 5.4** que existió un buen nivel de correlación de datos entre el modelo propuesto y los valores medidos.



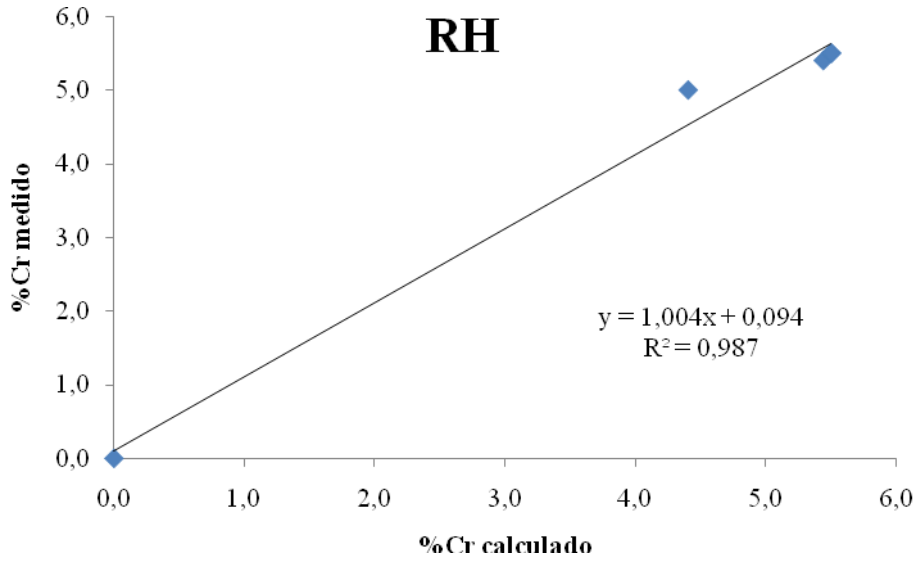


Figura 5.4. Correlación entre el %Cr medido y calculado para cada cordón.

Estudios similares se realizaron para el Mo y W, llegándose a resultados equivalentes. Éstos se presentan en la **figuras 5.5 y 5.7**. Se puede ver, en la **figuras 5.6 y 5.8**, que existió un buen nivel de correlación entre el modelo propuesto y los datos experimentales. Se puede concluir que, para alto calor aportado y diferente gas de protección, el aumento del contenido de CO₂ en la mezcla gaseosa produjo un incremento en la dilución.

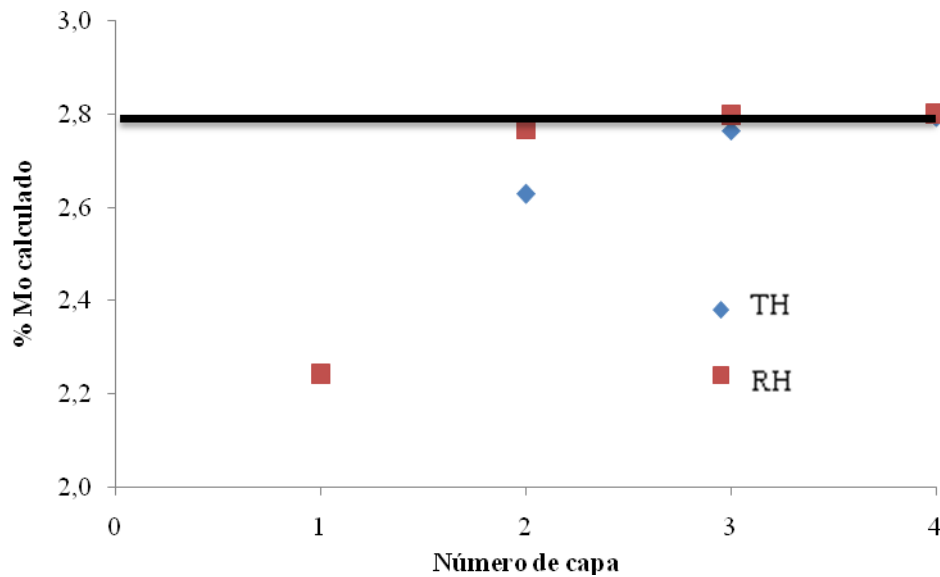


Figura 5.5 Efecto de la dilución del Mo en las probetas soldadas con mayor calor aportado.

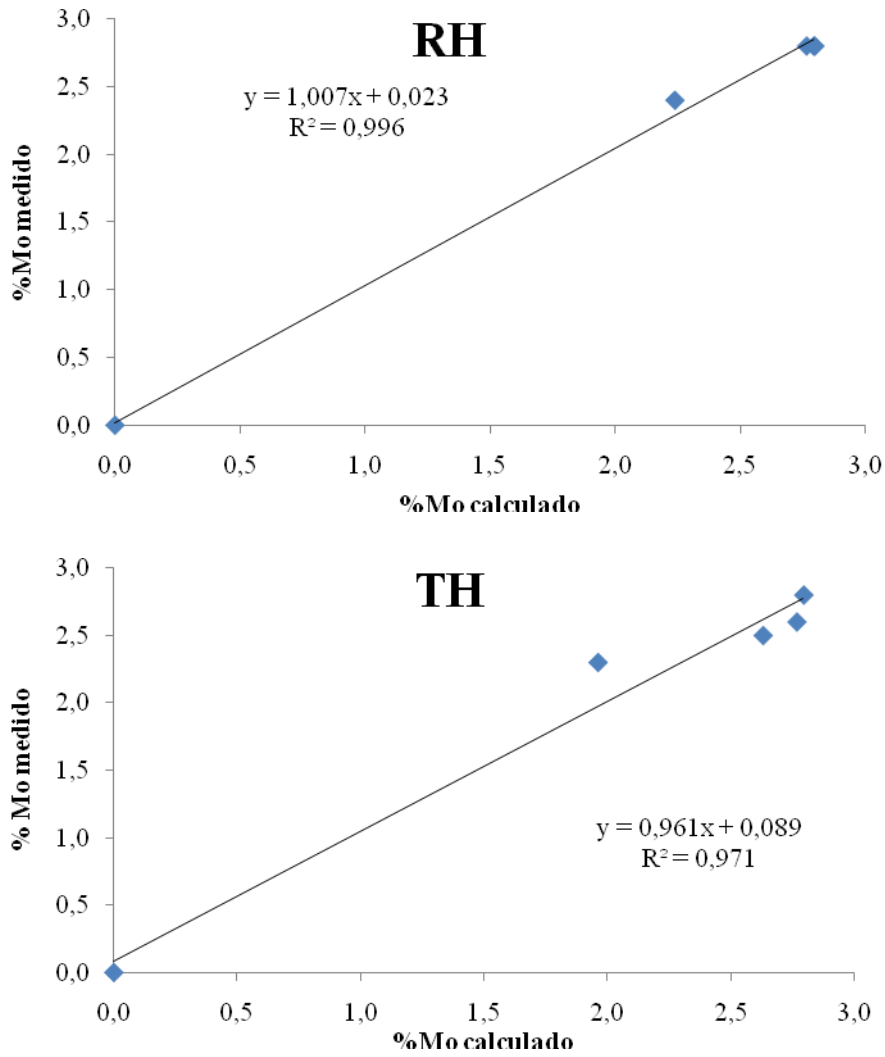


Figura 5.6. Correlación entre el %Mo medido y calculado para cada cordón.

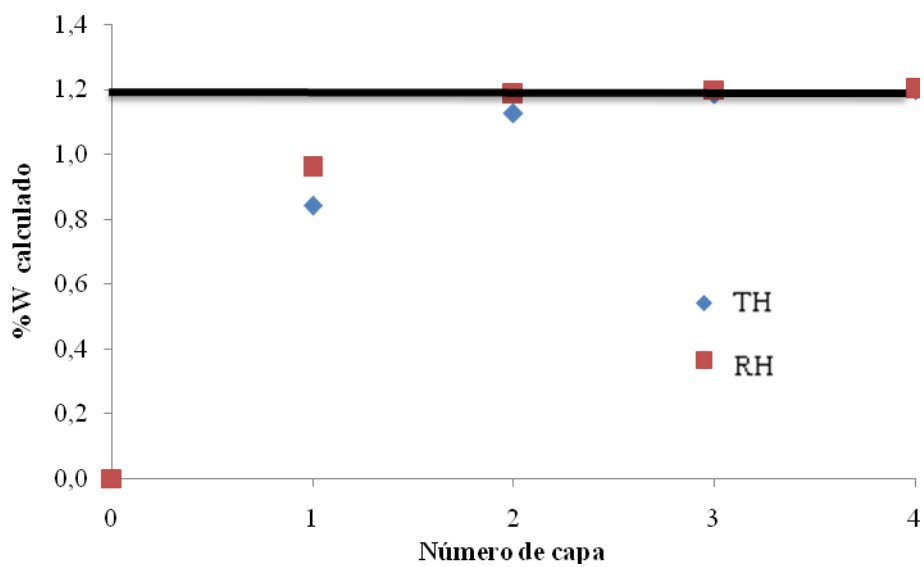


Figura 5.7. Efecto de la dilución del W para las probetas soldadas con mayor calor aportado.

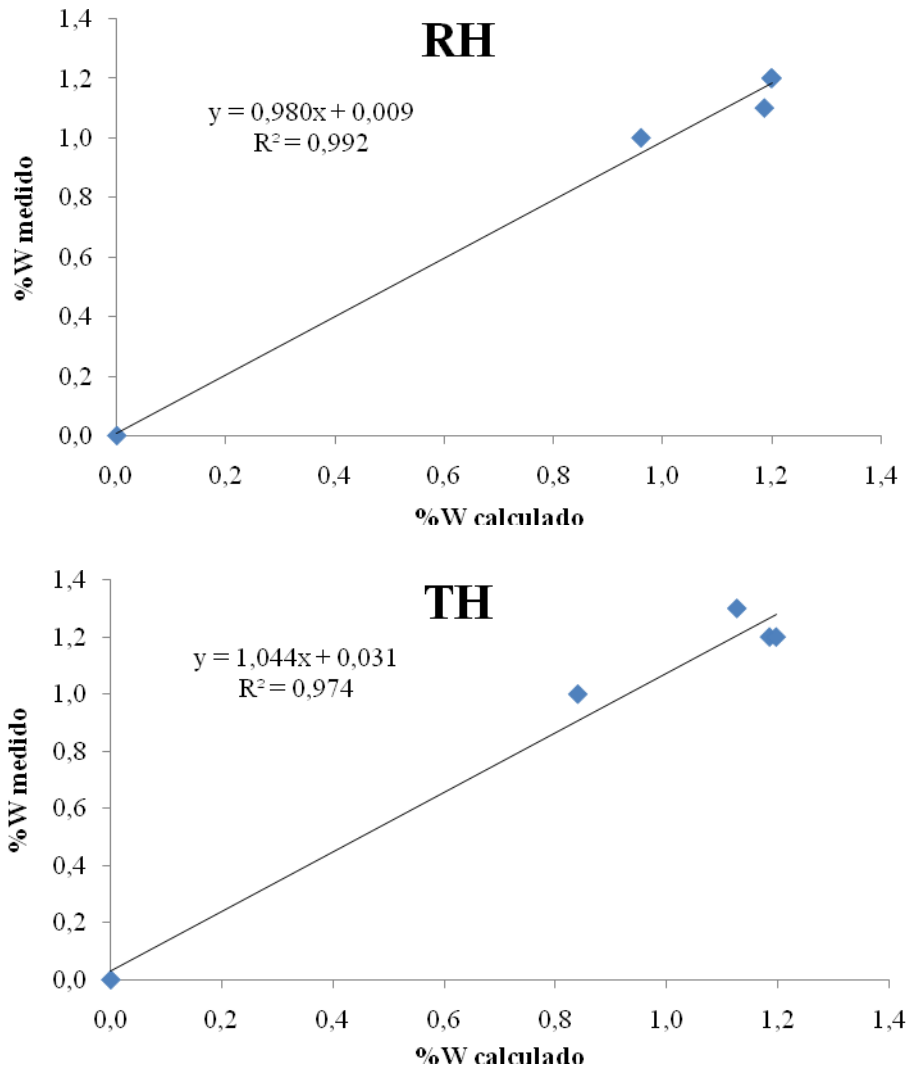


Figura 5.8. Correlación entre el %W medido y calculado para cada cordón.

Para las probetas soldadas con bajo calor aportado (bajos niveles de corriente), se aplicaron los datos obtenidos del capítulo 4.3 en las ecuaciones descritas en el capítulo 2: $\lambda=0,5$ (superposición) y una dilución del 20% para la probeta soldada con menor contenido de CO_2 en la mezcla gaseosa (RC) y 18 % para la otra (TC). Se encontró que el efecto del gas sobre la dilución inicial fue muy bajo, y en la segunda capa el efecto de dilución desapareció. Esto se muestra en la **figura 5.9** y se confirmó con los datos experimentales **figura 5.10**.

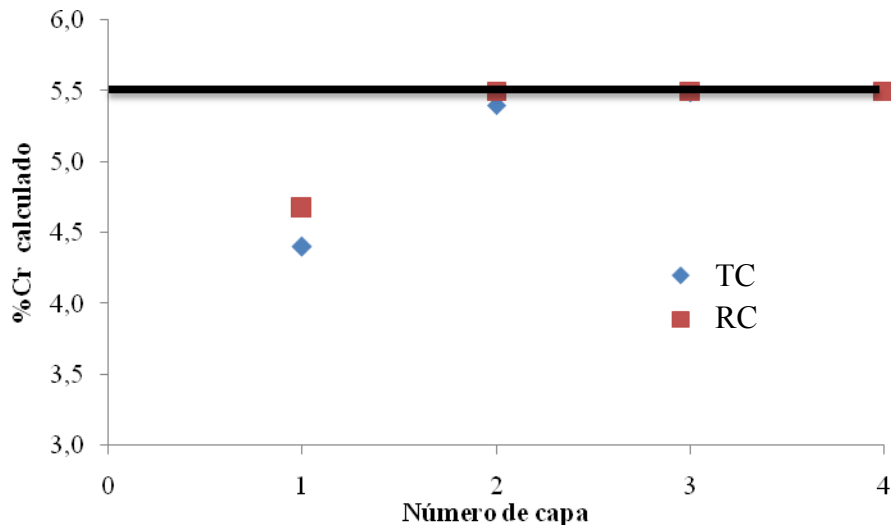


Figura 5.9. Efecto de la dilución del Cr para las probetas soldadas con menor calor aportado.

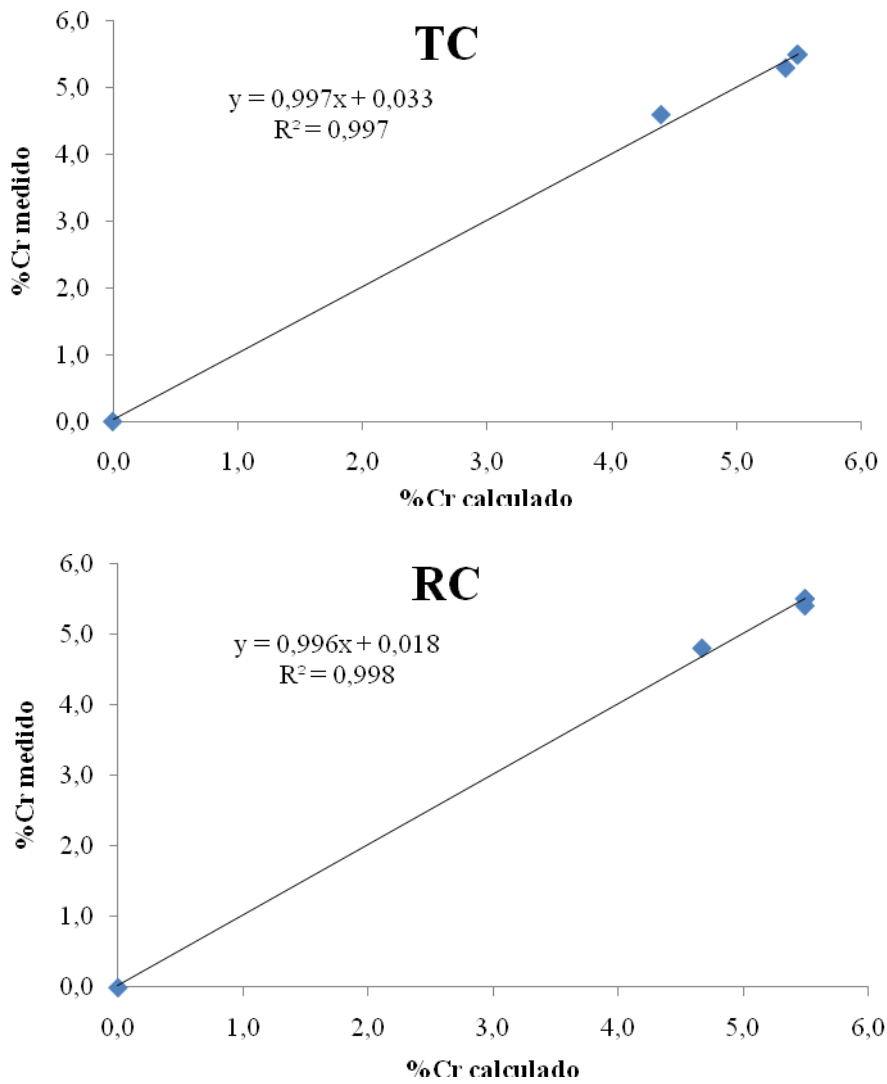


Figura 5.10. Correlación entre el %Cr medido y calculado para cada cordón.

En base a lo discutido previamente se puede decir que el gas de protección y el calor aportado influyeron sobre la dilución inicial y sobre las sucesivas capas soldadas. Se encontró que en las probetas soldadas con alto calor aportado la composición química local fue más homogénea al emplear la mezcla rica en Ar, requiriéndose un menor espesor de recargue (13 mm) para alcanzar la composición del metal de aporte puro. Asimismo, no se encontraron variaciones entre las probetas soldadas con bajos parámetros, debido a que en ambas probetas el efecto de dilución desapareció a partir la segunda capa.

5.4. Caracterización microestructural.

5.4.1. Composición química y Ms.

A fin de poder cuantificar el efecto del gas de protección sobre la composición química del metal de aporte se utilizó el potencial de oxidación según la **ecuación 2.1** [1]. Utilizando este parámetro se pudo ver que al aumentar el potencial de oxidación disminuyó la cantidad de desoxidantes en solución, para este caso Mn y Si, en consistencia con lo reportado en la literatura [4]. Esto podría estar asociado con el mayor contenido de CO₂ presente en el gas de protección, el cual produjo un gas de carácter más oxidante, produciendo un empobrecimiento en el contenido de elementos como el silicio y el manganeso [5]. En la **figura 5.11** se muestra este efecto donde se grafica potencial de oxidación vs. contenidos de Mn y Si.

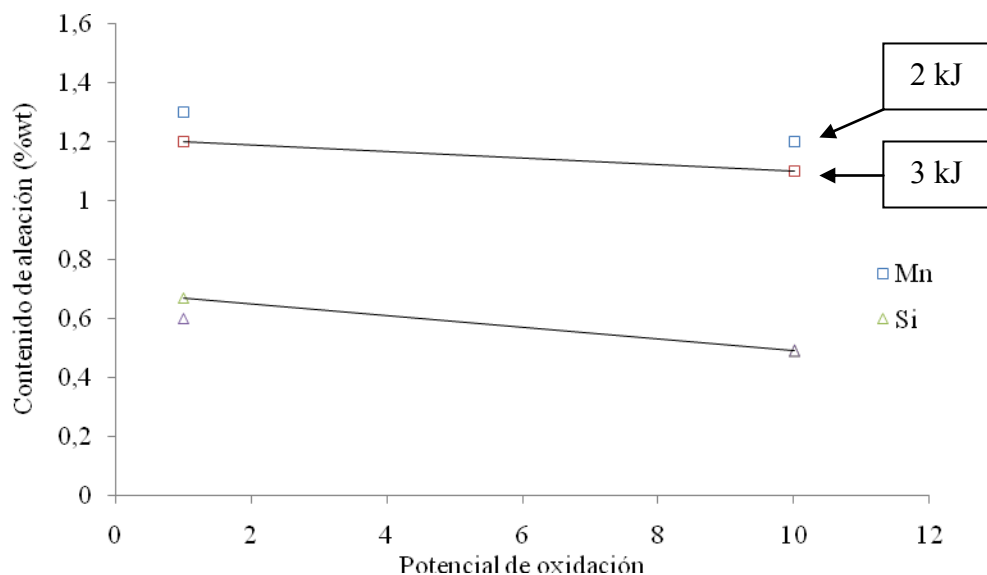


Figura 5.11. Potencial de oxidación vs. contenidos de Mn y Si para todas las probetas soldadas.

En la **figura 5.11** se muestra este efecto donde se grafica potencial de oxidación vs. contenidos de Mn y Si, donde las ecuaciones para las rectas de ajuste del Mn y del Si son la **ecuación 5.1** y la **ecuación 5.2**, respectivamente.

$$\%Si = -0,020 (P_o) + 0,69 \quad \text{ecuación 5.1}$$

$$\%Mn = -0,011 (P_o) + 1,21 \quad \text{ecuación 5.2}$$

Esta observación pone de manifiesto que para la selección de un dado tipo de gas de protección no sólo debe tenerse en cuenta la operatividad asociada al gas sino también efectos como el mencionado, que no son menores, dado que pequeñas variaciones de éstos pueden modificar sustancialmente el comportamiento del material.

Se concluye entonces que las probetas soldadas con menor contenido de CO₂ en la mezcla gaseosa presentaron mayor contenido de elementos de aleación. Esto se debió al menor potencial de oxidación del gas que removi6 menor cantidad de elementos de aleación [1, 5]. Además, el calor aportado influy6 sobre la composici6n qu6mica disminuyendo levemente el contenido de los elementos de aleaci6n, como el Si y el Mn.

Aplicando la **ecuaci6n 5.3** [6], desarrollada para aceros de herramientas, se calcularon las temperaturas de inicio de la transformaci6n martens6tica (Ms), para las diferentes probetas soldadas, en funci6n de la composici6n qu6mica, seg6n se observa en la **figura 5.12**.

$$Ms [^{\circ}C] = 561 - 474x\%C - 33x\%Mn - 17x\%Cr - 21x\%Mo \quad \text{ecuaci6n 5.3}$$

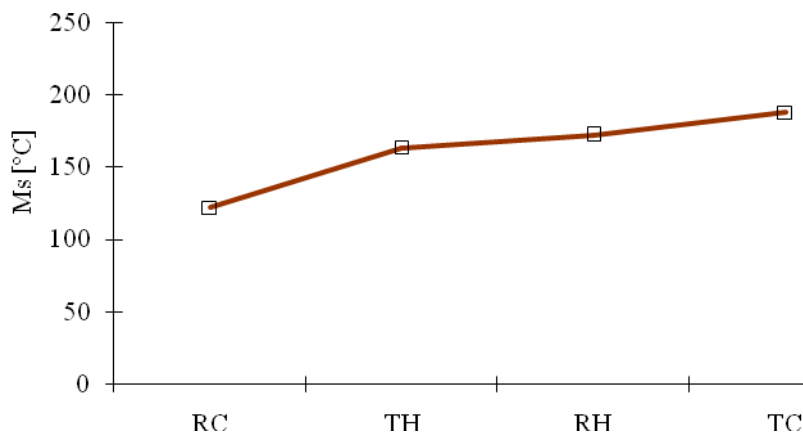


Figura 5.12. C6lculo de la Ms para los distintos cupones soldados.

Se observó entonces que al aumentar el contenido de elementos de aleación en el metal depositado se produjo una disminución de la temperatura de inicio de la transformación martensítica [7]. Por lo tanto es de esperar que durante el proceso de enfriamiento del metal soldado aumente el contenido de austenita retenida para el acero depositado con mayor porcentaje de elementos de aleación.

5.4.2. Microestructura.

Como se indicó en la sección 4.5, la microestructura estuvo compuesta de martensita y una pequeña fracción de austenita retenida.

De la literatura [7] se sabe que la temperatura M_s está controlada por la composición química. Aplicando entonces los valores de composición química de cada condición a la **ecuación 5.3** se obtuvieron los valores de la temperatura de inicio de la transformación martensítica (M_s). Luego se graficó la M_s calculada y el porcentaje de austenita retenida (γ), de todas las probetas obteniéndose la **ecuación 5.4**.

$$\gamma [\%] = 39 - 0,168 \times M_s [^{\circ}\text{C}] \quad \text{ecuación 5.4. Relación entre la austenita y } M_s$$

$$R^2 = 8,744$$

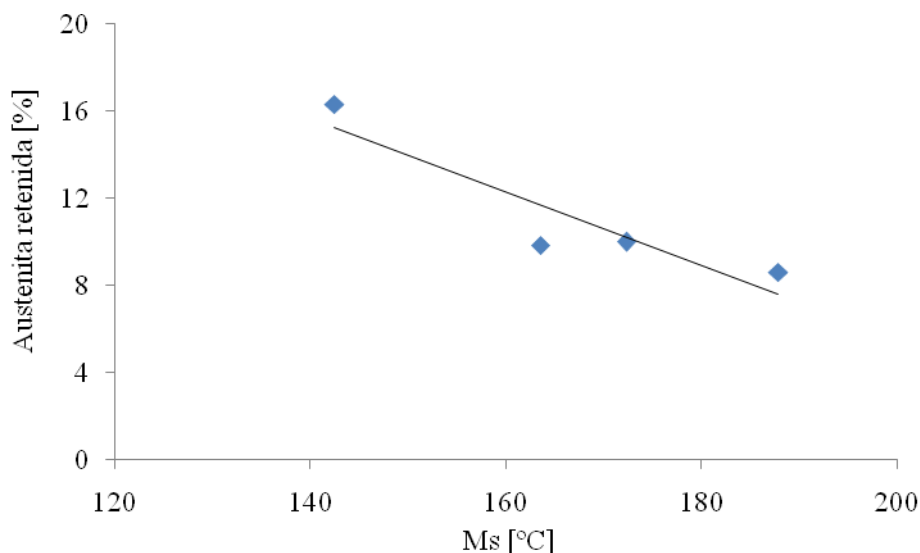


Figura 5.13. Temperatura M_s y porcentaje de austenita para todas las condiciones soldadas.

En la **figura 5.13** se observa que existe una buena correlación con los datos experimentales. Esto confirma que la mayor concentración de elementos de aleación, produjo una disminución

en la temperatura M_s y un aumento del porcentaje de la austenita retenida. Estos resultados concordaron con lo observado metalográficamente.

Además se encontró que para las probetas con mayor contenido de CO_2 en la mezcla gaseosa se redujo el contenido de elementos de aleación en el metal depositado, aumentando la M_s y disminuyendo la fracción de austenita retenida.

Se puede inferir entonces que el calor aportado no modificó sensiblemente el contenido de elementos de aleación y con ello el contenido de austenita retenida. Pero, soldar con mayor calor aportado podría haber producido un mayor revenido entre pasadas y disminuir levemente el contenido de austenita retenida, como se observa en la **figura 5.13**.

En cuanto al PWHT, para las probetas tratadas a $550\text{ }^\circ\text{C}$ durante 2 horas se encontró, como se presenta en la **figura 5.14**, que el revenido produjo una disminución del contenido de austenita retenida a valores entre 2 y 5%. Dicha transformación generó una martensita más dura que la preexistente y de diferente composición química. Además se produjo la precipitación de carburos, generando un endurecimiento secundario.

$$\gamma [\%] = 39 - 0,168 \times M_s [^\circ\text{C}] \quad \text{ecuación 5.4. Relación entre la austenita y } M_s$$

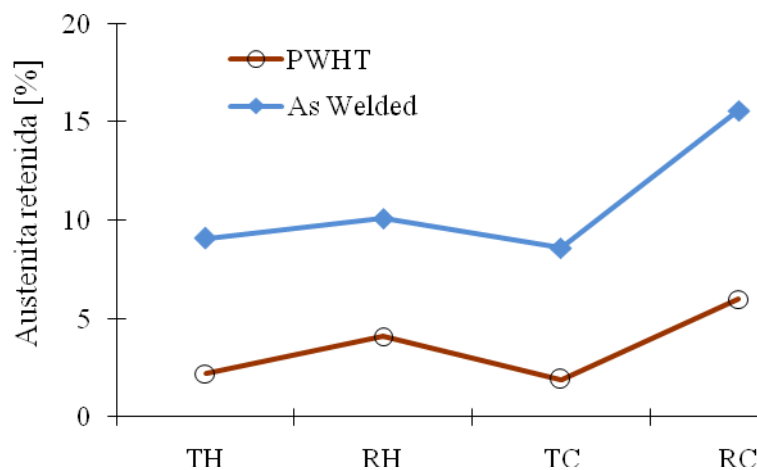


Figura 5.14. Porcentaje de austenita retenida.

5.4.3. Revenido de los sucesivos cordones.

Acorde con la literatura [8], la soldadura de multipasadas afecta térmicamente a los cordones previos. Como se indicó en el capítulo 4, ver **figura 5.15**, se observó que entre las diferentes pasadas se produjo un revenido de los cordones previos. Esto se evidenció a través del oscurecimiento de la martensita debido a la precipitación de carburos, que fue mayor en la

primera capa y fue disminuyendo hasta desaparecer en la última capa. También se observó que las zonas afectadas por el calor produjeron una importante caída de dureza, principalmente en las de mayor calor aportado. Además, entre las probetas soldadas con igual calor aportado, pero diferente gas de protección, el aumento del contenido de CO_2 en la mezcla gaseosa aportó un mayor calor sobre el metal soldado debido al leve incremento en la corriente y a la mayor radiación en el arco, por lo que el revenido fue mayor.

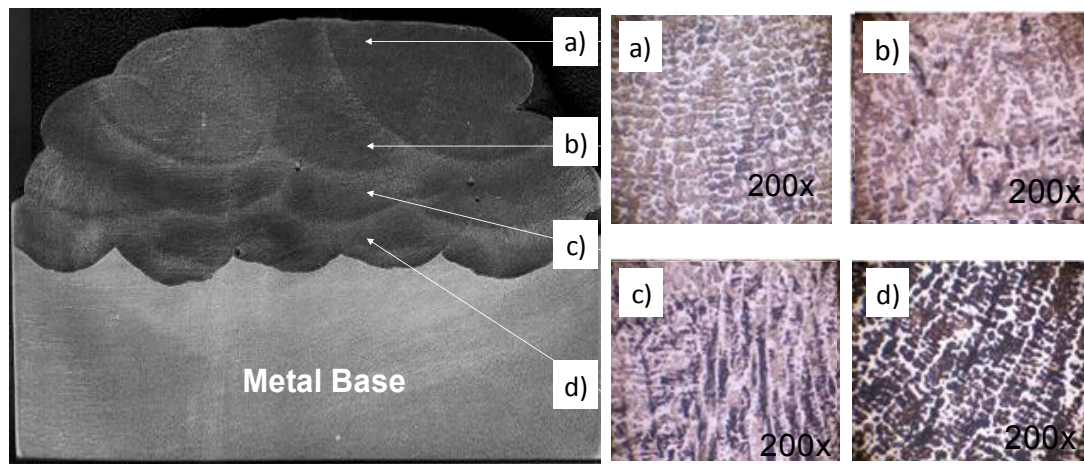


Figura 5.15. Efecto del calor aportado entre los cordones soldados.

5.4.4. Secuencia de precipitación de carburos.

Para la condición “como soldado”, producto del revenido de los cordones de soldadura, los carburos precipitados según la bibliografía [9] serían en su mayoría de los tipos M_3C y M_{23}C_6 . Para la condición tratada térmicamente a $550\text{ }^\circ\text{C}$, mediante la técnica de extracción de carburos, se identificó mediante XRD la presencia de carburos de los tipos MC , M_2C , M_{23}C_6 y M_7C_3 [10-12].

La precipitación fue preferentemente entre las agujas de martensita y los bordes de grano, como se indicó en la **figura 4.9**. El tamaño medido de los carburos de mayor tamaño fue de 50-60 nm. Esto concuerda con lo calculado mediante el uso de ancho de pico obtenido de los espectros de difracción.

Con el aumento de la temperatura de revenido se produjo un incremento en la cinética de difusión de los elementos formadores de carburos y los mismos empezaron a coalescer, aumentando de tamaño y perdiendo también su coherencia con la red cristalina, alcanzando dimensiones de hasta unos 250 nm [13]. Estos mismos fueron observados por microscopía electrónica de barrido.

La secuencia de precipitación que tendría lugar durante el PWHT es la que se indica en la **figura 5.16**.

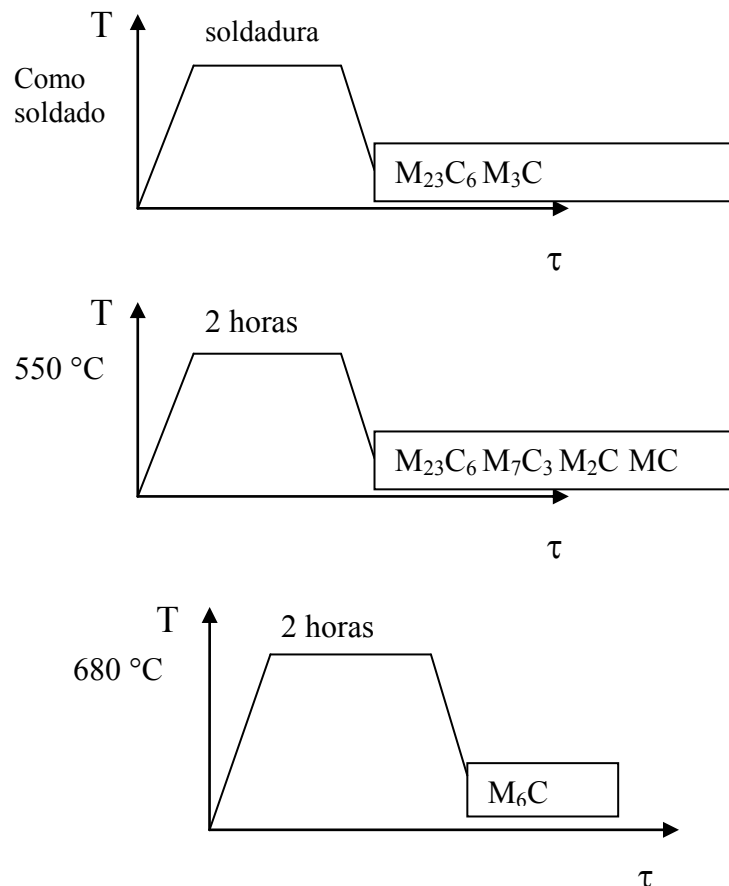


Figura 5.16. Secuencia de precipitación de carburos

Esta información es de valioso interés debido a que la evolución del tipo y tamaño de precipitados en función de la temperatura de PWHT presenta una gran influencia sobre las propiedades de los depósitos analizados. Asimismo, genera una mejor comprensión de los fenómenos metalúrgicos que tienen lugar, permitiendo una selección más racional de la temperatura adecuada de PWHT.

5.5. Microdureza.

En la **figura 5.17** se observa que en las probetas soldadas con menor aporte térmico, en la condición como soldado, se midieron menores valores de dureza que en las probetas soldadas con mayor aporte térmico. Esto estaría relacionado con la mayor fracción de austenita retenida de RC (16 %) y el menor contenido de carbono de la probeta TC, como se muestra en

la **figura 5.18** [9]. Además se puede ver que el calor aportado presentó un incremento en la microdureza debido al revenido entre pasadas [14-15].

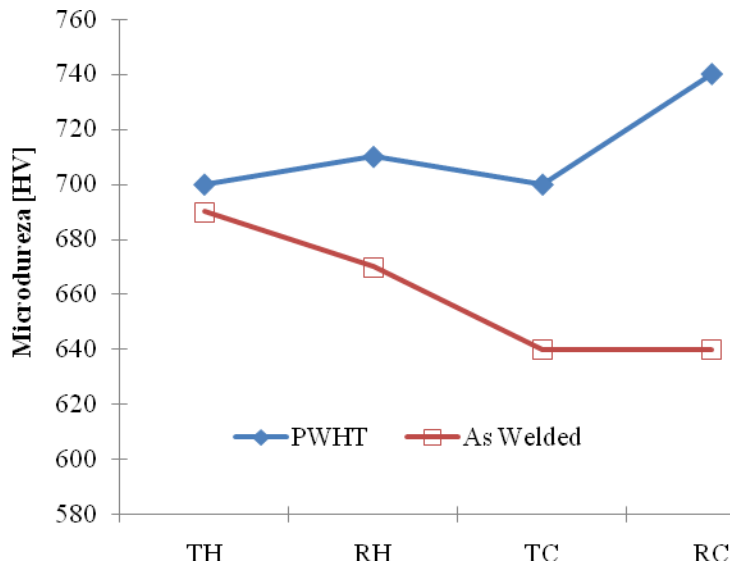


Figura 5.17. Microdureza para todas las probetas soldadas y tratadas térmicamente.

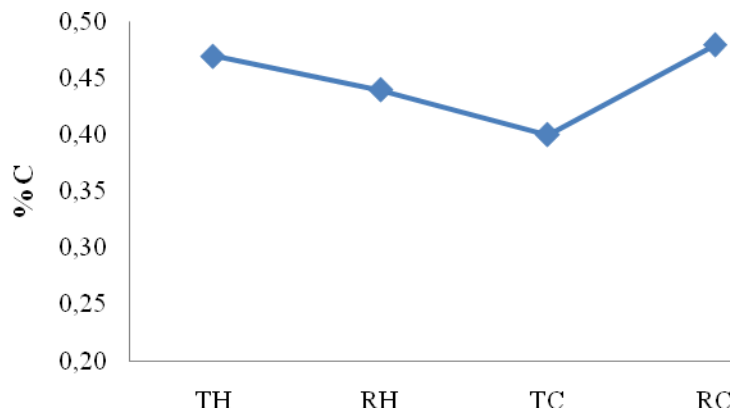


Figura 5.18. Contenido de C para todas las probetas soldadas.

En todas las probetas en condición PWHT se observó un efecto de endurecimiento secundario acompañado de la transformación de la austenita retenida a martensita, que fue mayor para la condición RC, lo que le confirió al material un incremento de dureza respecto de la condición AW. Además en las probetas TH, RH y TC la dureza alcanzada después del tratamiento térmico no presentó diferencias significativas debido a que tuvieron similar cantidad de elementos de aleación, los cuales son responsables de formar carburos coherentes de efecto endurecedor [15].

5.6. Desgaste.

5.6.1. Efecto de la temperatura de tratamiento térmico sobre la resistencia al desgaste.

En las **figuras 5.19** se grafican la dureza y la tasa de desgaste en función de la temperatura de tratamiento térmico.

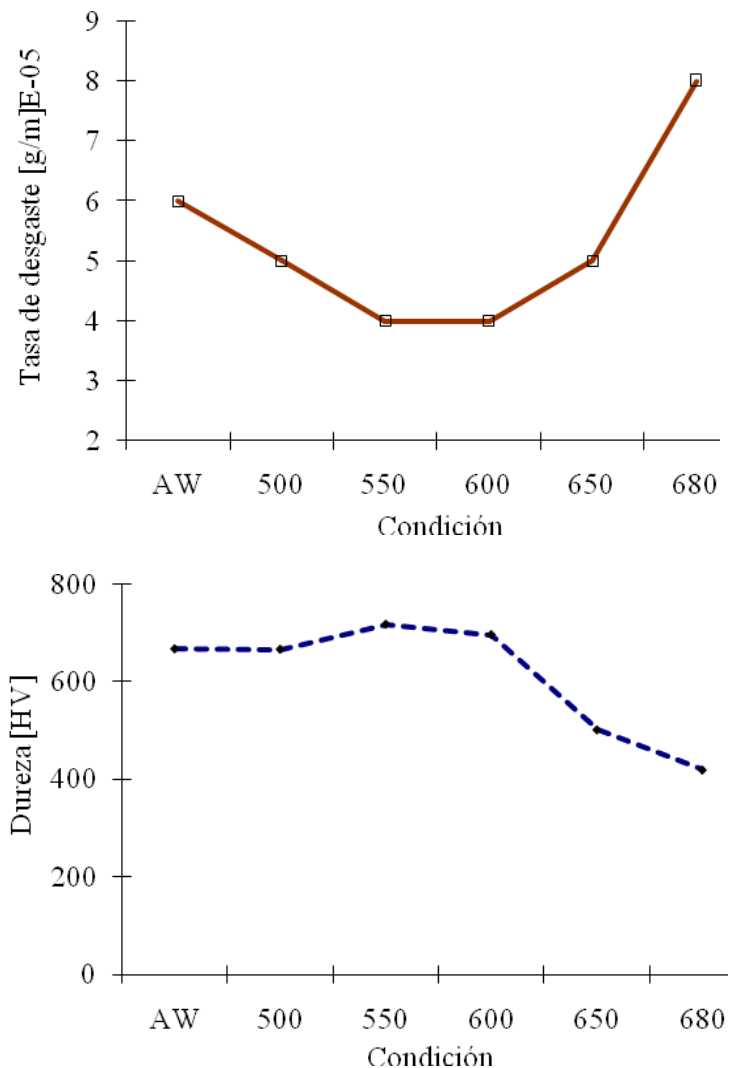


Figura 5.19. Tasa de desgaste y dureza en función de la temperatura de tratamiento térmico.

Como puede verse, existe una evidente vinculación entre la variación de la dureza del depósito y la resistencia al desgaste de este material. La tendencia general observada fue que al aumentar la dureza disminuyó la tasa de desgaste. Las muestras que presentaron la mayor dureza evidenciaron la menor tasa de desgaste. Este hecho estaría asociado con la precipitación de carburos y la transformación de la austenita en martensita durante el tratamiento térmico. Dicha precipitación de carburos finos, le confirió al material mayor

dureza y mayor resistencia al desgaste oxidativo severo, siendo éste el mecanismo principal de desgaste observado.

Se observó que la dureza inicial, medida sobre la superficie de desgaste, se mantuvo sensiblemente constante entre la condición AW y la de tratamiento térmico a 500 °C. Esto podría estar relacionado con una compensación entre el ablandamiento de la martensita por la pérdida de carbono y el endurecimiento producido por la transformación de parte de la austenita en martensita y la precipitación de carburos. Además la tasa de desgaste disminuyó en la probeta con tratamiento térmico. Esto se relacionaría con la formación de una dispersión de carburos coherentes finos que le podrían haber conferido mayor resistencia al desgaste.

Para 550 °C y 600 °C se produjo incremento de la dureza hasta alcanzar un máximo y una disminución de la tasa de desgaste hasta el valor mínimo. El efecto de endurecimiento secundario en este rango de temperaturas se optimizó, aumentando la resistencia al desgaste por delaminación. Los principales mecanismos de desgaste detectados fueron oxidación y deformación plástica y, en menor medida, abrasión y adhesión. En las adyacencias de la superficie de contacto se observó oscurecimiento de la estructura debido a la temperatura generada en un espesor de alrededor de 15 micrones por debajo de la superficie libre.

Finalmente, para temperaturas de tratamiento térmico superiores (650 °C y 680 °C) se observó una caída abrupta de la dureza y un aumento importante en la tasa de desgaste. Estos hechos podrían estar asociados con el crecimiento y la pérdida de coherencia de los carburos precipitados y el menor contenido de carbono de la martensita, lo que produjo un ablandamiento de la matriz. El mayor tamaño de los carburos y el aumento de la deformación plástica favorecieron el desgaste por delaminación [16].

Para las probetas tratadas a 680 °C, se pudo corroborar que el mecanismo de desgaste dominante fue delaminación, observándose una estructura fundamentalmente martensítica, con una zona deformada cercana a la superficie de contacto de mayor tamaño y oxidación sobre la superficie y dentro de las fisuras subsuperficiales.

Cabe hacer notar que para las probetas tratadas a 500 y 650 °C, las tasas de desgaste fueron similares, si bien la dureza de la muestra tratada a 500 °C fue significativamente mayor. Esto podría estar relacionado con el hecho de que a 650 °C la microestructura estuvo compuesta por martensita con menor contenido de carbono y carburos en mayor cantidad y tamaño, teniendo asociada una disminución de la dureza. Sin embargo la resistencia al desgaste se mantuvo debido a la compensación entre la menor dureza del sustrato y la menor cantidad de precipitados en la matriz, lo que mejora la resistencia al desgaste por delaminación [17-18].

A partir de lo estudiado se recomienda aplicar tratamiento térmico sobre las piezas o elementos de máquinas a recargar a temperaturas comprendidas entre 550 y 600 °C, rango dentro del cual se produce el máximo endurecimiento y la mejor resistencia al desgaste.

5.6.2. Efecto de la carga aplicada sobre la resistencia al desgaste de la placa, para todas las probetas soldadas y tratadas térmicamente.

En la **figura 5.20**, se presenta el mapa de mecanismos de desgaste para aceros ensayados en un equipo pin-on-disk sin lubricación. Se puede ver que la transición entre desgaste suave a severo presenta un amplio rango. Además que dicha transición depende de dos factores: la carga y la velocidad. También se observa que si a bajas cargas se varía la velocidad de deslizamiento, el desgaste es mayoritariamente suave. Esto es debido a que el sustrato logra soportar la capa de óxido o a que la capa de óxido es gruesa y estable. Pero si se aumenta la carga aplicada el desgaste pasa a ser severo y la delaminación ocurre principalmente en el sustrato.

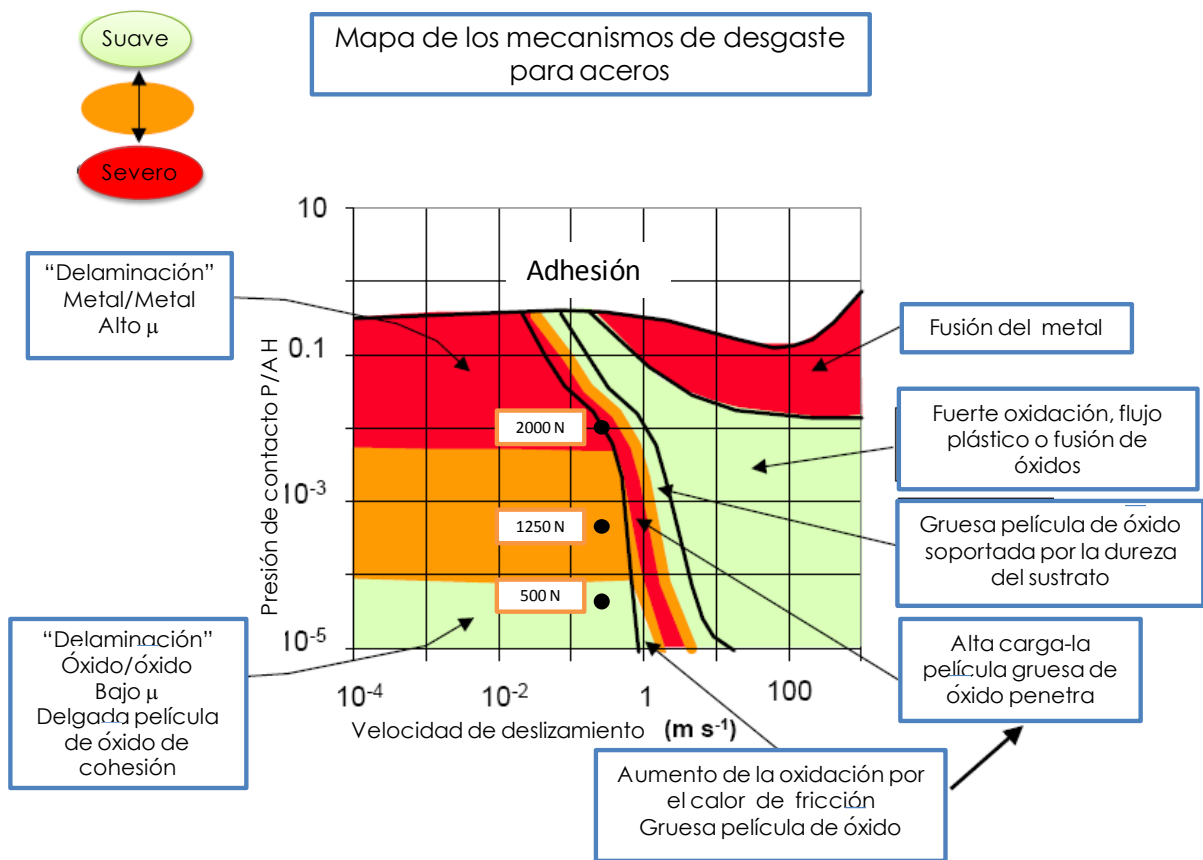


Figura 5.20. Mapa de mecanismos de desgaste para acero [18].

Como una primer aproximación, aplicando los resultados del ensayo de desgaste, carga aplicada y velocidad, sobre el mapa de desgaste para acero, propuesto por Ashby [18], **figura 5.20**, se obtuvo que cuando se aplicó una carga de 500 N el mecanismo de desgaste fue oxidativo (o sea delaminación del óxido) y para 2000 N el mecanismo fue delaminación de la matriz; para las probetas ensayadas a 1250 N de carga el mecanismo de desgaste sería una combinación de ambos.

En base a los resultados obtenidos de los ensayos de desgaste, presentados en la **figura 5.21**, se encontraron 3 zonas de desgaste: una de desgaste suave, otra de desgaste severo y una formada por una mezcla de ambas, lo que es coincidente con lo propuesto por Ashby. Además, se observó que la dispersión de la tasa de desgaste, para una misma condición de carga, se encontró dentro del 5 al 35%.

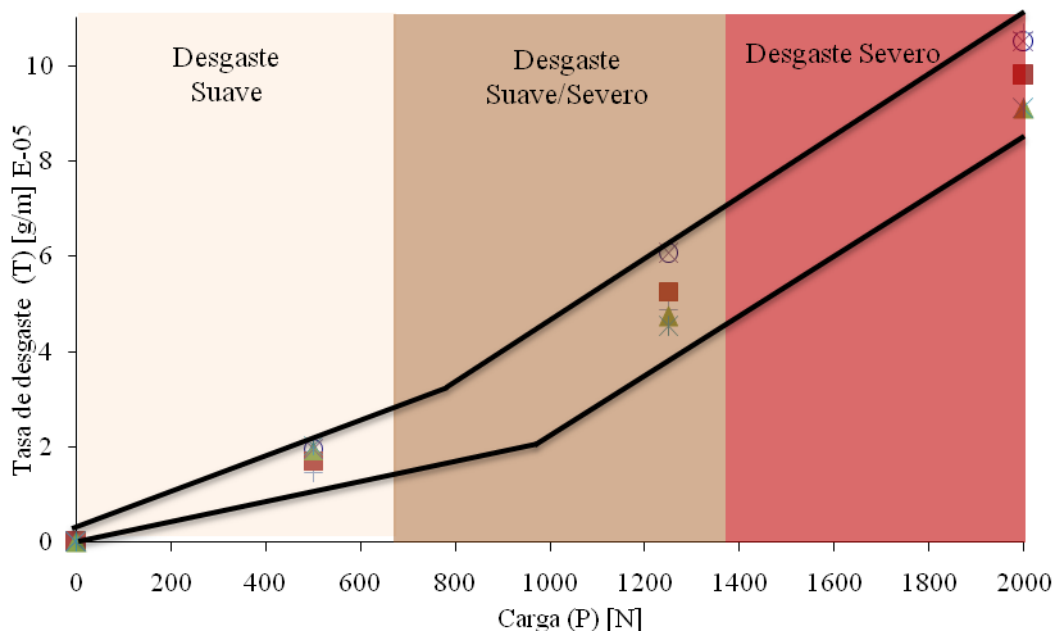


Figura 5.21. Tasa de desgaste en función de la carga aplicada.

Ahora, tomando los ensayos de esta tesis que se realizaron en deslizamiento puro metal/metal y sin lubricación pero con la diferencia de tener otra geometría de probetas que produjeron un mayor calor y por ende mayor temperatura, se analizará finalmente el modelo actual de desgaste propuesto por Cui et al., **figura 5.22**. Para bajas cargas, se observa que los niveles de deformación plástica son bajos y que sobre la superficie se forma una capa de óxido, la cual con las sucesivas pasadas se desprende para formar el debris (etapas 1 y 2 de la **figura 5.22**). El desgaste preponderante es oxidativo suave.

Al aumentar la carga aplicada, la temperatura generada por fricción aumenta, lo cual modifica la ductilidad del acero, por lo que se produce una mayor deformación plástica debajo de la capa de óxido en la matriz, lo cual genera fisuras que luego se propagan hasta desprenderse (etapas 3 y 4 de la **figura 5.22**). El mecanismo de desgaste es por delaminación u oxidativo severo. En base a este modelo a continuación se realizará un análisis de lo que ocurrió a una dada condición de carga para diferentes probetas soldadas.

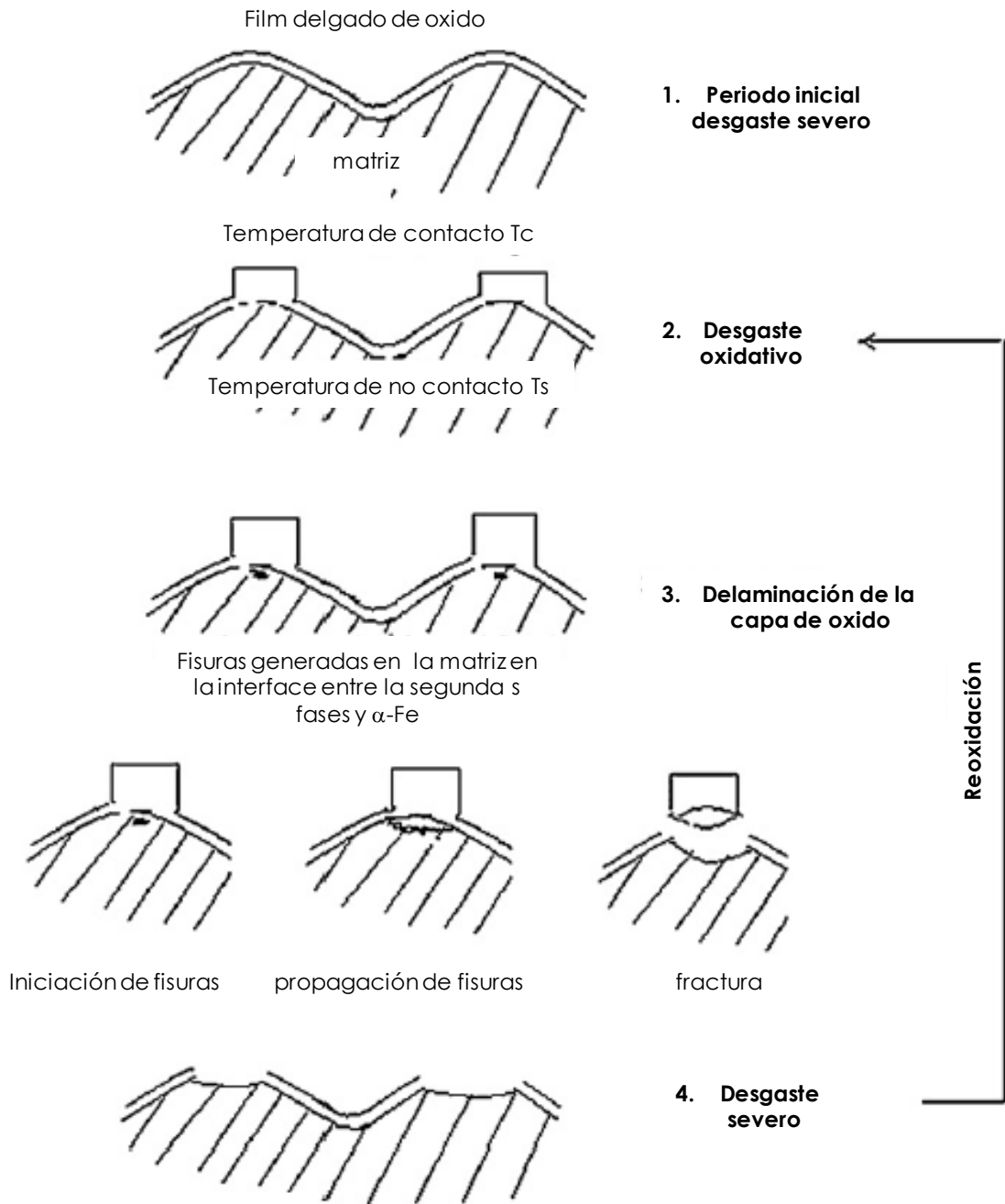


Figura 5. 22. Modelo de desgaste oxidativo para elevadas temperaturas de fundiciones de acero con segundas fases [19].

Para 500 N de carga aplicada:

A partir de los resultados obtenidos de los ensayos de desgaste se calculó la tasa de desgaste, obtenida de la pendiente de las rectas de ajuste. En la **figura 5.23** se grafican los valores obtenidos para cada muestra. Las probetas AW presentaron mejor resistencia al desgaste que las PWHT. Esto, como se discutirá más adelante, estaría asociado a que durante el tratamiento térmico el cromo en solución precipitó formando carburos, disminuyendo la resistencia a la oxidación del metal [20-21]. Además, se observó que la tasa de desgaste de las probetas con PWHT presentaron similares valores; esto se debería a que todas ellas presentaron microestructuras similares después del tratamiento térmico. Para las probetas “as welded”, sólo en la condición RC se detectó alguna diferencia microestructural. En este caso se tuvo un mayor contenido de austenita retenida. La tasa de desgaste varió levemente entre las mismas, siendo mayor para la probeta TH. Esto se debería a que ésta presentó mayor revenido entre los cordones y por lo tanto mayor precipitación de carburos y menor contenido de Cr en solución en la matriz martensítica, por lo que se redujo la resistencia al desgaste [20-21].

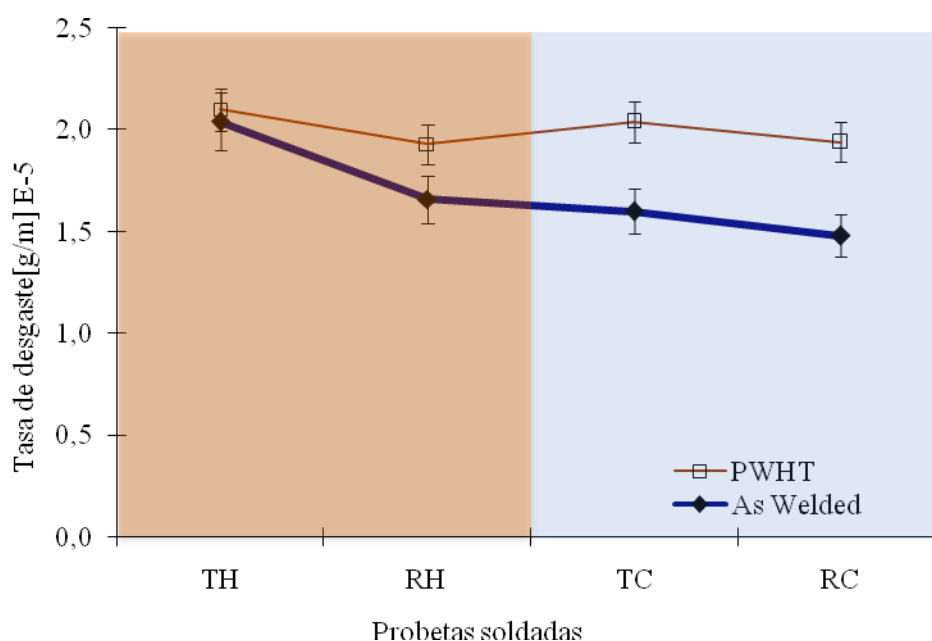


Figura 5.23. Pérdida de peso en función de la distancia recorrida para 500N.

De la teoría de Quinn [22], sobre desgaste oxidativo, se sabe que cuando se alcanza un espesor crítico de oxidación, el óxido se vuelve inestable y se rompe formando el debris. A partir de las ecuaciones de Archard, Quinn propone una relación entre la tasa de desgaste del

material oxidado y la tasa de oxidación estática del mismo. La ecuación propuesta es la siguiente:

$$W = \frac{d A K_p}{V f^2 \xi^2 \rho^2} \quad \text{ecuación 5.5}$$

Siendo:

W = la tasa de desgaste.

V = la velocidad de deslizamiento.

d = la distancia a lo largo de la cual el contacto de deslizamiento se mantiene.

A = el área real de contacto.

K_p = la constante parabólica de la oxidación estática.

f = la fracción de óxido que es de oxígeno.

ρ = es la densidad promedio del óxido.

ξ = el espesor crítico de óxido.

En base a los resultados obtenidos en los ensayos se puede decir que:

- El área real de contacto A , es igual en todas las probetas ensayadas.
- La velocidad de deslizamiento, V , es constante.
- La distancia durante la cual el deslizamiento está en contacto, d , es la misma para todas las condiciones.
- Debido a que el óxido formado en todas las condiciones es el mismo, Fe_2O_3 , los valores de f y ρ son iguales. Además el espesor crítico de óxido alcanzado, ξ , es de 1-2 μm para todas las condiciones.
- Cálculos teóricos de Quinn y Wolley, basados en la formación de óxidos Fe_2O_3 , dan una corrección de +200 °C sobre la temperaturas de equilibrio en la superficie de desgaste que se encuentran dentro de los 100°C-200°C. Para el presente trabajo, se estima entonces que la temperatura en superficie fue de 300°C-400°C, la cual es suficiente para la formación de los óxidos [23].

Por lo tanto, si se realiza la siguiente relación y utilizando los datos de los ensayos de oxidación estática para el material de recargue se obtiene:

$$\frac{W(\text{como soldado})}{W(\text{PWHT})} = \frac{K_p(\text{como soldado})}{K_p(\text{PWHT})} = \frac{0,00030}{0,00036} = 0,82 \quad \text{ecuación 5.6}$$

Como se corroboró en los ensayos de desgaste se puede deducir entonces que el tratamiento térmico produjo un aumento de la velocidad de oxidación del material y con ello un incremento de la tasa de desgaste.

En la **figura 5.24** se observa que la correlación entre la tasa de desgaste y la dureza del material no fue buena. Se puede ver que existió la tendencia a que al aumentar la dureza aumentó la tasa de desgaste. Esto estaría relacionado a cambios microestructurales que modifican la resistencia a la oxidación y con ello la tasa de desgaste.

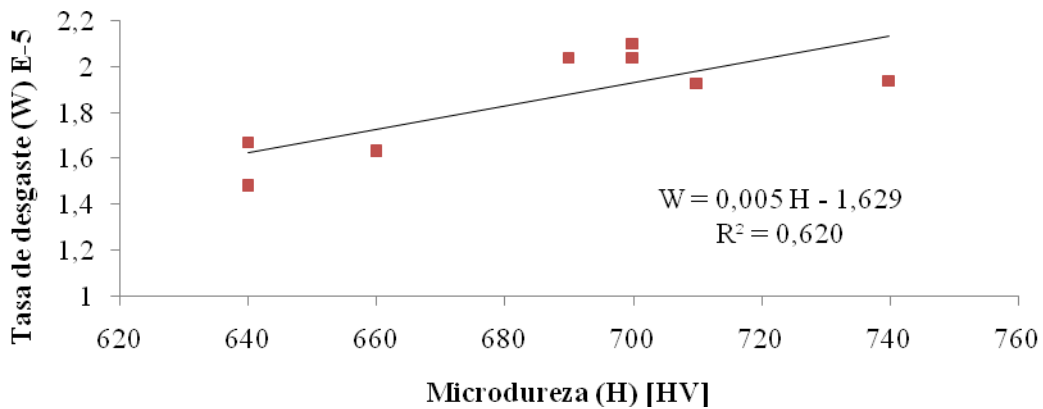


Figura 5. 24. Relación entre la microdureza y la tasa de desgaste para las probetas ensayadas a 500 N de carga.

Para 1250 N de carga aplicada:

Se observó que el tratamiento térmico post soldadura no modificó significativamente la resistencia al desgaste en ninguna probeta (**figura 5.25**).

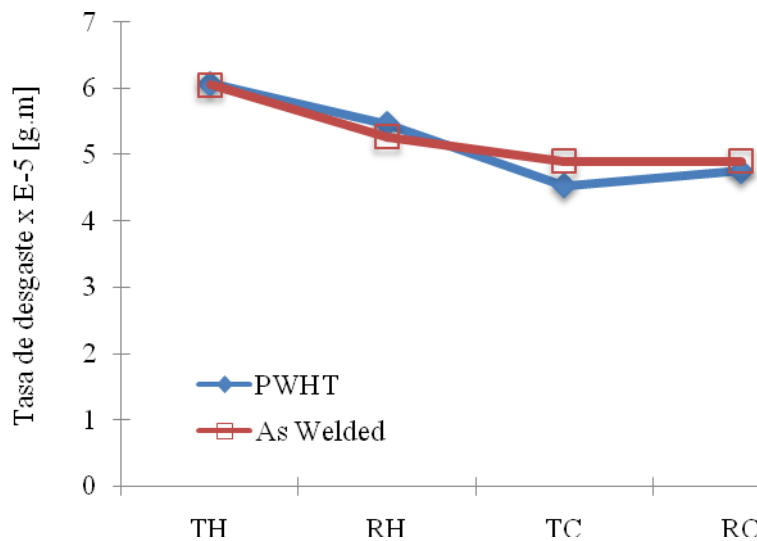


Figura 5. 25. Pérdida de peso en función de la distancia recorrida para 1250N.

Además se encontró una independencia de la tasa de desgaste con la microdureza, como se muestra en la **figura 5.26**.

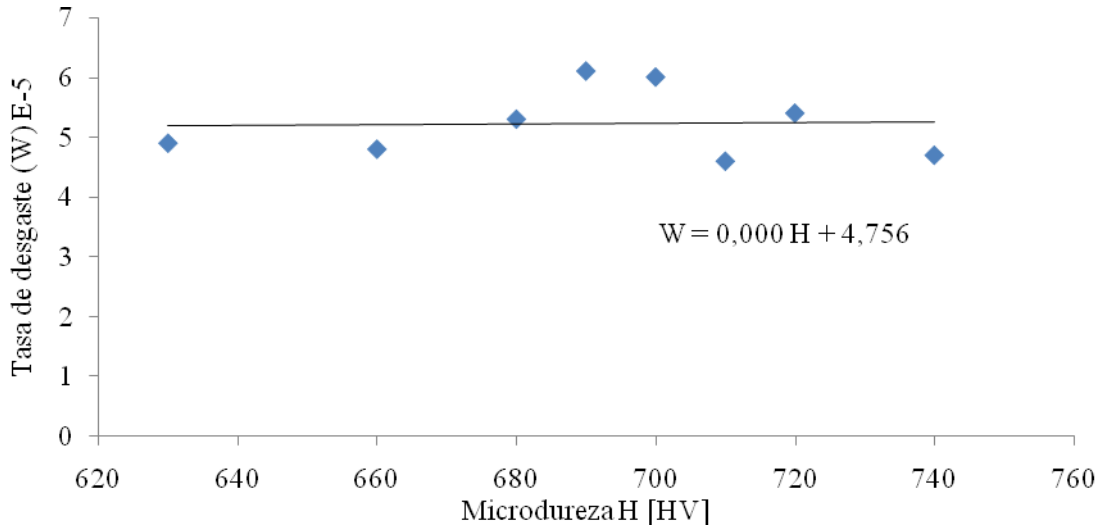


Figura 5. 26. Relación entre la microdureza y la tasa de desgaste para las probetas ensayadas a 1250 N.

Esta condición de ensayo se encuentra en una zona de transición, donde actúan dos mecanismos de desgaste: el oxidativo suave y el severo. La temperatura medida estuvo entre los 300 a 400°C por lo que la temperatura en la zona de contacto debe haber sido de 500 a 600 °C. Aplicando nuevamente la relación de la tasas de desgaste propuesta por Quinn, se obtuvo la **ecuación 5.7**.

$$\frac{W(\text{como soldado})}{W(\text{PWHT})} = \frac{Kp(\text{como soldado})}{Kp(\text{PWHT})} = \frac{0,00094}{0,00105} = 0,9 \quad \text{ecuación 5.7}$$

Estos resultados son coincidentes con lo observado en la **figura 5.25**, mostrando que el tratamiento térmico no tuvo prácticamente incidencia en la tasa de desgaste.

Para poder determinar la incidencia de ambos mecanismos sobre la tasa de desgaste se grafica la tasa de desgaste específica, esto es el cociente entre dicha tasa y la carga de ensayo (500N y 1250N). En la **figura 5.27** se muestran los resultados obtenidos para las distintas probetas de soldadura analizadas. Se puede observar que no existen grandes diferencias entre los distintos valores de tasa de desgaste específica (<25 %). En base a esto se puede inferir que el principal mecanismo de desgaste a 500 y 1250 N fue el oxidativo suave.

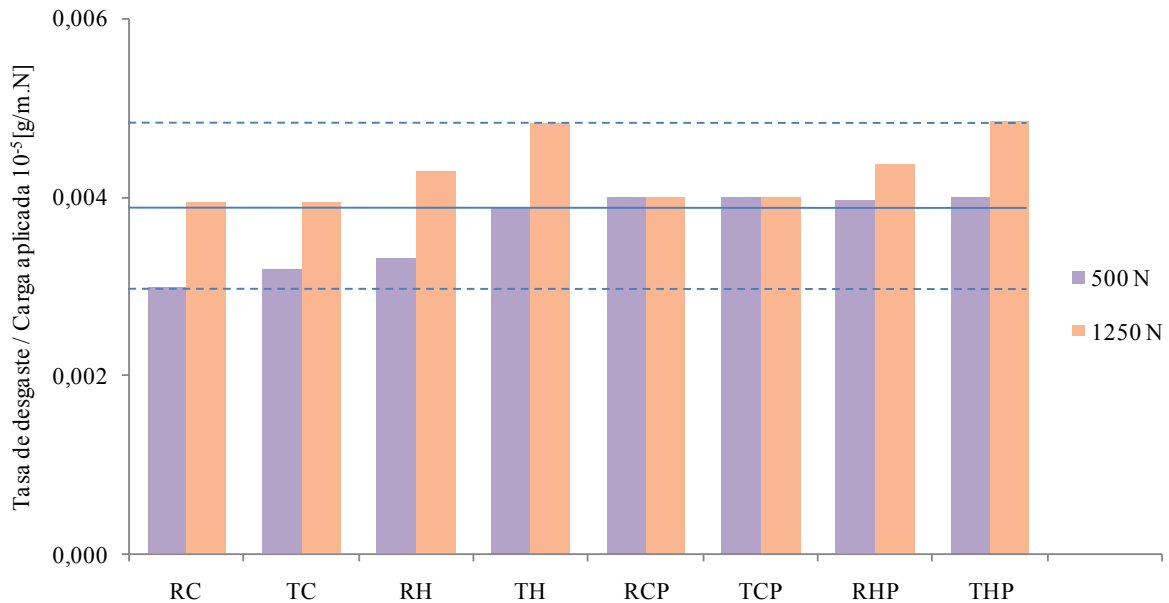


Figura 5.27. Comparación de la tasa de desgaste específica, a 500 y 1250N, para las distintas condiciones analizadas.

Se observó entonces que la tasa de desgaste específica de las probetas as welded ensayadas a 1250 N fue levemente superior respecto de las muestras ensayadas a 500 N de carga aplicada. Además se encontró que el tratamiento térmico no modificó significativamente la resistencia al desgaste. Esto estaría asociado a la presencia del desgaste oxidativo severo.

En la **figura 5.28** se muestran las gráficas y las ecuaciones correspondientes obtenidas entre tasa de desgaste aplicada y la constante de oxidación estática para cada condición de carga.

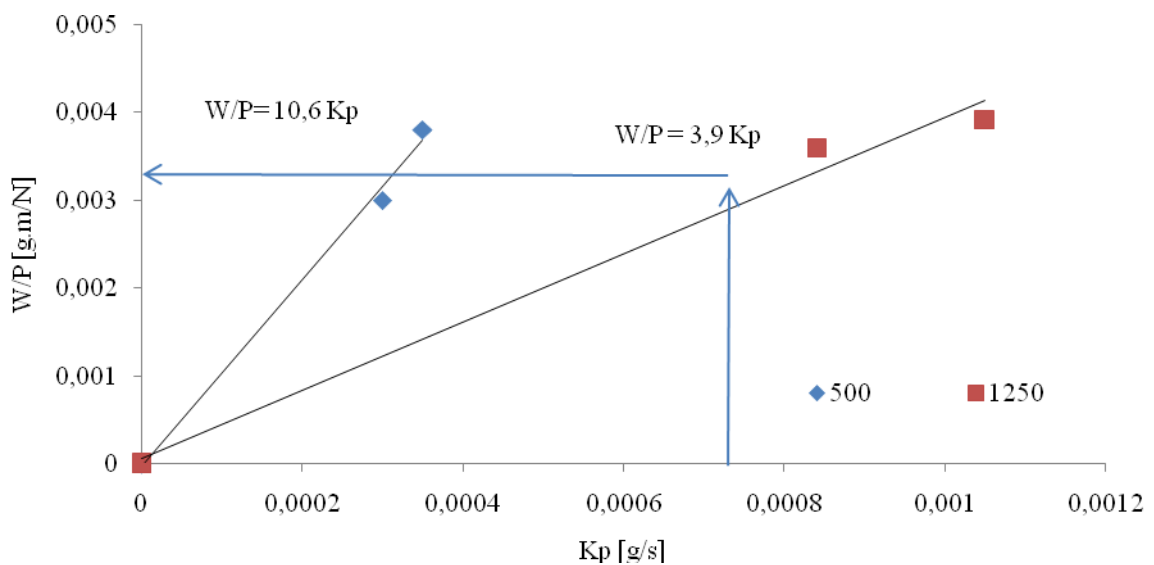


Figura 5. 28. Relación entre la tasa de desgaste, la carga aplicada y la constante de oxidación estática.

Se observa que existe una buena correlación lineal para las distintas gráficas. Como se dedujo previamente las probetas ensayadas a 500 y 1250 N de carga aplicada el desgaste fue principalmente oxidativo. En base a esto, se puede relacionar la tasa de desgaste con la constante de oxidación estática (k_p) del material. Este gráfico, presenta desde el punto de vista tecnológico una interesante aplicación práctica debido a que permite encontrar la tasa de desgaste para este material a una carga aplicada dada a partir de la tasa de oxidación estática.

Para 2000 N de carga aplicada:

Para esta carga las probetas con PWHT presentaron mejor resistencia al desgaste que las AW, ver **figura 5.29**.

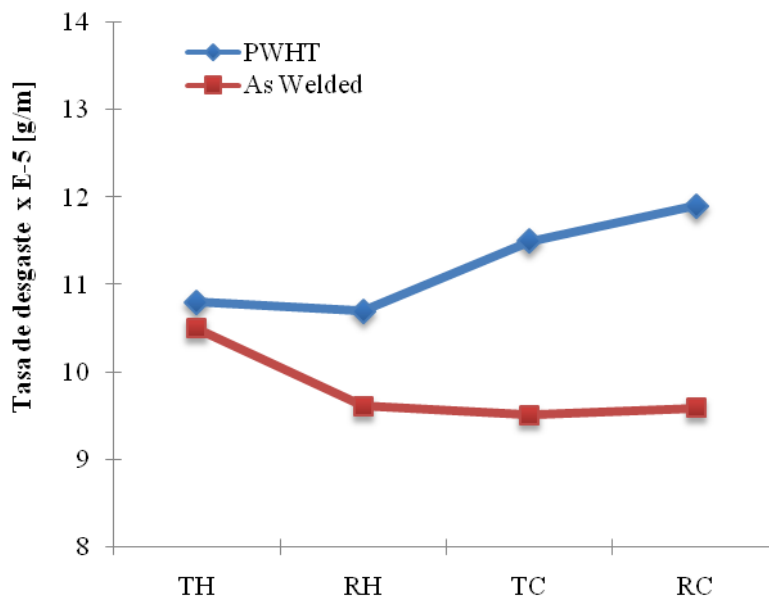


Figura 5.29. Tasa de desgaste para 2000 N.

Esto estaría asociado a que la deformación plástica fue mayor en las condiciones AW, produciendo una mayor cantidad de fisuras subsuperficiales paralelas a la dirección de deslizamiento, que se propagaron con el tiempo hasta alcanzar la longitud crítica, desprendiéndose luego del material base en forma de debris. A su vez, el material con sustrato más duro permitió generar una capa de óxido que le confirió mejor resistencia al desgaste. Sobre la superficie de desgaste se identificó como mecanismo principal el de oxidación severa, observándose también zonas de desgaste adhesivo y abrasivo. Durante el ensayo de desgaste, la temperatura de equilibrio alcanzada fue de alrededor de 510 °C. La transición de desgaste suave a severo puede deberse a cambios en el patrón de delaminación de la capa de óxido. La delaminación dentro del óxido o en la interfaz fue observada como un patrón en

desgaste oxidativo. Este patrón muestra que el comportamiento al desgaste es ampliamente dependiente de la capa de óxido. Los resultados están de acuerdo con las actuales teorías de desgaste oxidativo. Sin embargo, cuando la delaminación se produce en la matriz que se encuentra debajo de la capa de óxido, el comportamiento al desgaste deberá ser relacionado con la resistencia mecánica de la misma. El proceso de desgaste es delaminación del sustrato. La delaminación de la matriz debajo de la película de óxido requiere de la iniciación de la fisura y su propagación durante el proceso de desgaste. En este caso, la resistencia al desgaste será dependiente de la microestructura, los esfuerzos y la tenacidad de la matriz.

Es razonable esperar que la deformación plástica sea un factor importante en la iniciación de las fisuras y propagación de las mismas. Una intensa deformación plástica se observó en la matriz debajo de la capa de óxido, que tuvo lugar durante el proceso de deslizamiento, según lo mostrado en la **figura 4.26**. Esto se debe a que la fuerza de fricción se transmite a la matriz mediante la dura capa de óxido, generando el movimiento de las dislocaciones bajo la capa de óxidos [24].

Las microestructuras de acero revenidas a 500°C y 600°C dan martensita revenida con dureza en el rango 58-60 HRC [25]. Durante el proceso de deslizamiento, la temperatura alcanzada en la superficie de desgaste puede alcanzar los 530 °C. Por lo tanto, la matriz debajo de la capa de óxido es fácilmente deformable plásticamente. Pero las segundas fases como carburos o inclusiones son demasiado duras para deformarse. La presencia de segundas fases en la matriz, la incompatibilidad de desplazamientos entre la matriz y las segundas fases produce altas deformaciones en la región debajo de la capa de óxido producto del contacto de las asperezas durante el proceso de desgaste. La tensión normal generada en la interfase, entre la matriz y la segunda fase, se ilustra en la **figura 5.30**, donde la segunda fase se considera como una esfera rígida.

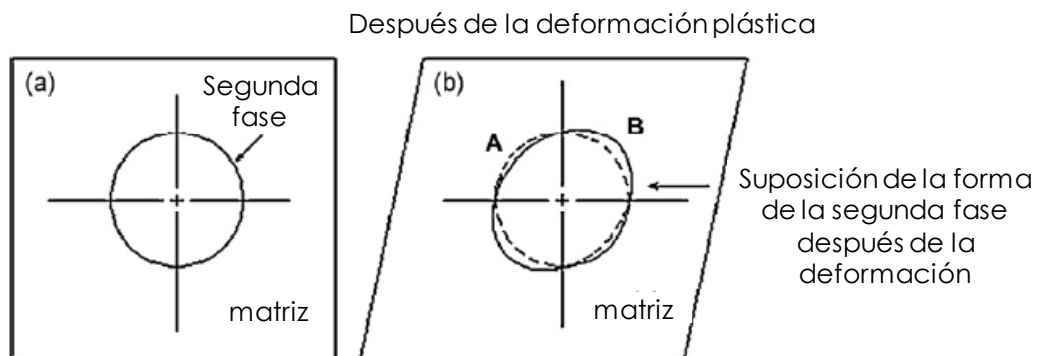


Figura 5.30. Figura esquemática de la deformación de la segunda fase y la matriz [26].

La tensión normal en el punto A es de compresión, mientras que la tensión normal en B es de tracción. Cuando la tensión de tracción en B es mayor que la tensión teórica en la interfase entre la matriz y la segunda fase, se iniciará la fisura. Para esto debe satisfacerse la condición de energía que demanda que el tamaño de la segunda fase debe superar la dimensión crítica ($10^{-2} \mu\text{m}$) [24, 26].

A través de los análisis realizados a las muestras ensayadas, se determinó que la dimensión de las segundas fases satisficieron las condiciones de energía. Por lo que, consecuentemente esto puede explicar porqué la fisura se encontró en la matriz, debajo de la capa de óxido. Es razonable postular que la delaminación de la matriz, debajo de la capa de óxido, resultó en desgaste severo.

En base a lo mencionado anteriormente se encontró una relación lineal entre la dureza y la tasa de desgaste, como se observa en la **figura 5.31**.

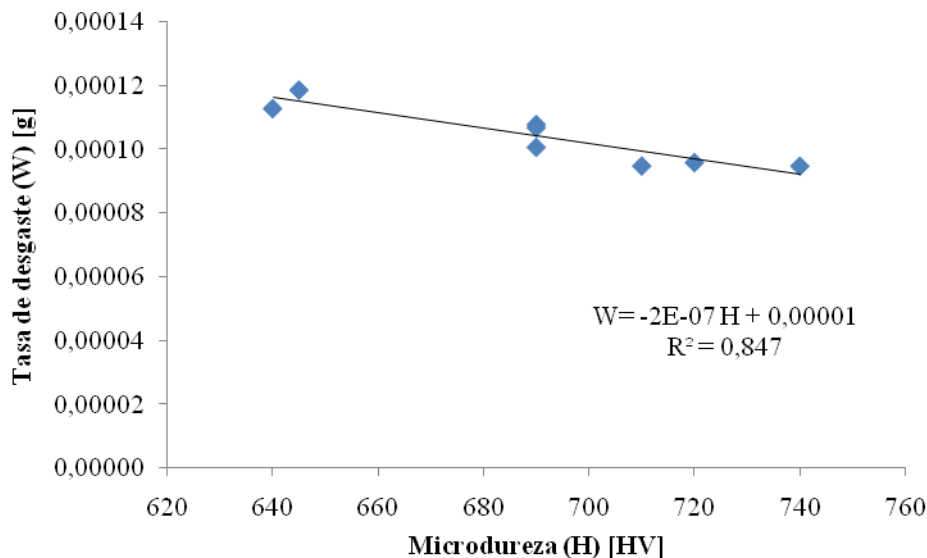


Figura 5.31. Relación entre la microdureza y tasa de desgaste para las probetas ensayadas a 2000 N.

Esto estaría asociado a que finos carburos no pueden causar la iniciación de fisuras durante el proceso de deslizamiento. Todo lo contrario, ellos pueden mejorar la estabilidad térmica y la resistencia mecánica y reducir la deformación plástica y, por lo tanto aumentar la resistencia al desgaste [27-28].

Es interesante hacer notar que desde un punto de vista tecnológico, dependiendo de la aplicación para la que estará diseñado el recubrimiento, la realización de PWHT no siempre es deseable, contrariamente a lo habitualmente recomendado, aunque la dureza del depósito aumente. Como se mostró anteriormente, para baja carga (500 N) la resistencia al desgaste

está controlada por delaminación de óxidos y es por lo tanto la resistencia a la oxidación del material la que define la magnitud del desgaste. En este caso el PWHT va en detrimento de la resistencia al desgaste. Del mismo modo, para 1250 N no es relevante la realización de PWHT, por lo que sólo es recomendable para condiciones de servicio de alta carga o alta tensión de contacto donde la resistencia de la matriz es la que controla el desgaste del material.

5.6.3. Resistencia al desgaste de la rueda

La superficie de la rueda está sometida a carga variable debido a que la misma gira cambiando la superficie de contacto con la placa. El mecanismo de desgaste actuante es el de delaminación de la capa de óxidos (oxidación severa). Se pudo observar que para las distintas condiciones de carga ensayadas se produjo el endurecimiento en la zona cercana a la superficie alcanzando valores de 450 HV. Este endurecimiento produjo un sustrato duro que le confirió al material la capacidad de formar y mantener la película de óxido. En la **figura 4.42** se muestran varias micrografías de la sección rueda ensayada, donde se observan películas de óxido soportadas por dicha capa endurecida por deformación. Diferentes autores [29,30] han demostrado que la dureza de 400-500 HV es la más adecuada para el establecimiento de las películas de óxidos.

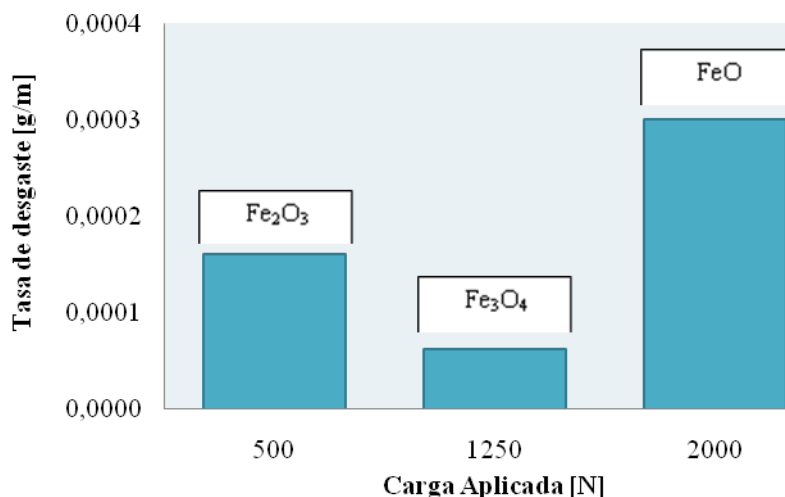


Figura 5.32. Relación entre la tasa de desgaste y carga aplicada.

En la **figura 5.32**, se grafica la tasa de desgaste en función la carga aplicada, encontrándose que hubo un periodo de transición en donde la tasa de desgaste disminuyó al aumentar la carga aplicada. Esto estaría asociado a que al aumentar la carga la temperatura generada por

fricción aumentó y se produjo un cambio en el tipo de óxido en la superficie, el cual mejoró la resistencia al desgaste [29]. Trabajos previos de Sakrani y Sullivan [30] encontraron que la película de óxido Fe_3O_4 es mecánicamente más estable. Esto se debe a que dicha capa está formada por la difusión en equilibrio de ambos aniones y cationes, lo que hace que la mayor parte de los óxidos sean más estables y la adhesión con el sustrato del metal sea buena. Por el contrario, las películas de óxidos Fe_2O_3 son menos estables debido a la relación de Pilling Bedworth (relación entre la unidad de volumen de la celda del óxido y la unidad de volumen de la celda del metal) es alta (2,14). Las grandes tensiones internas aparentes, junto con la expansión de la red debido al crecimiento por la migración del óxido, conducen a la pérdida de adherencia del óxido y, por lo tanto, disminuye la resistencia al desgaste. Finalmente, en el caso de FeO , donde la tensión interna es baja (1,68) la migración de cationes a través de la película resulta en la formación de cavidades en la interface metal/óxido que eventualmente reducen la adherencia de películas de óxido en el sustrato del metal, aumentando la tasa de desgaste.

5.6.4. Resistencia al desgaste bajo cargas variables

De los datos obtenidos de los ensayos de desgaste realizados bajo cargas variables, se puede ver en la figura 5.33, que el aumento de la microdureza del material produjo un aumento en la tasa de desgaste.

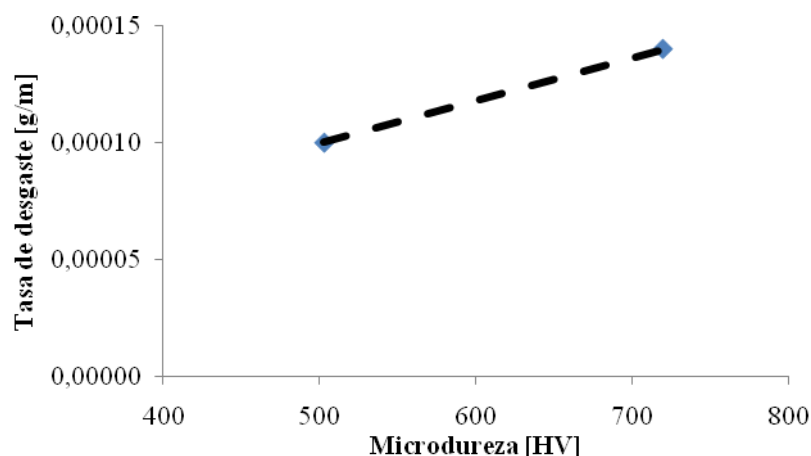


Figura 5.33. Relación entre la dureza y la tasa de desgaste para las condiciones bajo carga cíclica.

De lo anterior se puede observar que para todas las condiciones, el proceso de desgaste fue el siguiente: una primera etapa (**figura 5.34a**) donde, por fricción, se produjo una elevación de la temperatura, siendo mayor en las zonas de interferencia (T_c). Luego se produjo la deformación plástica en dichas zonas y la difusión del oxígeno en el metal (**figura 5.34b**), provocando la oxidación del mismo [31]. Entonces, se comenzaron a generar en la superficie las primeras fisuras, entre las placas de martensita, producto de las elevadas deformaciones [32]. Posteriormente la capa de óxido creció y en las probetas sometidas a carga variable, la fisura se propagó por los mecanismos de fatiga controlada por deformación hasta producir el desprendimiento del material [33-34]. Luego el proceso se reinicia desde **figura 5.34a**.

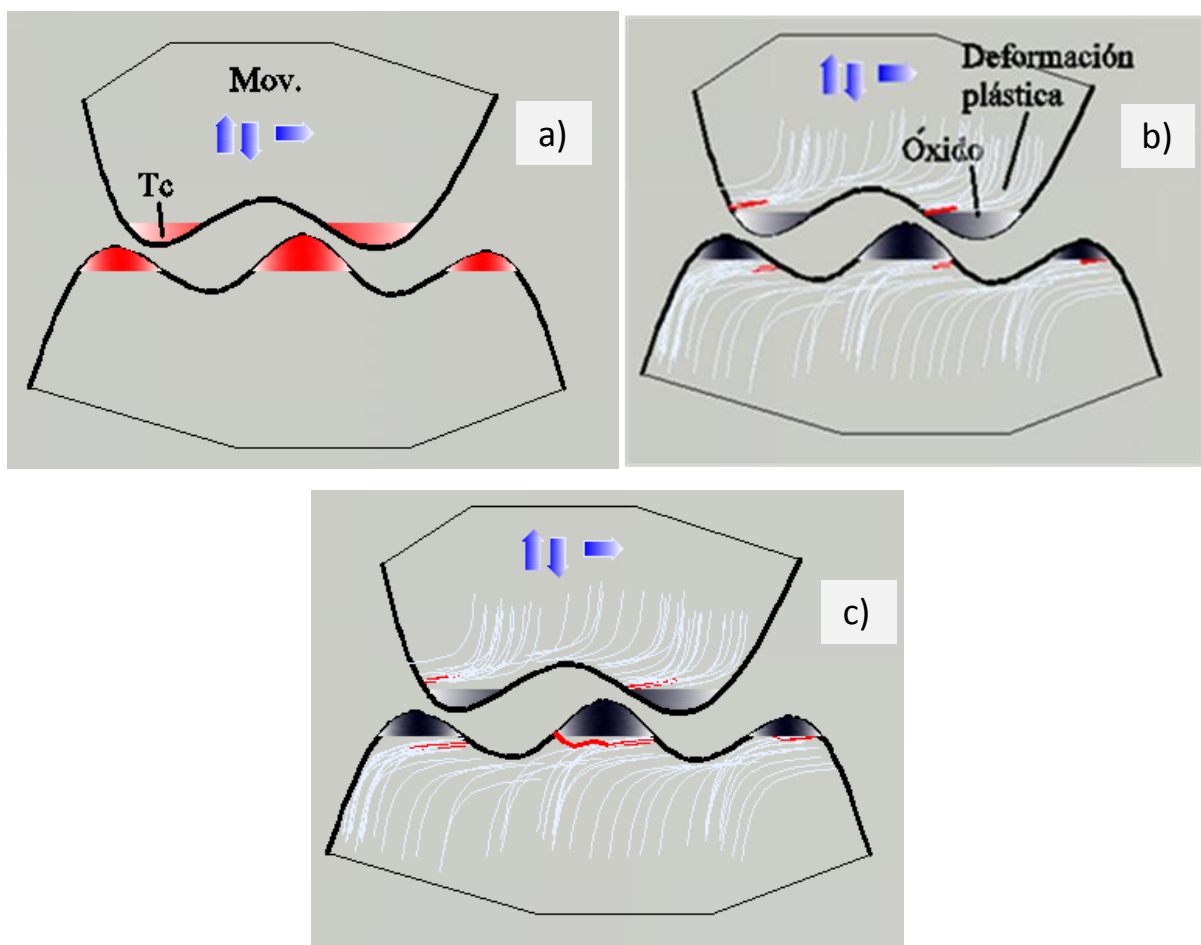


Figura 5.34. Secuencia de desgaste para todas las probetas ensayadas.

El desgaste fue controlado por la resistencia a la fatiga de bajo número de ciclos. En base a lo reportado en la literatura [35] el proceso de falla por fatiga puede ser dividido en las siguientes etapas:

1. Primero deformación plástica cíclica

2. Iniciación de una o más microfisuras
3. Propagación o coalescencia de microfisuras
4. Falla

Las investigaciones de Jahanmir and Suh [36] encontraron que la alternancia de la fuerza de fricción en las asperezas de contacto inician las fisuras en la interfase entre las segundas fases y la matriz en menos de 100 ciclos. Por lo tanto la iniciación de las fisuras no sería un factor preponderante y sí para esta condición de ensayo, se debe considerar que la etapa 3 sería la que controla la tasa de desgaste.

En base a lo dicho anteriormente, trabajos previos de Suh et al. [27], mostraron que, en relación a la propagación de fisuras por fatiga, la presencia de precipitados durante el tratamiento térmico produce un aumento de dureza y una disminución de la vida a la fatiga y que a su vez estos precipitados presentaron la menor resistencia al desgaste.

Además, si se analiza la ecuación propuesta por Coffin y Manson [37] se obtiene que para vidas a la fatiga cortas, la componente plástica de la amplitud de deformación es más dominante que la correspondiente componente elástica y la vida a la fatiga del material está esencialmente controlada por la ductilidad. Esto pudo ser corroborado con los ensayos realizados, donde se encontró que la probeta con mayor dureza presentó un mayor endurecimiento y menor resistencia al desgaste.

Se puede concluir que para las probetas ensayadas a carga variable, la que presentó mayor ductilidad (menor dureza) y por ende mayor resistencia a la fatiga, tuvo la menor tasa de desgaste. Por lo tanto, se recomienda no realizar PWHT cuando el recargue se aplica en piezas sometidas a cargas alternativas, como ser matrices de forja.

5.6.5. Desgaste por extrusión: efecto del tratamiento térmico.

En el ensayo de desgaste realizado sobre las probetas de espesor reducido de la probeta RC, se midió la temperatura a 1 mm de la superficie de desgaste alcanzado los 650°C, por lo que la temperatura en las asperezas habría llegado hasta valores de entre 900 y 1000 °C. La tensión de contacto fue de 33 MPa. Se encontró una relación lineal entre la tasa de desgaste y la dureza del material debido a las distintas condiciones de PWHT, ver **figura 5.35**.

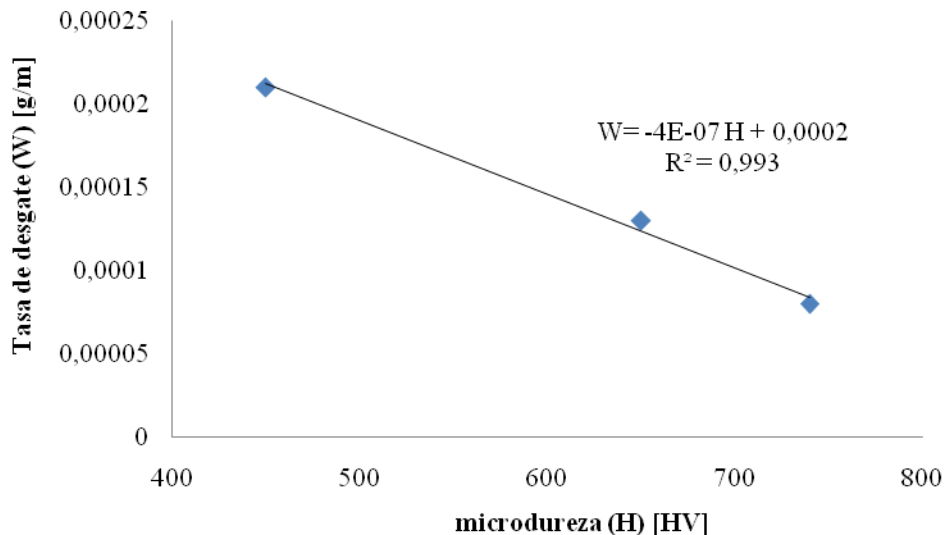


Figura 5.35. Relación entre la dureza y la tasa de desgaste para las probetas.

Los mecanismos de desgaste actuantes fueron delaminación y extrusión. Como se mostró en las **figuras 4.70, 4.71 y 4.72** se observaron fisuras subsuperficiales paralelas a la superficie, representativas de desgaste por delaminación. También sobre los cortes transversales se identificó el flujo plástico del material de recargue que fue mayor para la probeta más blanda. La alta temperatura en la zona de desgaste aumentó la del material, incrementando así el nivel de flujo plástico. También se observó gran cantidad de proyecciones de material incandescente durante el ensayo, lo que indicaría desgaste por extrusión [38]. Ambos fenómenos, delaminación y extrusión, están controlados por la dureza del material y su estabilidad mecánica a elevadas temperaturas. La oxidación superficial actuó como una capa dura que transfirió los esfuerzos al sustrato. El debris encontrado presentó forma de placas, consistente con el mecanismo de delaminación.

Según la literatura [39] para el caso de las muestras sometidas a elevadas tensiones de contacto, se producen dos mecanismos de desgaste: extrusión y oxidativo severo. Para poder diferenciarlos se utilizó la profundidad de desgaste medida (PM), la cual está formada por dos componentes: la profundidad debida a la pérdida de peso (**PP**) (profundidad calculada) y la profundidad producida por la deformación del material (**PD**), ver **figura 5.36**. En la **figura 5.37** se grafica la microdureza inicial en función de la profundidad de desgaste.

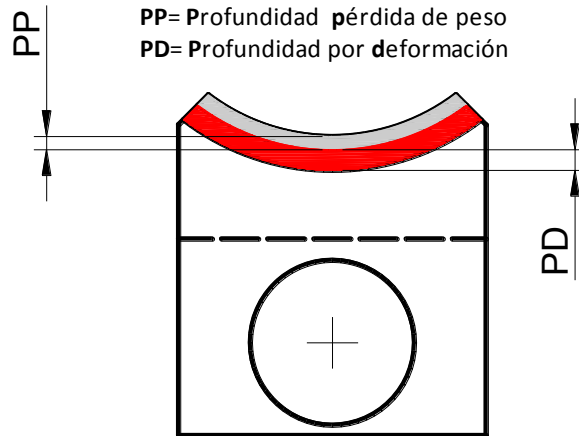


Figura 5.36. Esquema de las componentes de la profundidad medida.

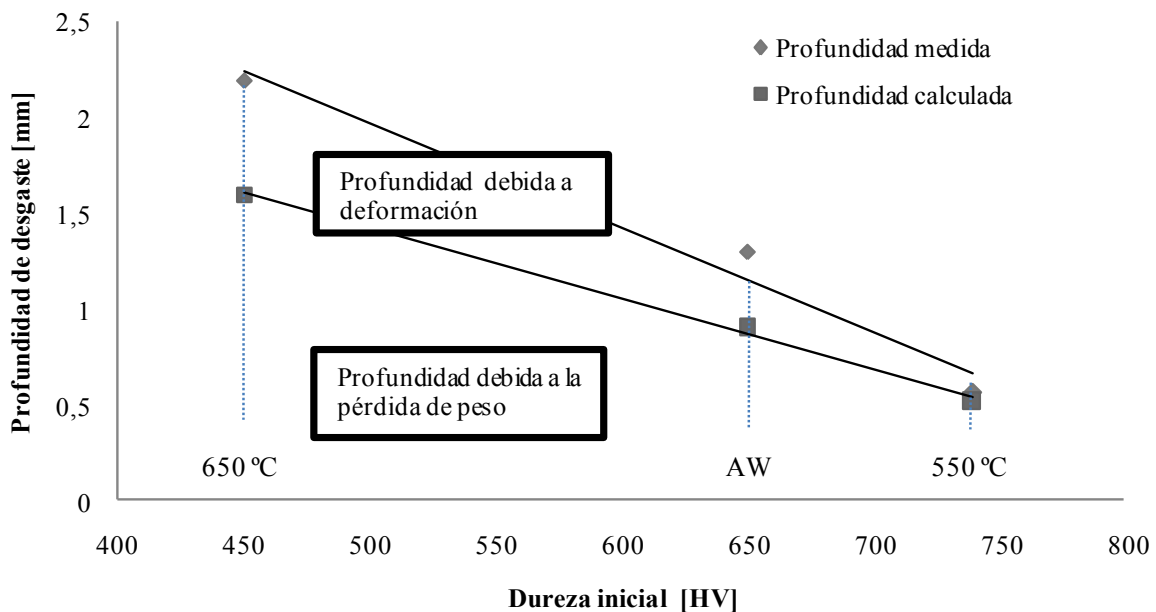


Figura 5.37. Relación entre la microdureza y la profundidad de desgaste para todas las probetas ensayadas.

Se puede ver que en la muestra más dura, o sea la probeta tratada térmicamente a 550 °C, la profundidad de desgaste medida estuvo formada por la profundidad de desgaste calculada a partir de la pérdida de peso, siendo la componente de deformación muy baja. Esto indica que en esta probeta el desgaste fue principalmente oxidativo severo. Para las probetas revenida a 650 °C y AW hubo dos componentes que evidenciaron los dos mecanismos de desgaste: el severo y por extrusión. Además se encontró una relación lineal entre la profundidad de la placa desgastada y la dureza inicial. Esto se debió a que en la probeta revenidas a 550 °C sobre la superficie de desgaste se alcanzó a generar una capa gruesa de óxido que fue resistente al desgaste y a la deformación [26, 39]. Mientras que las probetas con menor dureza

inicial, al sufrir gran deformación plástica no pudieron generar en la superficie una capa continua de óxido que fuera resistente al desgaste; además las capas superficiales altamente deformadas se extrudaron y se desprendieron en forma de proyecciones o como placas alargadas altamente deformadas [29]. Producto de la gran deformación plástica y de la presencia de carburos, en todas las muestras ensayadas se formaron fisuras subsuperficiales que luego se propagaron y generaron desprendimiento de partículas en forma de debris [19, 38, 40].

Tecnológicamente se deduce que siempre es recomendable realizar el PWHT cuando el material va ser sometido a desgaste por extrusión.

5.7. Coeficiente de fricción: efecto de la carga aplicada y del tratamiento térmico.

Se encontró que para todas las probetas y condiciones estudiadas el coeficiente de fricción varió entre 0,3 y 0,4. En la **figura 5.38** se muestra que en las muestras ensayadas a 500 N y 1250 N, donde el mecanismo de desgaste fue oxidativo, se observó que las probetas que tuvieron mayor oxidación (PWHT) fueron las que presentaron menor coeficiente de fricción y, como ya fue visto, fueron las que más se desgastaron.

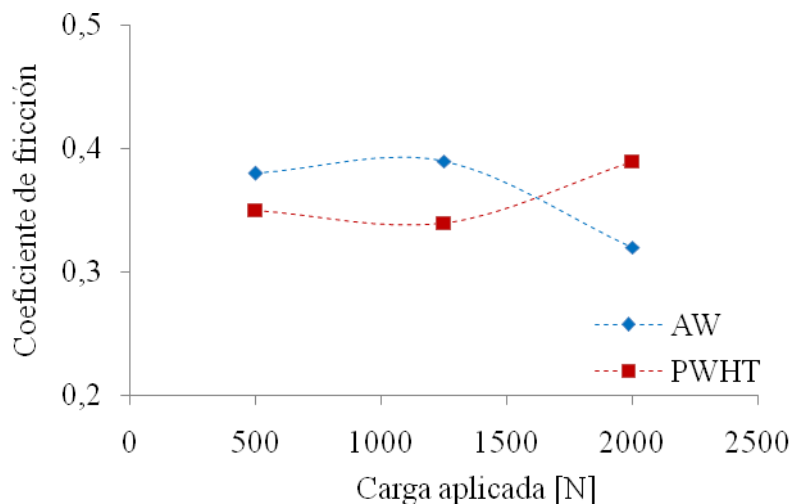


Figura 5. 38. Relación entre el coeficiente de fricción y la carga aplicada para todas las probetas ensayadas.

Esto estaría relacionado con el hecho de que al tener una mayor superficie cubierta por óxidos, sería menor el contacto metálico por lo que el esfuerzo de roce sería menor y en consecuencia menor el efecto de fricción.

Aumentando la carga aplicada a 2000 N, el desgaste pasó a ser oxidativo severo y el coeficiente de fricción fue menor para la condición AW. Analizando las superficies de todas las muestras desgastadas se observó que ambas se encontraban cubiertas de óxido, pero que, como previamente mostraron So y Munther [41-42], el desprendimiento de la capa de óxido pudo llegar a tener un efecto lubricante y disminuir el coeficiente de fricción. Esto explicaría por qué la probeta que tuvo mayor desgaste presentó menor coeficiente de fricción.

Además se observó que las probetas con PWHT, mostraron un aumento del coeficiente de fricción a 2000 N. Esto estaría asociado a la presencia, en la superficie de desgaste, del óxido Fe_2O_3 que posee una elevada dureza (900-1000 HV), la cual actúa como medio abrasivo generando un aumento en la fuerza de fricción [43].

En base a lo discutido previamente se puede ver que el coeficiente de fricción depende principalmente del tipo y espesor del óxido y que el mismo varía en forma inversa respecto de la tasa de desgaste, por lo que efectuar el tratamiento térmico es una cuestión de compromiso entre lo que se quiere reducir: el desgaste o el esfuerzo de fricción.

Referencias

- [1] N. Stenbacka, K. Persson, *Shielding Gases for Gas Metal Arc Welding*. Welding Journal, **68**(11): p. 41-47,1989.
- [2] D. Widgery, *Tubular Cored Wire Welding*, in *New Ddevelopment in Advance Welding*, Ahmed Editor. Woodhead publishing limited. p. 21-38. 2005.
- [3] S. Merrick, D. Kotecki, J. Wu, *Materials and Applications - Part 2*. 8 ed. Welding Handbook: American Welding Society, p. 422. 1998.
- [4] D. Myres, *Metal Cored Wires: Advantages and Disadvantages*. Welding Journal, **81**(9): p. 39-42,2002.
- [5] V.V. Vaidya, *Shielding Gas Mixtures for Semiautmatic Welds*. Welding Journal, **81**(9): p. 43-48,2002.
- [6] J.D. Verhoeven, *Fundamentos de Metalurgia Física*. 1 ed: Limusa, p. 593. 1987.
- [7] W Wu, et al., *The Relationship Between Alloying Elements and Retained Austenite in Martensitic Stainless Steel Welds*. Scripta Materialia, **42**: p. 1071-1076, 2000.
- [8] L.K. Leshchinskiy, S.S. Samotugin, *Mechanical Properties of Plasma-hardened 5% Chromium Tool Steel Deposited by Arc Welding*. Welding Journal, **80**(1): p. 25-30,2001.
- [9] N. Mebarki, et al., *Relationship Between Microstructure and Mechanical Properties of a 5% Cr Tempered Martensitic Tool Steel*. Materials Science and Engineering A, **387-389**: p. 171-175,2004.
- [10] S. Yamasaki, *Modelling precipitation of carbides in martensitic steel*, degree of Doctor of philosophy at Darwin Colloge, Cambridge, 2004.
- [11] L.A. Dobrzanski, et al., *Comparison of the Thermal Fatigue Resistance and Structure of 47CrMoWVTiCeZr16-26-8 Hot Work Steel with X40CrMoV5-1 Type One*. 2001, **113**: p. 527-538, 2008.
- [12] D. Delagnes, et al., *Influence of Silicon Content on the Precipitation of Secondary Carbides and Fatigue Properties of a 5%Cr Tempered Martensitic Steel*. Materials Science and Engineering A, **394**: p. 435-444,2005.
- [13] M. Bischof, et al., *On the Overaging Behaviour of Tool Steel X38 CrMoV 5-3*. Materials Science and Engineering A, **In press**,2007.
- [14] H.F. Fischmeister, et al., *An Atom Probe Study of Secondary Hardening in High Speed Steels*. Acta Metallurgica, **36**(4): p. 817-825,1988.
- [15] T. Ellis, G.G. Garret, *Influence of Process Variables in Flux Cored Arc Welding of Hardfacing Deposits*. Surface Engineering, **2**(1): p. 55-66,1986.

- [16] N. Saka, et al., *Wear of Two-phase Metals*. *Wear*, **44**(1): p. 77-86,1977.
- [17] N.P. Suh, *An Overview of the Delamination Theory of Wear*. *Wear*, **44**: p. 1-16,1977.
- [18] M.F. Ashby, S.C. Lim, *Wear-Mechanism Maps*. *Acta Metallurgica*, **35**(1): p. 1-24,1987.
- [19] M.X. Wei, et al., *Comparative Research on the Elevated-temperature Wear Resistance of a Cast Hot-working Die Steel*. *Wear*, **In press**,2009.
- [20] M. Vardavoulias, *The Role of Hard Second Phases in the Mild Oxidational Wear Mechanism of High-Speed Steel-Based Materials*. *Wear*, **173**: p. 105-114,1994.
- [21] S. Hogmark, et al., *Mechanisms of Dry Wear of Some Martensitic Steels*. *Wear*, **31**: p. 39-61,1975.
- [22] F.J. Quinn, *A Review of Oxidational Wear*. Vol. 1: Nasa Contractor Report, p. 103. 1983.
- [23] F.J. Quinn, J.L. Wolley, *The Unlubricated Wear of 3% Cr- 1/2% Mo Steel*. *Lubric. Eng.*, **26**,1970.
- [24] N.P. Suh, *The Delamination Theory of Wear*. *Wear*, **25**: p. 111-124,1973.
- [25] Z. Zhang, et al., *Microstructure Evolution of Hot-work Tool Steels During Tempering and Definition of a Kinetic Law Based on Hardness Measurements*. *Materials Science and Engineering A*, **380**: p. 222-230,2004.
- [26] X.H. Cui, et al., *Research on Oxidation Wear Mechanism of the Cast Steels*. *Wear*, **265**: p. 468-476,2008.
- [27] J.R. Fleming, N.P. Suh, *The Relationship Between Crack Propagation Rates and Wear Rates*. *Wear*, **44**: p. 57-64,1977.
- [28] P.L. Hurricks, *Some Aspects of the Metallurgy and Wear Resistance of Surface Coatings*. *Wear*, **22**(3): p. 291-320,1972.
- [29] H. So, et al., *Extrusion Wear and Transition of Wear Mechanisms of Steel*. *Wear*, **265**: p. 1142-1148,2008.
- [30] S.B. Sakrami, J.L. Sullivan, *Iron Oxide Films in Tribological Surfaces of Alloy Steel*. in *Third International Conference on Thin Film Physics and Applications*. 1998.
- [31] F.J. Quinn, et al., *Origins and Development of Oxidational Wear at Low Ambient Temperatures*. *Wear*, **94**: p. 175-191,1984.
- [32] M. Sato, et al., *Rolling-sliding Behavior of Rail Steels*. *Wear*, **162-164**: p. 159-172,1993.
- [33] L.C. Chang, *The Rolling/Sliding Wear Performance of High Silicon Carbide-free bainitic Steels*. *Wear*, **268**: p. 730-743,2005.
- [34] Y. Ding, J.A. Gear, *Spalling Deph Prediction Model*. *Wear*, **267**: p. 1181-1190,2009.

- [35] M.E. Fine, Y. Chung, *Fatigue and Fracture*. Vol. 19: ASM International. Handbook Committee. 148-167. 2003
- [36] S. Jahanmir, N.P. Suh, *Mechanics of Subsurface Void Nucleation in Delamination Wear*. *Wear*, **44**: p. 17-38,1977.
- [37] S. Suresh, *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press. 1996.
- [38] W.A. Glaeser, *High Strain Wear Mechanisms in Ferrous Alloys*. *Wear*, **123**: p. 155-169,1988.
- [39] O. Barrau, et al., *Analysis of the Friction and Wear Behaviour of Hot Work Tool Steel for Forging*. *Wear*, **255**: p. 1444-1454,2003.
- [40] H. So, et al., *Formation and Wear mechanism of Tribo-oxides and the Regime of Oxidational Wear of Steel*. **253**: p. 1004-1015,2002.
- [41] H. So, *The Mechanism of Oxidational Wear*. *Wear*, **184**: p. 161-167,1994.
- [42] A. Munther, J.G. Lenard, *The Effect of Scaling on Interfacial Friction in Hot Rolling of Steels*. *Materials Processing Technology*, **88**: p. 105-113,1998.
- [43] O. Barrau, et al., *Proceedings of the 6th International Tooling Conference*. in *Investigations of Friction and Wear Mechanisms of Hot Forging Tool Steels*. 2002.

Capítulo 6

Conclusiones

En este capítulo se presentan las conclusiones de este trabajo de tesis, sobre:

- Operatividad
- Dilución
- Microestructura
- Microdureza
- Resistencia al desgaste
- Fricción

6.1. Operatividad

En general se observó que cuanto mayor el contenido de CO₂ en la mezcla gaseosa de protección se produjeron mayores penetraciones, un arco más activo y una escoria más compacta. Además se encontró que soldar con mayor calor aportado aumentó el revenido de los cordones y produjo una pileta líquida más fluida e inestable.

Con el mismo número de capas superpuestas se obtuvo una altura 40 % mayor en las probetas soldadas con mayor calor aportado.

Se puede resumir que si se quiere mayor productividad y mejor operatividad es deseable soldar con parámetros elevados y con una mezcla gaseosa con bajos contenidos de CO₂.

6.2. Dilución

Se encontró una buena correlación entre los modelos propuestos y los valores experimentales medidos. Se puede decir entonces que soldar con el mayor calor aportado (3 kJ/mm²) y con mayor contenido de CO₂ en la mezcla gaseosa produjo una mayor dilución necesitando 3 capas como mínimo para alcanzar la composición química del consumible. Para las probetas soldadas con menor calor aportado (2 kJ/mm²) se encontró que en la segunda capa ya se alcanzó la composición química deseada.

Tecnológicamente se recomienda utilizar gases protectores con bajo contenido de CO₂ para disminuir los efectos de dilución.

6.3. Composición química

Las probetas soldadas con mayor contenido de CO₂ en el gas de protección tuvieron el mayor potencial de oxidación en la mezcla gaseosa y en consecuencia presentaron la menor transferencia de elementos de aleación al metal depositado, como ser Mn y Si. El calor aportado no influyó sensiblemente sobre la composición química del material depositado. Se encontró una relación entre el contenido de los elementos de aleación y la Ms del depósito.

6.4. Microestructura

Se evidenció un patrón de segregación dendrítico que fue más fino para las probetas soldadas con menor calor aportado. Las zonas interdendríticas presentaron mayor contenido de elementos de aleación lo que generó austenita retenida. En todas las probetas soldadas la

microestructura estuvo formada por martensita, con una pequeña fracción de austenita retenida y carburos. Estos carburos fueron principalmente $M_{23}C_6$ y M_3C . El gas de protección y el calor aportado influyeron sobre el revenido en multipasadas y en consecuencia en la precipitación de carburos, siendo aquél mayor cuanto mayor fue el calor generado (mayor contenido de CO_2 y parámetros más altos).

El tratamiento térmico post soldadura produjo la transformación de la austenita retenida a martensita revenida y la precipitación de carburos: $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_2C , MC . El incremento de la temperatura de tratamiento térmico produjo la pérdida de carbono de la matriz martensítica y la coalescencia de carburos aumentando su tamaño y modificando su estequiometría, siendo los M_6C los carburos encontrados a $680\text{ }^\circ\text{C}$ de tratamiento térmico. El tamaño de los mismos evolucionó desde unos nanómetros en las probetas como soldadas hasta 250 nm en las probetas tratadas térmicamente a $680\text{ }^\circ\text{C}$.

6.5. Propiedades mecánicas

6.5.1. Microdureza

Las probetas soldadas con menor calor aportado presentaron la menor dureza debido al mayor porcentaje de austenita retenida. El calor aportado generó leves variaciones en los valores de microdureza, que estuvieron entre 680 y 690 Hv . Esto estaría asociado al revenido entre pasadas que produjo un leve endurecimiento secundario. El tratamiento térmico post soldadura produjo un incremento de la microdureza debido a endurecimiento secundario y a la transformación de austenita retenida en martensita, aumentando su dureza hasta 740 Hv .

6.5.2. Resistencia al desgaste

La caracterización tribológica evidenció una capa de óxido superficial sobre todas las probetas ensayadas; en menor medida, líneas de abrasión y escamas típicas de adhesión.

Para las probetas ensayadas a baja carga (entre 500 y 1250 N) se encontró que el mecanismo de desgaste fue oxidativo. El óxido formado sobre la superficie fue Fe_2O_3 . Las temperaturas medidas estuvieron entre $110\text{ }^\circ\text{C}$ y $320\text{ }^\circ\text{C}$, lo que produjo un revenido sobre la microestructura. En la zona cercana a la superficie se produjo endurecimiento por deformación. Las probetas soldadas con menor calor aportado presentaron la mayor resistencia al desgaste. El tratamiento térmico tuvo un efecto negativo sobre la resistencia al

desgaste para todas las probetas. No se encontró una relación lineal entre la microdureza y la tasa de desgaste.

Para las probetas ensayadas a alta carga (2000 N) el mecanismo de desgaste encontrado fue delaminación. Los óxidos encontrados en superficie fueron Fe_2O_3 , Fe_3O_4 y FeO . La temperatura medida en la zona cercana a la superficie fue $530\text{ }^\circ\text{C}$; en ésta se produjo fuerte revenido. Además se encontraron fisuras subsuperficiales con dirección paralela a la dirección de deslizamiento. Las probetas soldadas con menor contenido de CO_2 en la mezcla gaseosa y con menor calor aportado presentaron la menor resistencia al desgaste. El tratamiento térmico post soldadura mejoró el comportamiento al desgaste para todas las condiciones. Además se encontró una relación lineal entre la tasa de desgaste y la microdureza.

Los ensayos realizados bajo carga variable (de 0 a 2000 N) mostraron oxidación superficial y microfisuras debajo de la capa de óxido. El mecanismo de desgaste fue delaminación. Las probetas más duras (las tratadas térmicamente entre 500 y $550\text{ }^\circ\text{C}$) presentaron la menor resistencia al desgaste.

Los ensayos de desgaste realizados a elevadas presiones de contacto mostraron una fuerte deformación en la zona cercana a la superficie. La temperatura medida fue de $650\text{ }^\circ\text{C}$. Los mecanismos de desgaste encontrados fueron delaminación y extrusión. Se evidenció un gran ablandamiento de la microestructura en la zona cercana a la superficie producto del gradiente de temperaturas generadas por fricción. La probeta tratada térmicamente a $550\text{ }^\circ\text{C}$ presentó una capa de óxido continua sobre la superficie. Además esta probeta fue la que presentó la mejor resistencia al desgaste.

En base a lo estudiado se puede inferir que cuando el material de recargue se somete a elevadas tensiones de desgaste es recomendable realizar el tratamiento térmico o soldar con elevados parámetros. En caso contrario, a bajas solicitaciones, es preferible soldar con un gas con bajo contenido de CO_2 , aplicar bajos parámetros de soldadura y no realizar tratamiento térmico.

6.5.3. Fricción

Para todas las probetas ensayadas se encontró que el coeficiente de fricción varió entre 0,3 y 0,4. Aquéllas tratadas térmicamente, ensayadas bajo la condición de desgaste oxidativo, presentaron menor coeficiente de fricción y cuando se aumentó la carga aplicada a 2000 N, donde el desgaste pasó a ser por delaminación, las probetas como soldadas tuvieron el menor coeficiente de fricción.

Capítulo 7

Futuras líneas de investigación

A partir de los resultados obtenidos y su posterior análisis se definen a continuación ciertos aspectos que podrían dar lugar a futuras líneas de investigación sobre:

- Parámetros de soldadura
- Caracterización microestructural
- Tratamiento superficial por plasma y laser
- Resistencia al desgaste en función de la velocidad
- Resistencia al desgaste en caliente
- Fricción en caliente

7.1. Procedimiento de soldadura

En las aplicaciones industriales de recargue el tiempo juega un factor fundamental en los costos de aplicación. Una de la formas de disminuir dicho tiempo es aumentar la velocidad de soldadura. Por lo tanto para lograr una adecuada modificación del mismo es necesario estudiar cómo el aumento de la velocidad de soldadura altera la microestructura y, por ende, las propiedades mecánicas.

7.2. Caracterización microestructural

A fin de obtener una mejor entendimiento del rol de los precipitados sobre el desgaste oxidativo y por delaminación es imprescindible realizar un estudio más exhaustivo de la distribución de las distintas fases y precipitados, antes y después de los ensayos de desgaste, mediante técnicas de caracterización de mayor magnificación como ser microscopía electrónica de transmisión. Esto permitirá relacionar la distribución de los precipitados con la tasa de desgaste. También se podrán corroborar los resultados obtenidos en la tesis sobre la evolución de precipitados con el tratamiento térmico y el tamaño de los mismos.

7.3. Tratamiento superficial por plasma y laser

Explorar la aplicación de tratamientos superficiales por plasma o láser con polvo de WC. Esto generará una capa superficial de mayor dureza y resistencia al desgaste. Estos procesos son muy recientes y no se conoce en la actualidad la relación entre los parámetros del tratamiento térmico superficial y sus propiedades tribológicas. Por lo tanto poder desarrollar modelos que permitan entender dichas relaciones es esencial para poder aplicar estas tecnologías.

7.4. Resistencia al desgaste en función de la velocidad

Estudiar el comportamiento del material a distintas velocidades de giro de la rueda. Analizar los distintos mecanismos que se producen durante el proceso de desgaste y junto con los datos obtenidos de desgaste en función de la carga aplicada realizar un mapa bidimensional sobre mecanismos de desgaste vs condición de ensayo.

7.5. Resistencia al desgaste en caliente

Debido a la extremas condiciones a las que está sometido este material de recargue y para lograr un estudio más preciso respecto de sus aplicaciones tecnológicas se deberían realizar ensayos de desgaste a elevadas temperaturas, alrededor de los 800 °C, con carga alternativa. Esto permitiría entender su resistencia al revenido y a la oxidación y en consecuencia su resistencia al desgaste.

7.6. Fricción en caliente

Una característica importante del material estudiado es conocer el coeficiente de fricción en caliente debido a que éste se relaciona directamente con la potencia útil de trabajo aplicada en los proceso de conformado y extrusión. Un mayor coeficiente de fricción implica realizar una mayor fuerza en el conformado y por ende mayor se requiere mayor potencia. Por tal motivo conocer los mecanismos de fricción a altas temperatura es un factor primordial desde el punto de vista tecnológico.

Apéndice

Lista de abreviaturas

Ar	<i>Argón</i>
AW	<i>Como soldado</i>
Al ₂ O ₃	<i>Alúmina</i>
bcc	<i>Estructura cristalina cúbica centrada en las caras</i>
C	<i>Carbono</i>
CAD	<i>Diseño asistido por computadora</i>
CO ₂	<i>Dióxido de carbono</i>
Co	<i>Cobalto</i>
CO	<i>Monóxido de carbono</i>
Cr	<i>Cromo</i>
Cu	<i>Cobre</i>
DCEN	<i>Corriente directa con polo negativo</i>
DCEP	<i>Corriente directa con polo positivo</i>
dpi	<i>Puntos por pulgada</i>
DRX	<i>Difracción de rayos X</i>
EDS	<i>Espectrometría de emisión dispersiva</i>
ESO	<i>Longitud libre del electrodo</i>
fcc	<i>Estructura cristalina cúbica centrada en las caras</i>
γ	<i>Austenita retenida</i>
He	<i>Helio</i>
HI	<i>Calor aportado</i>
LM	<i>Microscopía óptica</i>
M	<i>Martensita</i>
MCAW	<i>Proceso de soldadura semiautomática con protección gaseosa</i>
Mn	<i>Manganeso</i>
Mf	<i>Temperatura final transformación martensítica</i>
Mo	<i>Molibdeno</i>
Ms	<i>Temperatura inicio transformación martensítica</i>
N	<i>Nitrógeno</i>
Ni	<i>Níquel</i>
OES	<i>Espectrometría de emisión por chispa</i>
Pp	<i>Pérdida de peso</i>
PWHT	<i>Tratamiento térmico post soldadura</i>

SEM	<i>Microscopio electrónico de barrido</i>
Si	<i>Silicio</i>
t	<i>tiempo</i>
Ti	<i>Titanio</i>
TIG	<i>Soldadura con gas inerte</i>
V	<i>Vanadio</i>
W	<i>Tasa de desgaste</i>
W-H	<i>Williamson-Hall</i>
ZAC	<i>Zona afectada por el calor</i>