

UNIVERSIDAD DE ORIENTE
NÚCLEO DE ANZOÁTEGUI
ESCUELA DE INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA



**“ESTUDIO DE LA INCIDENCIA DE PRECIPITACIÓN DE FASES
SECUNDARIAS EN EL COMPORTAMIENTO ANTE EL DESGASTE DE
UN ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO AISI 310”**

Realizado por:
ORLINA JOSÉ RIVAS BELLO

Trabajo de Grado presentado ante la Universidad de Oriente como requisito parcial para
optar al título de **INGENIERO MECÁNICO**

Barcelona, Agosto de 2009.

UNIVERSIDAD DE ORIENTE
NÚCLEO DE ANZOÁTEGUI
ESCUELA DE INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA



**“ESTUDIO DE LA INCIDENCIA DE PRECIPITACIÓN DE FASES
SECUNDARIAS EN EL COMPORTAMIENTO ANTE EL DESGASTE DE
UN ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO AISI 310”**

Realizado por:

ORLINA JOSÉ RIVAS BELLO

Prof. GLORYS LÓPEZ
Asesor Académico

Barcelona, Agosto de 2009.

UNIVERSIDAD DE ORIENTE
NÚCLEO DE ANZOÁTEGUI
ESCUELA DE INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA



**“ESTUDIO DE LA INCIDENCIA DE PRECIPITACIÓN DE FASES
SECUNDARIAS EN EL COMPORTAMIENTO ANTE EL DESGASTE DE
UN ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO AISI 310”**

El jurado hace constar que asignó a esta tesis la calificación de:

EXCELENTE

Prof. Glorys López
Asesor Académico

Prof. Félix Payares
Jurado Principal

Prof. Gaetano Sterlacci
Jurado Principal

Barcelona, Agosto de 2009

RESOLUCIÓN

De acuerdo al artículo 44 del Reglamento de Trabajos de Grado de la Universidad de Oriente:

“Los Trabajos de Grado son de la exclusiva propiedad de la Universidad de Oriente y sólo podrán ser utilizados a otros fines con el consentimiento del Consejo de Núcleo respectivo, quien le participará al Consejo Universitario”.

DEDICATORIA

A mis padres, Orlando Rivas y Adolfinia Bello, por ser mi máxima inspiración para alcanzar este logro. Muchísimas gracias por darme las mejores orientaciones, estudios, consejos y su amor, Los amo con todo mi corazón.

A mi hermano Javier Orlando, si se puede!!!! Con muchísimo esfuerzo y dedicación se puede alcanzar las más grandes metas.... Te quiero un mundo.

A toda mi familia, y muy especialmente a mi abuelita Isabel y mis abuelitos que aunque no están conmigo se que desde algún lugar del espacio terrenal me cuidan y orientan cada paso que doy, Teodora, Sergio y Pedro.

AGRADECIMIENTO

Primeramente a mi Dios, por darme la oportunidad de vivir esta maravillosa experiencia, por darme salud, alegrías, tristezas y una familia que no podría vivir sin ella.

Segundamente a la Prof. Glorys López, por brindarme las mejores orientaciones del mundo para alcanzar esta meta, se le aprecia con todo el corazón, gracias por su paciencia, su ayuda, comprensión, gracias por ser más que mi tutora, gracias por ser mi amiga y consejera.

A mi mejor amiga Mariedby, gracias enormemente por escucharme, por estar allí en mis malos momentos y en los buenos también, por toda la ayuda desde que nos conocemos, eres una gran persona, mereces todo lo mejor, te quiero muchiiisimo....

A Jonathan, por ser más que mi novio mi amigo y mi apoyo en todo momento, sin ti hubiese sido mas difícil todo este camino, te quiero, te amo... este logro es también tuyo!!!!

A mis amigos que compartieron en toda la carrera: Carlos Silva, Elsa Silva, Hugo Gil, Nina García, Andreina López, Rafael Aguilera, Carla Martínez, Nataniel Patiño, Beylu Zambrano, Glorimar Caraballo, Verónica Gómez, Chistofer.

RESUMEN

La presente investigación abordó el estudio de la incidencia de precipitación de fases secundarias en el comportamiento ante el desgaste de un acero inoxidable austenítico AISI 310. Para ello, la estructura, propiedades y comportamiento tribológico de este acero fueron estudiadas después de realizar diferentes tratamientos a muestras extraídas de una barra que había sido desincorporada de un horno de tratamiento de crudo donde estuvo en servicio por 10 años a temperaturas variables entre 427 °C y 760 °C, presentando precipitación de fases secundarias al final de su vida de servicio. Los tratamientos térmicos se realizaron en el rango de temperatura 475-1000 °C e incluyeron una etapa de homogeneización a 1000 °C con enfriamiento posterior en agua, combinados con un recocido de precipitación a 475 °C y 650 °C. Esto generó cuatro condiciones distintas en el material que fue caracterizado mediante espectrometría de masa, ensayos mecánicos de dureza (Brinell, Rockwell), microdureza (Vickers) y de impacto (Charpy) en probetas reducidas; complementándose esto con caracterización microestructural mediante microscopía óptica (MO), electrónica (MEB) y microanálisis puntual por EDX. El comportamiento del desgaste fue investigado mediante distintas pruebas tribológicas que incluyeron las modalidades de Cilindros Cruzados, Calota Esférica y Punta sobre Disco, mediante las cuales se generaron huellas cuyas dimensiones y morfologías fueron evaluadas para determinar el volumen y mecanismo de desgaste en las distintas condiciones. Los resultados confirmaron la disolución y re-precipitación de fases secundarias luego de realizar los tratamientos térmicos. Con la disolución de precipitados a 1000 °C se obtuvo una disminución de dureza, de energía de impacto e incremento de la resistencia al desgaste a pesar de obtenerse el más alto coeficiente de fricción en la prueba de punta sobre disco, mientras que con la precipitación evidenciada en las condiciones de retiro y recocida a 650 °C, se registraron los más altos valores de energía de impacto y de endurecimiento con respecto a la condición de solución que debía ser la del material al entrar en servicio (original). En estas dos condiciones se evidenciaron detalles característicos de procesos de precipitación masivos (condición retirada de servicio) y recristalización combinada con precipitación (recocido a 650 °C), lo cual incidió desfavorablemente en el volumen y la tasa de desgaste evaluada en las distintas pruebas tribológicas donde el mecanismo predominante fue desgaste por abrasión.

CONTENIDO

RESOLUCIÓN	iv
DEDICATORIA	v
AGRADECIMIENTO	vi
RESUMEN.....	vii
LISTADO DE ILUSTRACIONES	xii
LISTADO DE TABLAS.....	xv
INTRODUCCIÓN	xviii
<i>CAPÍTULO I: EL PROBLEMA</i>	¡Error! Marcador no definido.
1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA	¡Error! Marcador no definido.
1.2 OBJETIVOS	¡Error! Marcador no definido.
1.2.1 Objetivo general:.....	¡Error! Marcador no definido.
1.2.2 Objetivos específicos:	¡Error! Marcador no definido.
<i>CAPÍTULO II: MARCO TEÓRICO</i>	¡Error! Marcador no definido.
2.1 ANTECEDENTES.....	¡Error! Marcador no definido.
2.2 ACEROS INOXIDABLES	¡Error! Marcador no definido.
2.2.1 Clasificación de los aceros inoxidable ¡Error! Marcador no	definido.
2.2.1.1 Aceros inoxidable ¡Error! Marcador no	definido.
2.2.1.2 Aceros inoxidable ¡Error! Marcador no	definido.
2.2.1.3 Aceros inoxidable ¡Error! Marcador no	definido.
2.2.1.4 Aceros Inoxidables Dúplex	¡Error! Marcador no definido.

2.2.1.5 Aceros inoxidables endurecidos por precipitación	¡Error!
Marcador no definido.	
2.3 DIAGRAMAS TERNARIOS Fe- Cr- Ni	¡Error! Marcador no definido.
2.4 PRECIPITACIÓN DE CARBUROS Y FORMACIÓN DE LAS FASES INTERMEDIAS.....	¡Error! Marcador no definido.
2.5 FASES TCP (TETRAGONAL CLOSELY PACKED)	¡Error! Marcador no definido.
2.6 TRATAMIENTOS TÉRMICOS	¡Error! Marcador no definido.
2.6.1 Tratamiento de temple	¡Error! Marcador no definido.
2.6.2 Tratamiento de precipitación o envejecimiento;	¡Error! Marcador no definido.
2.7 ENSAYOS MECÁNICOS.....	¡Error! Marcador no definido.
2.7.1 Ensayos de dureza	¡Error! Marcador no definido.
2.7.1.1 Dureza Brinell	¡Error! Marcador no definido.
2.7.1.2 Dureza Rockwell.....	¡Error! Marcador no definido.
2.7.2 Ensayo de tracción	¡Error! Marcador no definido.
2.7.3 Ensayo de impacto	¡Error! Marcador no definido.
2.7.4 Metalografía	¡Error! Marcador no definido.
2.8 TRIBOLOGÍA	¡Error! Marcador no definido.
2.8.1 Desgaste	¡Error! Marcador no definido.
2.8.1.1 Tipos de desgaste:	¡Error! Marcador no definido.
2.8.2 Métodos para la evaluación del desgaste.;	¡Error! Marcador no definido.
2.8.2.1 Pin en disco	¡Error! Marcador no definido.
2.8.2.2 Cilindros cruzados.....	¡Error! Marcador no definido.

CAPITULO III: MARCO METODOLÓGICO... ;Error! Marcador no definido.

3.1 PROCEDIMIENTO METODOLÓGICO.... ;Error! Marcador no definido.

3.1.1 Tratamientos térmicos..... ;Error! Marcador no definido.

3.1.1.1 Diseño de Tratamientos Térmicos;Error! Marcador no definido.

3.1.1.2 Extracción de las Probetas ;Error! Marcador no definido.

3.1.1.3 Ejecución de los Tratamientos Diseñados;Error! Marcador no definido.

3.1.2 Caracterización del acero en las distintas condiciones.....

3.1.2.1 Caracterización Físico-Química;Error! Marcador no definido.

3.1.2.2 Caracterización Micro-estructural;Error! Marcador no definido.

3.1.3 Ensayos tribológicos..... ;Error! Marcador no definido.

3.1.3.1 Ensayo de Cilindros Cruzados ;Error! Marcador no definido.

3.1.3.2 Ensayo de la calota esférica (CALOTEST);Error! Marcador no definido.

3.1.3.3 Ensayo de Punta sobre disco (Pin on Disk);Error! Marcador no definido.

3.1.4 Determinación de la tasa de desgaste mediante ensayos tribológicos..... ;Error! Marcador no definido.

CAPITULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS .. ;Error! Marcador no definido.

4.1 CARACTERIZACIÓN FÍSICO-QUÍMICA DEL ACERO EN LAS DISTINTAS CONDICIONES DE ESTUDIO... ;Error! Marcador no definido.

4.1.1. Análisis Químico..... ;Error! Marcador no definido.

4.1.2 Ensayos de Dureza ;Error! Marcador no definido.

4.1.3 Ensayo de Impacto	¡Error! Marcador no definido.
4.2 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.....	¡Error! Marcador no definido.
4.2.1 Microscopia Óptica (MO).....	¡Error! Marcador no definido.
4.2.3 Microanálisis EDX de los precipitados observados mediante MEB	¡Error! Marcador no definido.
4.3 CARACTERIZACIÓN TRIBOLÓGICA....	¡Error! Marcador no definido.
4.3.1 Ensayo de Cilindros Cruzados.....	110
4.3.2. Ensayo de Calota Esférica (CALOTEST).....	¡Error! Marcador no definido.
4.3.3 Ensayo Punta sobre disco (Pin on Disk).....	¡Error! Marcador no definido.
4.4 ANÁLISIS COMPARATIVO DE LOS DIFERENTES PARÁMETROS QUE DESCRIBEN EL COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO, MECÁNICO Y MICROESTRUCTURAL DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE.	¡Error! Marcador no definido.
4.4.1 Tipo de prueba, temperatura de tratamiento y tasa de desgaste.	¡Error! Marcador no definido.
4.4.2. Dureza, temperatura de tratamiento y tasa de desgaste.....	¡Error! Marcador no definido.
4.4.3. Energía de impacto, temperatura de tratamiento y tasa de desgaste.....	¡Error! Marcador no definido.
4.4.4. Microestructura, Temperatura de Tratamiento y Tasa de Desgaste	¡Error! Marcador no definido.
<i>CAPÍTULO V: CONCLUSIONES</i>	¡Error! Marcador no definido.5
RECOMENDACIONES	¡Error! Marcador no definido.7
BIBLIOGRAFÍA CITADA	¡Error! Marcador no definido.8

BIBLIOGRAFÍA ADICIONAL	¡Error! Marcador no definido.
APÉNDICE A	¡Error! Marcador no definido.
APÉNDICE B	¡Error! Marcador no definido.
APÉNDICE C	¡Error! Marcador no definido.
APÉNDICE D.....	153

LISTADO DE ILUSTRACIONES

Figura 2.1. Ternario Fe-Cr-Ni a 649°C	¡Error! Marcador no definido.
Figura 2.2. Ternario Fe-Cr-Ni a 899°C	¡Error! Marcador no definido.

Figura 2.3. Ternario Fe-Cr-Ni a 1100°C **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2.4. Efectos de la formación de la fase sigma sobre la vida de ruptura de un acero inoxidable..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2.5. Diagrama teórico del fenómeno de sobresaturación por temple de una solución sólida. **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2.6. Cantidad de precipitado como función del tiempo, en horas, permitido para precipitar desde una solución sobresaturada. **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2.7. Efecto de la temperatura sobre las curvas de envejecimiento durante la precipitación. **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.1. Flujograma del procedimiento metodológico seguido para el desarrollo del presente trabajo de investigación **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.2. Diseño del tratamiento térmico de solución realizado al acero inoxidable austenítico AISI 310 **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.3. Ciclos diseñados de los tratamientos térmicos de recocido a las muestras de acero inoxidable austenítico AISI 310 **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.4. Cortes transversales realizados a las barras suministrada para la realización del trabajo de investigación. **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.5. Proceso de calentamiento del acero inoxidable austenítico 310. Tratamiento térmico de solución. **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.6. Horno utilizado para la realización del tratamiento se solución..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.7. Horno utilizado para la realización de los tratamientos de recocido. **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.8. Representación del comportamiento de los tratamientos térmico de recocido realizados a las temperaturas de 475 °C y 650 °C. **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.9. Esquema de la medición de la microhuella. ... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.10. Máquina Universal de Ensayos. **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.11. Máquina de dureza Rockwell **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.12. Máquina de ensayo Charpy o impacto..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.13. Probetas para el ensayo Charpy según la norma ASTM E23-56T. **¡Error! Marcador no definido.**

xii Figura 3.14. a) Inyección de nitrógeno a las probetas. b)

Rango de temperatura interna **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.15. a) Ubicación de la probeta en la base de la máquina. b)Caída del martillo **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.16. Microscopio óptico marca Unión Optical..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.17. Muestra de las intercepciones en una fotomicrografía;**¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.18. Microscopio Electrónico de Barrido..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.19. Muestra del trazado de líneas en una fotomicrografía;**¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.20. Formas de precipitados estudiados en el acero AISI 310;**¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.21. Porta probeta realizada para el ensayo de Cilindros Cruzados..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.22. Vista Frontal del torno con la barra en el cabezal y la probeta en el portaherramientas con su respectivo porta probeta. **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.23. Huella dejada por la barra en contacto con la probeta;**¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.24 Muestra referencial para el calculo de altura desgastada en la probeta **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.25. a) Esquema de funcionamiento del equipo básico, b) detalle del eje ranurado para la prueba de la calota esférica, c) Esquema de las partes básicas del equipo y sus movimientos relativos..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.26. Equipo de Calota Esférica utilizado. **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.27. Medición de cráter sin perforación de capa. **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.28. Unidad de ensayo del Tribómetro..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 3.29. a) Arreglo para en ensayo de bola sobre disco de acuerdo a la norma ASTM G99. b) Corte transversal de la probeta luego de realizada la huella.**¡Error! Marcador no definido.**

Figura 4.1. Variaciones de las durezas aplicadas a las probetas en estudio..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 4.2 Comportamiento de los valores del ensayo de impacto en función de la condición de la muestra **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 4.3. Morfología de la zona de falla en la muestra representativa de la condición fuera de servicio. a) Vista Lateral del corte en la probeta b) Vista frontal de la superficie de fractura.	¡Error! Marcador no definido.
Figura 4.4. Vista lateral y frontal de la superficie de la zona de falla en las muestras representativas de las condiciones de tratamiento térmico: (a) y (b) Condición con tratamiento de solución a 1000 °C, (c) y (d) recocido a 475 °C, (e) y (f) recocido a 650 °C.	¡Error! Marcador no definido.
Figura 4.5. Cambios microestructurales originados por los tratamientos térmicos: (a) Fuera de Servicio, (b) Tratamiento de Solución a 1000 °C, Recocido a 475 °C y (d) Recocido a 650 °C.....	¡Error! Marcador no definido.
Figura 4.6. Comparación del diámetro medio de grano y tamaño de grano ASTM en las distintas condiciones de estudio.....	
	xiii
Figura 4.7. Imágenes MEB de los cambios microestructurales y subestructurales originados por los tratamientos térmicos: (a) Fuera de servicio a 7000X, (b) Tratamiento de solución a 1000 ° a 7000 X, (c) Recocida a 475 °C a 3000X y (d) Recocida a 650 °C a 3000X.	¡Error! Marcador no definido.
Figura 4.8. Porcentaje de microconstituyente.....	¡Error! Marcador no definido.
Figura 4.9. Imágenes MEB de los microconstituyentes observados en la muestra retirada de servicio.	¡Error! Marcador no definido.
Figura 4.10. Imágenes MEB de los microconstituyentes observados en la muestra con tratamiento de solución a 1000 °C.	¡Error! Marcador no definido.
Figura 4.11. Imágenes MEB de los microconstituyentes observados en la muestra con tratamiento de solución y recocida a 475 °C.....	¡Error! Marcador no definido.
Figura 4.12. Imágenes MEB de los microconstituyentes observados en la muestra con tratamiento de solución y recocida a 650 °C.....	¡Error! Marcador no definido.
Figura 4.13. Espectros de composición correspondientes a los precipitados analizados vía EDX de la muestra fuera de servicio.	¡Error! Marcador no definido.
Figura 4.14. Huella de desgaste originada en el contacto de los pares ensayados en modalidad de cilindros cruzados: (a) Fuera de servicio, (b) Recocido a 475 °C (c) Recocido a 650 °C y (d) ^l Tratamiento de solución a 1000 °C;	¡Error! Marcador no definido.
Figura 4.15. Tendencia del volumen desgastado en las probetas de estudio.	¡Error! Marcador no definido.

Figura 4.16. Huellas obtenidas en la prueba de desgaste de la Calota esferica . a) probeta fuera de servicio. b) probeta recocida a 475 °C. c) probeta recocida a 650 °C. d) probeta con tratamiento de solución a 1000 °C..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 4.17. Tendencia del volumen desgastado en las probetas de estudio. ^[Fuente Propia] **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 4. 18. Morfología de la huella de desgaste obtenida a bajo aumento por el ensayo de punta sobre disco..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 4.19. Fotomicrografías de las huellas de desgaste con su respectivo perfil 3D: (a) Probeta fuera de servicio. (b) probeta 650 °C. (c) probeta 1000 °C. ^[Fuente Propia] **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 4.20. Variación del coeficiente de fricción en función de la distancia de deslizamiento en las muestras: (a) fuera de servicio, (b) recocida a 650 °C, (c) tratada a 1000 °C..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 4.21. Comparación del comportamiento de la fricción y del volumen desgastado en las muestras ensayadas..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 4.22. Variaciones de la tasa de desgaste en las probetas en estudio **¡Error! Marcador no definido.**

xiv

Figura 4.23. Efecto de la dureza sobre el comportamiento de la tasa de desgaste..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 4.24. Efecto de la energía de impacto sobre el comportamiento de la tasa de desgaste¹ **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 4.25. Efecto del tamaño de grano ASTM sobre el comportamiento de la tasa de desgaste. **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 4.26. Efecto del porcentaje de precipitados sobre el comportamiento de la tasa de desgaste. **¡Error! Marcador no definido.**

Figura A.1. Fotomicrografía de la probeta fuera de servicio a 400X;**¡Error! Marcador no definido.**

Figura C.1. Fotomicrografías de la huella de la calota esférica en la probeta fuera de servicio: (a) 3 minutos, (b) 6 minutos, (c) 10 minutos, (d) 20 minutos, (e) 30 minutos. **¡Error! Marcador no definido.**

Figura C.2. Fotomicrografías de la huella de la calota esférica en la probeta con tratamiento de solución y recocida a 475 °C: (a) 3 minutos, (b) 6 minutos, (c) 10 minutos, (d) 20 minutos, (e) 30 minutos..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura C.3. Fotomicrografías de la huella de la calota esférica en la probeta con tratamiento de solución y recocida a 650 °C: (a) 3 minutos, (b) 6 minutos, (c) 10 minutos, (d) 20 minutos, (e) 30 minutos.....	¡Error! Marcador no definido.
Figura C.4. Fotomicrografías de la huella de la calota esférica en la probeta con tratamiento de solución a 1000 °C: (a) 3 minutos, (b) 6 minutos, (c) 10 minutos, (d) 20 minutos, (e) 30 minutos.	¡Error! Marcador no definido.
Figura D.1. Espectros de composición correspondientes a los precipitados analizados vía EDX de la muestra fuera de servicio.....	153
Figura D.2. Espectros de composición correspondientes a los precipitados analizados vía EDX de la muestra recocida a 475 °C	154
Figura D.3. Espectros de composición correspondientes a los precipitados analizados vía EDX de la muestra recocida a 650 °C	155
Figura D.4. Espectros de composición correspondientes a los precipitados analizados vía EDX de la muestra con tratamiento de solución a 1000 °C.....	156

LISTADO DE TABLAS

xv

Tabla 2.1. Distintos tipos de aceros inoxidable ferríticos;	¡Error! Marcador no definido.	6
Tabla 2.2. Distintos tipos de aceros inoxidable austeníticos;	¡Error! Marcador no definido.	7
Tabla 2.3. Distintos tipos de aceros inoxidable martensíticos;	¡Error! Marcador no definido.	8
Tabla 2.4. Distintos tipos de aceros inoxidable dúplex		29
Tabla 2.5. Distintos tipos de aceros inoxidable endurecidos por precipitación;	¡Error! Marcador no definido.	
Tabla 3.1. Especificación de los tratamientos térmicos a las diferentes muestras.;	¡Error! Marcador no definido.	
Tabla 3.2. Rango de composición química especificado para el acero AISI 310.;	¡Error! Marcador no definido.	
Tabla 3.3. Especificaciones técnicas de la máquina de impacto.;	¡Error! Marcador no definido.	5
Tabla 3.4. Condiciones generales del ensayo de Cilindros Cruzados.....		78
Tabla 3.5. Características generales del zafiro.....	¡Error! Marcador no definido.	3

Tabla 4.1. Composición química determinada por vía espectrométrica en el acero estudiado.....	87
Tabla 4.2. Resultados de Durezas.....	88
Tabla 4.3. Resultados del Ensayo de Impacto.....	¡Error! Marcador no definido.0
Tabla 4.4. Resultados de la evaluación del diámetro medio y tamaño de grano ASTM;	¡Error! Marcador no
Tabla 4.5. Porcentaje de microconstituyentes.....	99
Tabla 4.6. Porcentaje en Peso de los puntos seleccionados para la probeta fuera de servicio.....	¡Error! Marcador no definido.07
Tabla 4.7. Resultado de la Ecuación Empírica para cada microconstituyente presente en las probetas de estudio.....	¡Error! Marcador no definido.
Tabla 4.8. Resultados del volumen desgastado en cilindros cruzados;	¡Error! Marcador no definido.0
Tabla 4.9. Resultados del volumen desgastado en calota esférica;	¡Error! Marcador no definido.3
Tabla 4.10. Rugosidad promedio de las muestras estudiadas y amplitud de las oscilaciones de la fricción.....	¡Error! Marcador no definido.0
Tabla 4.11. Características tribológicas obtenidas en el ensayo de punta sobre disco;	¡Error! Marcador no de
Tabla 4.12. Resultados del cálculo de la tasa de desgaste;	¡Error! Marcador no definido.27
Tabla A.1 Longitudes medidas en las fotomicrografías..	¡Error! Marcador no definido.3
Tabla A.2 Granos contados en cada longitud mediada en las fotomicrografías;	¡Error! Marcador no definido.
Tabla A.3 Resultados obtenidos para el cálculo del tamaño de grano ASTM;	¡Error! Marcador no definido.3
Tabla A.4 Resultados obtenidos para el cálculo del porcentaje de precipitados;	¡Error! Marcador no definido
Tabla A.5. Porcentaje en Peso de los puntos seleccionados para la probeta fuera de servicio.....	
	xvi
	Tabla A.6. Masa molar de los elementos estudiados.....
Tabla A.7. Resultados de mol de partícula para cada punto seleccionado en la fotomicrografía.....	¡Error! Marcador no definido.5
Tabla A.8. Artificio matemático para obtener moles enteros para cada partícula;	¡Error! Marcador no defini
Tabla A.9. Resultados de la Ecuación Empírica para cada microconstituyentes presente en las probetas de estudio.....	¡Error! Marcador no definido.46
Tabla A.10. Resultados obtenidos en la huella de cilindro cruzados;	¡Error! Marcador no definido.47
Tabla A.11. Resultados de volumen desgastado y tasa de desgaste para el ensayo de cilindro cruzados.....	¡Error! Marcador no definido.47
Tabla A.12. Resultados obtenidos en el ensayo de Calota Esférica;	¡Error! Marcador no definido.48
Tabla A.13. Resultados obtenidos para la constante de desgaste K_d ;	¡Error! Marcador no definido.49

Tabla A.14. Resultados obtenidos para la tasa de desgaste; Error! Marcador no definido. ⁴⁹	
Tabla D.1. Porcentaje en Peso de los puntos seleccionados para la probeta fuera de servicio	153
Tabla D.2. Porcentaje en Peso de los puntos seleccionados para la probeta recocida a 475 °C	154
Tabla D.3. Porcentaje en Peso de los puntos seleccionados para la probeta recocida a 650 °C	155
Tabla D.4. Porcentaje en Peso de los puntos seleccionados para la probeta con tratamiento de solución a 1000 °C	156

INTRODUCCIÓ

xvii

N

Los aceros inoxidable austeníticos son conocidos por su alta resistencia a la corrosión siendo ampliamente utilizados en la industria alimenticia y química. Sin embargo presentan una pobre dureza superficial y resistencia al desgaste, lo que limita su campo de aplicación en equipamientos y partes de mecanismos donde la resistencia al desgaste es una propiedad altamente requerida. ^[1,2]

En los aceros de baja y mediana aleación una forma de obtener mejoras de estas características es mediante tratamientos térmicos de temple y revenido para incrementar la dureza, resistencia y lograr mejoras en el comportamiento del desgaste, sin embargo en los inoxidable otros tipos de tratamientos son requeridos para obtener mejoras en las propiedades antes nombradas sin perjudicar la resistencia a la corrosión. Entre los procesos conocidos para lograr estas condiciones está la nitruración, que es uno de los tratamientos superficiales ampliamente utilizados, ya que provee a los materiales tratados de una buena resistencia a la fatiga y al desgaste. ^[3]

Tales características se obtienen por procesos de precipitación que ocurren en la nitruración lográndose incrementar la dureza a partir de la precipitación de nitruros de cromo (CrN , Cr_2N) en la superficie y subsuperficie del material. Este proceso, si bien confiere una alta dureza superficial, está acompañado por la pérdida de resistencia a la corrosión del acero tratado. ^[4]

Por otra parte, estudios realizados han reportado que en los aceros inoxidable austeníticos se producen procesos de precipitación espontáneos de carburos de cromo (CrC , Cr_{23}C_6 y el Cr_6C) en ciertos rangos de temperatura los cuales igualmente van acompañados por las mismas desventajas de pérdida de resistencia a la corrosión del material.

La existencia de

xviii

poca información sobre la
posibilidad lograr mejoras

en la dureza y en el comportamiento ante el desgaste con estos procesos de precipitación de carburos en los inoxidable austeníticos ha servido de motivación para llevar a cabo la presente investigación donde se estudiaran y discutieran las características mecánicas, el comportamiento microestructural y tribológico de un acero inoxidable austenítico AISI 310 tratado térmicamente después de presentar precipitación de fases secundarias durante su vida en servicio.

El desarrollo del estudio se presenta en cinco capítulos donde se describen los aspectos teóricos fundamentales requeridos para la comprensión de los procesos microestructurales que conllevan a cambios en propiedades y comportamientos del material en estudio. También, sobre los aspectos prácticos relacionadas con las técnicas de ensayos que permitirán definir si es posible lograr ventajas para el comportamiento del desgaste a partir de los procesos de precipitación y disolución ocasionados por las temperaturas de servicio y los ciclos de tratamientos térmicos aplicados al material AISI 310.

1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

Los aceros inoxidable son aleaciones a base de hierro, cromo, molibdeno, níquel, cobre y otros elementos. La razón principal del uso de este tipo de aceros es su particular resistencia a algunos tipos de corrosión, en determinadas aplicaciones industriales; debido a que el cromo que contienen posee una gran afinidad con el oxígeno y reacciona con él formando una capa pasivadora, evitando de esta manera el fenómeno corrosivo. Dentro de la extensa variedad de aceros inoxidable que se conoce, existen los de tipo austenítico, los cuales contienen níquel y cromo como principales elementos. Debido a su estructura FCC, no son magnéticos y poseen alta resistencia al impacto a bajas temperaturas. Por ser de una sola fase son fácilmente soldables, además, debido a esto su tensión de fluencia es baja y pueden ser endurecidos sólo por trabajo en frío. Su desventaja es su alto costo y su susceptibilidad a la corrosión bajo tensión. Son resistentes a ambientes húmedos, a agentes químicos y a altas temperaturas. En la actualidad la gama de usos de los aceros inoxidable austeníticos, se extiende desde materiales domésticos como cubiertería, pequeños electrodomésticos; incluyendo además la fabricación de depósitos de agua, cámaras frigoríficas industriales, material clínico e instrumentos quirúrgicos; hasta tensores de hornos de precalentamiento en la industria de gas y petróleo, y en general, en muchos dispositivos que se utilizan en contacto con otras superficies y medios agresivos.

La exposición prolongada de este tipo de aceros a bajas temperaturas, al igual que una corta exposición a temperaturas altas, puede traer como consecuencia el proceso de precipitación de fases secundarias. Tal proceso puede conducir a fallas en el material, lo que además puede implicar una disminución notoria de su eficiencia y por consiguiente, un efecto a nivel de costos. Por lo tanto, surge el interés de verificar la variabilidad o constancia de las propiedades de algunas muestras de un acero austenítico, las cuales serán sometidas a un proceso específico de tratamiento térmico; luego se evaluará la precipitación de las fases secundarias, para finalmente verificar su incidencia en el comportamiento del desgaste en el acero estudiado.

Llevar a cabo este proyecto podrá representar una forma satisfactoria para determinar el efecto que produce la precipitación de las fases secundarias en un tipo de acero austenítico sobre el comportamiento ante el desgaste, lo cual pudiese conllevar a conclusiones decisivas en cuanto a la prevención de posibles fallas por desgaste, y además, permitirá sugerir ciertas recomendaciones para minimizar las pérdidas por desgaste y acrecentar la utilidad del material, indistintamente, del proceso en que se utilice.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Objetivo general:

Determinar la incidencia de precipitación de fases secundarias en el desempeño ante el desgaste de un acero inoxidable austenítico AISI 310.

1.2.2 Objetivos específicos:

1. Diseñar tratamientos térmicos de solución y recocido para la precipitación de fases secundarias en un acero inoxidable austenítico AISI 310.
2. Estudiar mediante metalografía la evolución de los cambios microestructurales ocasionados por los tratamientos térmicos diseñados.
3. Evaluar el comportamiento mecánico mediante ensayos de dureza e impacto en el acero en condición original y luego de los tratamientos diseñados.
4. Seleccionar un ensayo tribológico para la determinación de la resistencia al desgaste a través del volumen desgastado bajo los mismos parámetros de ensayo del acero en estudio en su condición original y tratado térmicamente.

5. Determinar la tasa de desgaste del acero en las distintas condiciones mediante los ensayos diseñados.
6. Analizar el efecto de los tratamientos térmicos sobre el desgaste, mediante comparación de los diferentes parámetros que describen el comportamiento microestructural, mecánico y tribológico del acero en estudio.

CAPÍTULO II

MARCO TEÓRICO

2.1 ANTECEDENTES

Entre los trabajos que fueron consultados para la realización de éste proyecto se encuentran los siguientes:

En el año 1996, Ramos M. realizó una investigación denominada **“Identificación del origen de la fragilización de los tensores del cono radiante del horno H- 1 de la DA-2 de la Refinería Corpoven S.A., Pto.La Cruz”** la cual consistió en determinar las causas de la fragilización de los tensores del cono radiante del horno antes mencionado, en los cuales se encontró una capa endurecida, la cual fue producto de los procesos de difusión de átomos de carbono y nitrógeno presentes en los gases de combustión del horno, además se comprobó la existencia de un proceso de precipitación de carburos o fase sigma, de diferentes características a lo largo de los tensores, lo que influyó directamente sobre las propiedades mecánicas de la aleación, espacialmente sobre la ductilidad [5].

También fue consultado el trabajo sobre la **“Influencia de las fases intermetálicas en la conformación de los aceros inoxidables dúplex”** realizado por Fargas G., Anglada M. y Mateo A. y expuesto en el VIII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos, Gandia 2002. En este trabajo se han estudiado los cambios producidos en la microestructura y en las propiedades mecánicas de un acero inoxidable dúplex E.N. 1.4462 laminado en caliente cuando es sometido a tratamientos térmicos de recocido en un rango de temperaturas inferior al utilizado actualmente en el proceso industrial. Se encontró para recocidos efectuados a temperaturas entre 875-900°C los porcentajes de fase sigma mas elevados (14-16%), provocando así una fuerte disminución en la ductilidad. Otro aspecto analizado ha sido la anisotropía en las propiedades mecánicas, fruto del proceso de laminación. A partir de los ensayos realizados en probetas mecanizadas en los sentidos longitudinal, transversal y diagonal con respecto a la dirección de laminación, se observa que las orientadas perpendicularmente presentan una mayor resistencia mecánica. Los resultados

obtenidos mediante ensayos de impacto tipo Charpy demuestran también una clara dependencia con respecto a la orientación que se considere ^[6].

Otro trabajo consultado de gran importancia fue el de la “**Elaboración de un proyecto de prueba y ensayos para recuperación de diafragmas de turbinas a gas westinghouse W-101**”, realizado por de Pimentel J., quien elaboró programas de pruebas de ensayos necesarios para la recuperación de turbinas a gas westinghouse W-101 en el taller de SERWESTCA, ubicado en Maracaibo, Estado Zulia, lo cual permitió modificar el actual proceso que se lleva a cabo para reparar estos elementos. Con este fin, se desarrolló un programa basado en la implementación de ensayos mecánicos aplicados a muestras obtenidas de los diafragmas de turbinas de la unidad 36, perteneciente a PDVSA La Salina, ubicada en la Costa del Lago de Maracaibo. La aleación que constituye estos diafragmas de las turbinas de primera y segunda etapa es UNIMET 500; y, para los de tercera y cuarta etapa es ACERO INOXIDABLE 310. La aplicación de este programa permitió la recuperación de los diafragmas en estudio. ^[7]

2.2 ACEROS INOXIDABLES

Los aceros inoxidable son aleaciones a base de hierro, cromo, carbono y otros elementos, principalmente, níquel, molibdeno, manganeso, silicio y titanio, entre otros, que les confieren una resistencia particular a la corrosión, en determinadas aplicaciones industriales. Naturalmente la presencia de cada elemento en determinados porcentajes produce variaciones distintas de las características intrínsecas de los diversos tipos. ^[8]

Esta característica de buena resistencia a la corrosión se debe a la propiedad de estas aleaciones de pasivarse en algún ambiente oxidante. La formación de una película superficial de óxido de cromo sirve para la protección del acero inoxidable. Dicha película pasiva se vuelve a reconstruir cuando se daña si el ambiente es suficientemente oxidante, manteniendo una protección permanente

del acero. La importancia de este tipo de acero, además de sus características mecánicas y su amplio uso en diferentes ramas de la industria, que se extiende desde la aplicación en la vida cotidiana hasta industrias muy complejas (química, petrolífera, nuclear, etc.), se debe a su alta producción a nivel mundial aparejado al desarrollo industrial después de la segunda guerra mundial. Los aceros inoxidable forman ahora parte imprescindible en la vida cotidiana moderna en todos los aspectos.

2.2.1 CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS INOXIDABLES

Las propiedades de los aceros inoxidable son influenciadas significativamente por su composición química, la que a su vez determina las características microestructurales de estas aleaciones. En la actualidad, los aceros inoxidable se pueden clasificar en forma general en cuatro grandes familias: ^[8]

- Los aceros inoxidable ferríticos.
- Los aceros inoxidable austeníticos.
- Los aceros inoxidable martensíticos.
- Los aceros inoxidable austenoferríticos (duplex).
- Los aceros inoxidable endurecidos por precipitación.

2.2.1.1 Aceros inoxidable ferríticos

Este tipo de aleaciones tienen contenidos de Cr entre 12 y 29% y muy bajos contenidos de Ni (<2%). Reciben su nombre debido a que su microestructura está constituida completamente por ferrita. ^[8]

Este tipo de acero inoxidable es el más económico debido a su bajo contenido de Ni. Sin embargo, las ventajas económicas que se derivan de ello no se pueden aprovechar del todo en estas aleaciones debido principalmente a los problemas tecnológicos asociados a la elevada tendencia a precipitación de fases secundaria (dificultad de elaborar productos de gran espesor y problemas de soldabilidad). Sin embargo, debido a su buena resistencia a la corrosión bajo

tensión (CBT), a la corrosión por picaduras y por resquicios, en medios que contienen cloruros, pueden ser seleccionados en determinadas aplicaciones, como alternativa a los aceros inoxidable austeníticos. La tabla 2.1 muestra algunos tipos de aceros inoxidable ferríticos con sus composiciones químicas nominales.

Tabla 2.1. Distintos tipos de aceros inoxidable ferríticos ^[8]

AISI	NS	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%P	%S	Otros
405	S40500	0,08		1	13	--	0,04	0,03	0,2 Al
430	S43000	0,12	1	1	7	--	0,04	0,03	--
434	S43000	0,12	1,25	1	17	--	0,04	0,03	1,0 Mn
446	S44600	0,2	1,5	1	25	--	0,04	0,03	0,25 N
18R		0,004	0,3	1	18	--	--	--	2,0 Al, 0,4 Ti
AI 29-42	S44800	0,01	0,3	0,2	29	2,2	0,025	0,02	3,8 Mo

2.2.1.2 Aceros inoxidable austeníticos

Son aleaciones no magnéticas endurecibles por conformado en frío (en cuyo caso es posible que se vuelvan ligeramente magnéticas), pero no por tratamiento térmico. Su microestructura está constituida fundamentalmente por granos de austenita. La presencia de Ni en estos aceros permite estabilizar la fase austenítica, pues de otro modo la adición única de Cr produciría una microestructura ferrítica a temperatura ambiente. Los aceros inoxidable austeníticos tienen una excelente resistencia a la corrosión y en términos generales son fácilmente soldables (mejor que los ferríticos). La tabla 2.2 muestra algunos tipos de aceros inoxidable austeníticos con sus composiciones químicas nominales. ^[8]

Tabla 2.2. Distintos tipos de aceros inoxidable austeníticos ^[8]

AISI	UNS	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%P	%S	Otros
303	S30300	0,15	2	1	18	9	0,2	>0,15	0,06Mo
304	S30400	0,08	2	1	19	9,2	0,045	0,03	--
316	S31600	0,08	2	1	17	12	0,045	0,03	2,0Mo
317	S31700	0,08	2	1	19	13	0,045	0,03	3,5Mo

321	S32100	0,08	2	1	19	14	0,045	0,03	Ti=5xC min
347	S34700	0,08	2	1	18	11	0,045	0,03	Cb+Ta=10xC min
20Mo6		0,03	1	0,8	24	35	0,03	0,03	5,7Mo,3Cu
254Smo	S31254	0,03	1	0,8	20	18	0,03	0,01	6,2Mo9,7Cu0,2N

2.2.1.3 Aceros inoxidables martensíticos

Son aleaciones que tienen una estructura austenítica a elevadas temperaturas y que puede ser transformada a martensita después de un tratamiento térmico de temple, elevando su dureza y resistencia al desgaste. El contenido de carbono de estas aleaciones varía en un amplio rango (entre 0,15% y 1% C), mientras que el contenido de Cr suele oscilar entre el 12% y 18%. Los aceros inoxidables de bajo contenido de carbono (0,15% C) están asociados a un menor contenido de Cr en el acero, debido a que éste tiende a estabilizar la ferrita a elevadas temperaturas, lo que impide al acero sufrir la transformación martensítica después del temple. [8]

Todos los aceros inoxidables martensíticos pueden ser templados y revenidos y la dureza alcanzada dependerá del contenido de carbono de la aleación. En aceros de bajo carbono la dureza máxima es de 45 HRC y en los aceros de alto contenido de carbono la dureza puede alcanzar valores próximos a 60 HRC. Al igual que los aceros al carbono, estas aleaciones son susceptibles a la fragilidad de revenido cuando son tratados térmicamente después del temple en el rango de 450 a 540° C. La resistencia a la corrosión de este tipo de aceros inoxidables está asociada a su contenido de Cr y a su microestructura. Las aleaciones de mayor contenido de C exhiben una menor resistencia a la corrosión en condición de temple y revenido, debido a la mayor susceptibilidad de la precipitación de carburos de cromo que presentan estos materiales. En la tabla 2.3 se presentan algunos aceros inoxidables martensíticos de mayor difusión en el mercado.

Tabla 2.3. Distintos tipos de aceros inoxidables martensíticos [8]

AISI	UNS	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%P	%S	Otros
403	S40300	0,15	1	0,5	12,2		0,04	0,03	
410	S41000	0,15	1	1	12,2		0,04	0,03	
416	S41600	0,15	1,25	1	13	--	0,04	0,03	0,6Mo
431	S43100	0,2	1	1	16	1,9	0,04	0,03	-
440A	S44002	0,67	1	1	17	--	0,04	0,03	0,75Mo
416PLUS	S41610	0,15	1	1	13	--	0,06	>0,15	0,6Mo

2.2.1.4 Aceros Inoxidables Dúplex

Estos aceros inoxidables, prácticamente desconocidos en nuestro medio, no son precisamente nuevas aleaciones, pues fueron producidas por primera vez hace ya más de 60 años. Sin embargo, los primeros aceros inoxidables dúplex presentaron una serie de inconvenientes, como una elevada susceptibilidad a la precipitación de fases secundarias (como la fase sigma), baja tenacidad, baja resistencia a la corrosión y poca soldabilidad. [8]

El desarrollo de los aceros inoxidables dúplex ha dado origen a nuevas aleaciones más resistentes con mayores contenidos de Cr, Mo y N. Esta nueva generación corresponde a los aceros inoxidables super-dúplex (25% Cr – 7% Ni – 4%Mo – 0,25% N) cuya resistencia a la corrosión por picadura suele ser equivalente a la de los aceros inoxidables austeníticos. En la tabla 2.4 se presentan algunos aceros inoxidables duplex de mayor difusión en el mercado.

Tabla 2.4. Distintos tipos de aceros inoxidables dúplex [8]

UNS	NOMBRE COMERCIAL	%Cr	%Ni	%Mo	%N	Otros
S32304	SAF 2304 SR35N	23	4	0,2	0,1	
S32404	UR50 VEW A903	21 18,5	7 5	2,5 2,7	0,07 0,07	1,5Cu 1,5 Si
S31803	UR45N	22	5,3	3	0,16	

	SAF 2205					
S31260	DP-3	25	6,5	3	0,16	0,5Cu 0,3 W
S32550	UR 52 N	25	6,5	3	0,18	1,6 Cu
S32200	VEW A905	26	3,7	2,3	0,34	6 Mn

2.2.1.5 Aceros inoxidables endurecidos por precipitación

Son aceros inoxidables Cr –Ni que contienen adicionalmente otros elementos de aleación como el Cu y Al que favorecen la precipitación de fases secundarias y elevan significativamente la dureza y resistencia mecánica del material cuando es sometido a un tratamiento térmico de envejecimiento. Estos materiales ofrecen una alternativa para obtener una buena resistencia mecánica por medio de un tratamiento térmico a menor temperatura que puede ser aplicado incluso después de la fabricación de la pieza o elemento mecánico. [8]

Las propiedades mecánicas (resistencia y dureza) que se pueden alcanzar con estas aleaciones son superiores inclusive a las obtenidas por los aceros inoxidables martensíticos (aprox. 1.480 MPa). Asimismo, debido a que el contenido de Cr es mayor que en estos últimos la resistencia a la corrosión resulta también ser superior. Los aceros inoxidables endurecibles por precipitación pueden ser del tipo martensítico y austeníticos. La tabla 2.5 presenta algunos tipos de aceros inoxidables endurecibles por precipitación.

Tabla 2. 5. Distintos tipos de aceros inoxidables endurecidos por precipitación [8]

AISI	NOMBRE COMERCIAL	%C	%Cr	%Ni	Otros
MARTENSÍTICOS					
635	Stainless W	0,07	16,5	6,8	0,5 mN/0,5 Si/0,4 Al/0,8Ti
630	17 - 4 PH	0,04	16,0	4,0	0,25Mn/0,6Si/3,2Cu/0,25 (Cb+Ta)

----	15 - 5 PH	0,07	15,0	4,0	4,0Cu/0,35(Cb+Ta)
SEMI-AUSTENÍTICOS					
631	17 - 7 PH	0,07	17,0	7,0	0,6 Mn/1,15 Al
632	PH 15 - 7Mo	0,07	15,0	7,0	2,20 Mo/1,15Al
633	AM - 350	0,10	16,5	4,3	2,75 Mo/0,10N
600	A286	0,08	15	26	1,3Mo/0,3V/2,0Ti/0,35Al/0,003B/0,4Si
----	17 - 10 P	0,12	17,0	10,0	0,75Mn/0,6Si/0,25 P
----	17 - 14CuMo	0,12	16,0	14,0	3,0Cu/2,5Mo/0,5Cb/0,25Ti/0,50Si/0,75Mn

2.3 DIAGRAMAS TERNARIOS Fe- Cr- Ni

Las figuras 1, 2, 3, muestran los diagramas ternarios Fe-Cr-Ni, para isotermas de 649 °C (1.201 °F), 899 °C (1.650 °F) y 1.100 °C (2.012 °F), representando los límites aproximados de operación y temperatura de homogeneización, respectivamente. En estos diagramas se puede observar regiones de una sola fase γ (austenita), α (ferrita) delta), además se presentan zonas donde ambas están presentes, observándose una fase intermedia tanto en la figura 2.1 y 2.2. La ya mencionada fase σ , la cual es más estable a mayores contenidos de cromo y a temperaturas por debajo de 821 °C. La fase α presente en la figura 2.3, representa la ferrita formada por transición $\gamma \rightarrow \alpha$.^[5]

Aunque estos diagramas no son del todo precisos debido a que las aleaciones además de Fe-Cr-Ni, contienen otros elementos tales como Mn, Si, V, Ti, etc., lo cual complicaría mucho su representación, sin embargo estos diagramas ternarios constituyen una valiosa herramienta, la cual permite al diseñador tener una idea más o menos clara de los fenómenos que pueden presentarse en el material durante su operación a determinadas temperaturas.

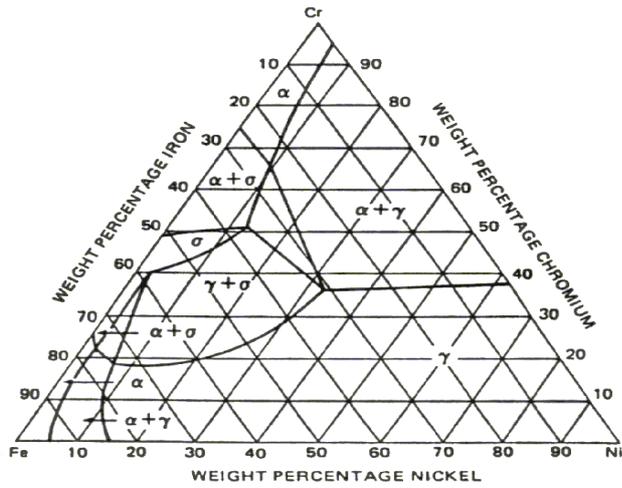


Figura 2.1. Ternario Fe-Cr-Ni a 649°C [5]

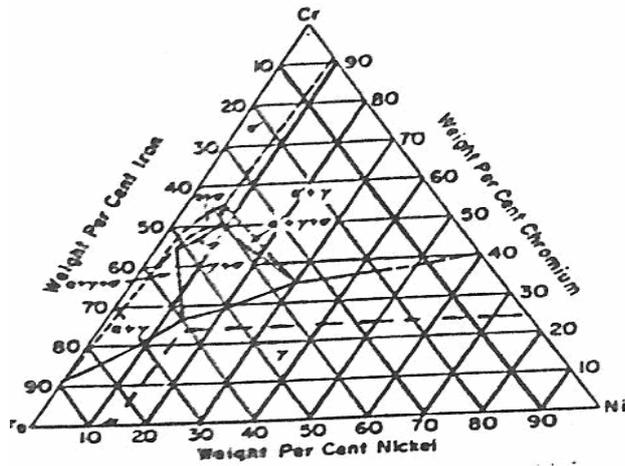


Figura 2.2. Ternario Fe-Cr-Ni a 899°C [5]

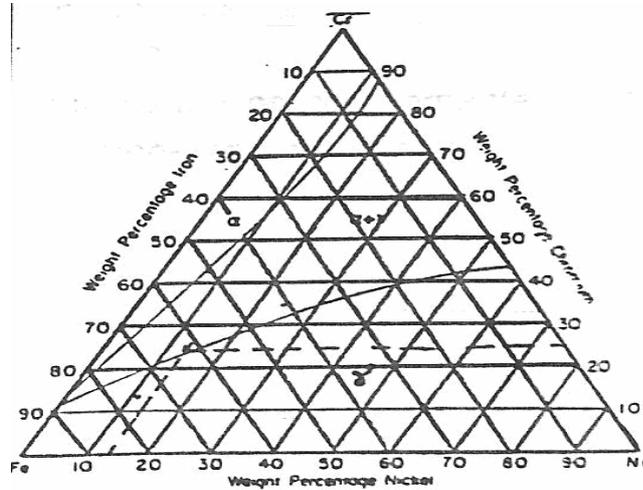


Figura 2.3. Ternario Fe-Cr-Ni a 1100°C [5]

2.4 PRECIPITACIÓN DE CARBUROS Y FORMACIÓN DE LAS FASES INTERMEDIAS

Con la aparición en el mercado de los aceros inoxidable se han logrado resolver una gran variedad de problemas en la industria; sin embargo con su empleo surgieron además diversos inconvenientes relacionados con su comportamiento en determinados ambientes. La precipitación de carburos y fases intermedias, son las más comúnmente denominadas fases de la fase, las cuales producen una alteración de las propiedades originales de la aleación de los AISI cuando el metal se encuentra en el rango de 800 a 1800 ° F. ^[5]

En los aceros sólo forman carburos los metales que en el sistema periódico se encuentran a la izquierda del hierro (Ti, V, Cr, Zr, Nb, Mo, Tc, Hf, Ta, W, Re). Estos metales lo mismo que el hierro, corresponden a los elementos del grupo de transición, pero tienen menos ocupado el subnivel electrónico **d**. Cuanto más a la izquierda se encuentre el elemento formador de carburos, tanto menos ocupado estará el subnivel **d**.

Se puede suponer con fundamento suficiente que en el proceso de formación de los carburos, el carbono cede sus electrones de valencia para completar el subnivel electrónico **d** de átomo del metal, mientras que en el metal los electrones de valencia forman el enlace metálico que determina las propiedades metálicas de los carburos.

Numerosos experimentos demuestran que cuanto más a la izquierda se encuentre el elemento en el sistema periódico, es decir, cuanto menos lleno tenga el subnivel electrónico **d**, tanto más estable será el carburo. Esta circunstancia permite enunciar los postulados que caracterizan en forma general las condiciones de formación de los carburos en los aceros:

Sólo son aptos para formar carburos los elementos metálicos cuyo subnivel electrónico **d** está menos lleno que el del hierro; su actividad como formadores de carburos es tanto más intensa y la estabilidad de las fases de carburo que se forman es tanto mayor, cuanto menos completo esté el subnivel **d** del átomo metálico.

Este postulado permite indicar las condiciones de formación de los carburos en el acero, cuando hay en él, varios elementos aptos para formarlos, el orden en que se disolverán en la austenita los diversos carburos y otros factores que son importantes para la teoría de la aleación y para la práctica de la fabricación. Se ha establecido que en los aceros pueden formarse los siguientes carburos:

- Carburos del grupo I: Fe_3C , Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , Fe_3Mo_3 , $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$.
- Carburos del grupo II (fases de inserción): Mo_2C , W_2C , WC , VC , TiC , NbC , TaC , Ta_2C , ZrC .

Los carburos reunidos en el grupo I tienen estructura cristalina compleja. Un representante típico de este grupo es la cementita (estructura ortorrómbica).

La peculiaridad de la estructura de los carburos del grupo II, como fases de inserción, consiste en que tienen una red cristalina simple y cristalizan por lo general con un déficit considerable de carbono.

Conviene advertir que las fases de inserción son difícilmente solubles en la austenita, en cambio los carburos del grupo I se disuelven fácilmente en la austenita. Todas las fases de carburo poseen alta temperatura de fusión y gran dureza. Las fases de inserción superan en este sentido a los carburos del grupo I.

Sin embargo, los carburos enumerados no existen puros en los aceros. Los carburos de todos los elementos de aleación contienen hierro en disolución, y si en el acero existen varios elementos capaces de formar carburos, también contendrán

estos elementos. Así en los aceros al cromo-manganeso se forma el carburo $(Cr, Mn, Fe)_3 C_6$, que lleva en disolución hierro y manganeso.

Los carburos que tienen la misma fórmula química se disuelven mutuamente, por ejemplo, si en el acero hay, al mismo tiempo, niobio y titanio no se formarán dos tipos separados de carburos, sino un carburo común, en el cual en iguales condiciones entra el titanio y el niobio. Por lo tanto las posibles variedades de formación de carburos son menos que las antes indicadas, y de hecho, en los aceros nos encontraremos únicamente con carburos de los seis tipos siguientes:

- Carburos del grupo I: $M_3 C$, $M_{23} C_6$, $M_7 C_3$, $M_6 C$.
- Carburos del grupo II: $M C$, $M_2 C$.

Donde se entiende por M la suma de los elementos metálicos que forman carburos.

El papel de los carburos en las aleaciones austeníticas es bastante complejo. Al principio, los carburos aparecen preferiblemente en los límites de grano, pudiendo aparecer según la composición química de la aleación, dentro del grano (intragranular). Muchas investigaciones han determinado que la morfología del carburo tiene gran influencia sobre la ductilidad y demás propiedades mecánicas, y además de esto, el carburo puede influenciar la estabilidad química de la matriz removiendo elementos reactantes. Por consiguiente, el entendimiento de los aspectos químicos, clase y morfología del carburo es crítico para la selección de composiciones y tratamientos térmicos.

Los carburos comunes en las aleaciones austeníticas son: MC , $M_{23}C_6$ y el $M_6 C$. El MC comúnmente toma una forma tosca o gruesa y en algunos casos fina. El $M_{23} C_6$ muestra una marcada tendencia por los límites de grano. Esta ocurre usualmente como una película discontinua de partículas, aunque placas y formas

de geometría regular han sido observadas. El M_6C puede precipitar en línea sobre el límite de grano y más raramente dentro del grano. La mayoría de los estudios convergen en el hecho de que estos carburos deben ser evitados en los límites de grano para evitar el deterioro de la ductilidad y la vida útil.

Los carburos MC usualmente se forman en las aleaciones austeníticas durante el enfriamiento (427-760 °C). Ellas ocurren como partículas discontinuas distribuidas heterogéneamente por toda la aleación, tanto en la forma intergranular como transgranular, en algunos casos interdendríticamente. Poca o ninguna orientación preferente ha sido observada. Estos carburos son estructura FCC, su densidad y estructura compacta son muy fuertes y se puede decir que ellos son algunos de los compuestos más estables de la naturaleza.

Los carburos $M_{23}C_6$ son abundantes en aleaciones con moderado alto cromo. Ellos se forman a menores temperaturas del tratamiento térmico a temperaturas comprendidas entre 704 a 982 °C, tanto a partir de la degeneración de los carburos MC como a partir del carbono residual en la matriz de la aleación. El carburo $M_{23}C_6$ tiene una estructura cúbica compleja, la cual si el carbono fuese removido, se convertiría en estructura TCP (tetragonal closely packed) mejor conocida como la fase sigma (σ). En realidad la relación entre $M_{23}C_6$ y σ es bastante alta, ya que se ha podido observar que las planchas de fase sigma nuclean sobre partículas de $M_{23}C_6$.

Los carburos $M_{23}C_6$ tienen un significativo efecto sobre las propiedades de la aleación. Su localización crítica sobre los límites de grano promueve un significativo efecto sobre la resistencia a la ruptura. Eventualmente la falla por ruptura puede iniciarse ya sea por la fractura de las partículas de $M_{23}C_6$ ubicadas en los límites de grano o por descohesión entre las caras de las partículas de $M_{23}C_6$.

Los carburos M_6C poseen una estructura cúbica compleja y se forma a temperaturas escasamente más altas (760-982 °C) que el $M_{23}C_6$. Ellos constituyen un carburo similar al $M_{23}C_6$ pero son formados únicamente cuando el tungsteno y molibdeno es mayor a 6-8 a/o. Con fórmulas que varían desde M_3C a $M_{13}C$, dependiendo del contenido de la matriz.

2.5 FASES TCP (TETRAGONAL CLOSELY PACKED)

En ciertas aleaciones donde la composición no ha sido cuidadosamente balanceada, fases indeseables pueden formarse, ya sea durante el tratamiento térmico o más comúnmente durante el servicio. Estos precipitados llamados fases TPC, generalmente perjudiciales, pueden aparecer en placas lineales, con frecuencia mediante un proceso de nucleación sobre los carburos presentes, ya sea en los límites o dentro del grano. Los compuestos TPC más comunes son σ y μ . La fase σ es un compuesto intermetálico, muy frágil, cuya dureza oscila entre 750-800 Hv, la composición es de un átomo de Fe por uno de Cr y con una estructura cristalina tetragonal con simetría pseudohexagonal a lo largo del eje c. ^[5]

La fase σ tiene un específico y perjudicial efecto sobre las propiedades de las aleaciones. Su alta dureza y morfología en forma de planchas representan una excelente fuente de iniciación de la grieta y su propagación, contribuyendo a menores temperaturas al desarrollo de una fractura frágil, la cual se representa sigmatizada comúnmente en los aceros inoxidable ferríticos. Sin embargo puede ser más grave el efecto sobre la resistencia a la ruptura a elevadas temperaturas, pudiendo ocurrir a lo largo de las placas de σ (fractura intersigmática) en lugar de la normal fractura intergranular, resultando a su vez una severa reducción en la vida especificada para la ruptura, lo cual puede observarse en la figura 2.4.

La fase sigma contiene un alto porcentaje de elementos refractarios obtenidos a partir de la matriz, causando pérdida de resistencia en la solución. Los

diferentes elementos de aleación modifican las condiciones de formación de la fase sigma al actuar sobre la cinética o sobre el equilibrio de las fases. Elementos como el carbono, nitrógeno y boro, que están disueltos en la red cristalina, influyen sobre la velocidad de difusión. Otros elementos como el silicio, molibdeno, niobio, titanio, son formadores de ferrita, por lo tanto favorecerán a la precipitación de esta fase; además de esto los dos primeros elementos citados desplazan hacia temperaturas superiores a la zona de estabilidad de la fase sigma, requiriendo mayores temperaturas para disolverla.

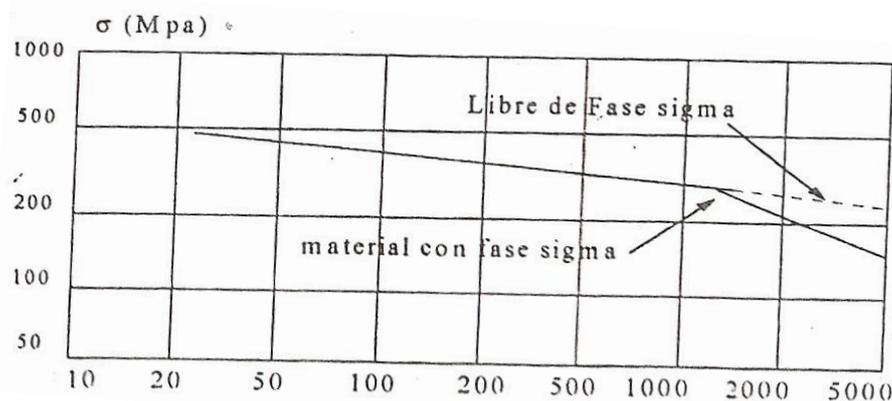


Figura 2.4. Efectos de la formación de la fase sigma sobre la vida de ruptura de un acero inoxidable. [5]

2.6 TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Se define como tratamiento térmico a una operación o una combinación de operaciones sucesivas, mediante las cuales un producto metalúrgico es sometido en estado sólido, a uno o varios ciclos térmicos, entre campos de temperatura y tiempos determinados, al objeto de conseguir determinadas características. Un tratamiento térmico es definido por:

- Las modalidades tecnológicas de ejecución de los calentamientos.
- Por la temperatura que debe alcanzarse y mantenerse.

- Por la ley de enfriamiento de dicha temperatura.

En todos estos casos son el tiempo, la temperatura y la velocidad de enfriamiento los factores que definen un tratamiento térmico.

2.6.1 Tratamiento de temple

El proceso de temple es definido generalmente como el enfriamiento rápido de un material que ha sido calentado en forma homogénea a una temperatura determinada. En el término está incluido sin embargo, el significado de enfriamiento rápido a una temperatura predeterminada, de modo que fije, a la temperatura normal la estructura del material en las condiciones requeridas de equilibrio metaestable.

Dicho equilibrio puede tener origen por la existencia de fases diversas, en el campo de la temperatura considerada; o bien por el diverso valor de la solubilidad sólida de uno o varios constituyentes de aleación en relación a la temperatura.

En el primer caso se habla de temple de fase (o temple de transformación), en el segundo, de temple de solución (o temple estructural).

Refiriéndonos a aceros inoxidables y respecto a todo lo que se expondrá a continuación, temple será siempre sinónimo de temple de solución.

a) Temple de solución: Es diseñado para poner los elementos solubles en solución sólida. El material es llevado a alta temperatura, seguido de un rápido apagado, generalmente en agua, lo que momentáneamente congela la microestructura y por poco tiempo hace que la aleación sea trabajable. Algunos fabricantes retienen ésta estructura con almacenamiento a temperatura por debajo del punto de congelación hasta que pueda ser trabajada.

El proceso de temple de solución está compuesto de dos etapas distintas:

1) Del precalentamiento de solución, definido por la temperatura y por el tiempo de duración en régimen.

2) Del enfriamiento rápido (o temple propiamente dicho) definido en la práctica por el medio empleado para restar calor acumulado en la masa de material o en términos teóricos, por la velocidad de enfriamiento.

El temple de solución es función del diagrama de estado y como tal, depende directamente de la composición de la aleación

A temperatura ambiente o a temperaturas elevadas, las aleaciones con tratamiento de solución no son estables y puede ocurrir precipitación desde la solución sobresaturada. Pueden iniciar este proceso cuando son expuestas a ciertas temperaturas que son características para determinadas aleaciones.

a.l) Teoría del temple de solución: El fenómeno del temple de solución encuentra su explicación teórica en el mecanismo de la sobresaturación de las soluciones sólidas, que está esquematizado en la figura 2.5.

En la figura (2.5) se considera un sistema binario, caracterizado por la existencia de solución sólida a (A) formada por uno de los metales (A) y por un compuesto intermetálico $A_m B_n$. La solubilidad sólida $A_m B_n$ en A está representada por la línea DD' ; ésta es máxima a la temperatura T_e , y disminuye, según una ley peculiar, hasta la temperatura normal. Según las notaciones del esquema, la solubilidad máxima está representada por la abcisa del punto D, sobre el eje de las concentraciones (c por ciento de B); la solubilidad mínima, del punto D' (a por ciento de B). Imaginemos tener una aleación conteniendo c por ciento B y $(100 - c)$ por ciento de A; si calentamos ésta aleación a la temperatura T_e durante el tiempo suficiente para determinar la difusión completa del

constituyente soluble, y la llevamos bruscamente a la temperatura normal mediante temple en agua fría, habremos obtenido una solución "sobresaturada" de Am, Bn en A. [8]

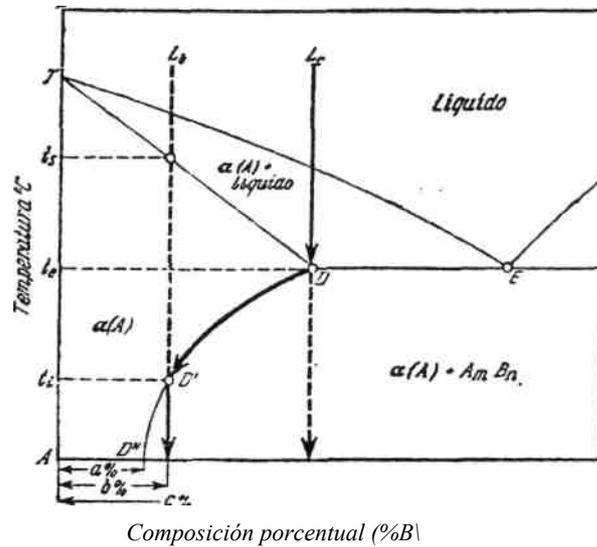


Figura 2.5. Diagrama teórico del fenómeno de sobresaturación por temple de una solución sólida. [8]

En el caso considerado la solubilización es total, y teóricamente todo el constituyente Am, Bn debería haber desaparecido; el examen microscópico nos debería llevar al reconocimiento de una solución sólida homogénea.

En la práctica estas condiciones generalmente no se consiguen. La necesidad práctica de realizar el calentamiento con cierto margen de seguridad, lleva en consecuencia la solubilización de una cantidad de constituyentes Am, Bn generalmente inferior a la teórica. Por tal motivo la curva de solubilidad es realizada en el espacio DD' , mientras es anulada en el trozo $D'D''$. Debido a esto la estructura no aparecerá homogénea (monofase) como el caso anterior, sino bifase y se podrá reconocer las trazas Am, Bn separadas a lo largo del tramo DD' durante la solidificación. Será más bien ésta la única diferencia microscópicamente visible entre la aleación Lc , conteniendo c por ciento de B y la aleación Lb , conteniendo sólo b por ciento de B , ambas templadas a la temperatura Ti . La solubilización

total de un componente es por tanto prácticamente posible solamente en el caso de aleaciones de concentración inferior a la máxima como el caso de Lb. ^[10]

2.6.2 Tratamiento de precipitación o envejecimiento

Este proceso se define como el mantenimiento de una aleación, sometida previamente a un temple de solución en estado de sobresaturación, a una temperatura y por un tiempo tal para producir la re-precipitación crítica de los constituyentes solubilizados. Si la temperatura es la normal del ambiente ($T < 50^\circ\text{C}$), el envejecimiento se llama natural y se llama artificial, cuando la temperatura es superior a 50°C .

a) Teoría de precipitación: La precipitación de partículas desde una solución sobresaturada ocurre por un proceso de nucleación y crecimiento. Primero es necesario formar los iniciadores de los cristales que precipitan; este proceso es llamado "nucleación". Siguiendo a la nucleación, las partículas crecen en tamaño como resultado de la difusión del elemento que precipita (soluto) desde la matriz (solución sólida) hacia las partículas. Esto es llamado crecimiento, no puede ocurrir precipitación hasta que no se inicie la nucleación, pero una vez que ésta se ha iniciado la solución sólida perderá parte de su soluto en dos formas:

- 1) El soluto migrará hacia las partículas.
- 2) El soluto formará nucléolos adicionales

En otras palabras, la nucleación puede continuar simultáneamente con el crecimiento de partículas previamente formadas. El progreso de la precipitación a una temperatura dada se muestra en la figura 2.6, donde la cantidad de precipitado en porcentaje del máximo es graficada como una función del tiempo.

En general la precipitación no ocurre inmediatamente pero se requiere de un tiempo finito T_0 , antes de que sea detectada. Este período de tiempo es llamado "período de incubación" y representa el tiempo necesario para formar núcleos visibles estables. La velocidad a la cual ocurre precipitación, varía con la temperatura. A temperaturas bajas, se requiere de tiempos largos para conseguir precipitación, debido a que la velocidad de difusión del soluto es muy lenta. En estos casos la velocidad de reacción es controlada por la velocidad a la que los átomos pueden migrar. A temperaturas intermedias (figura 2.7), la velocidad de precipitación aumenta a un máximo de manera que el tiempo para cumplir la precipitación es muy corto. En este rango, la combinación de difusión moderada y velocidad de nucleación ocasionan una precipitación rápida.

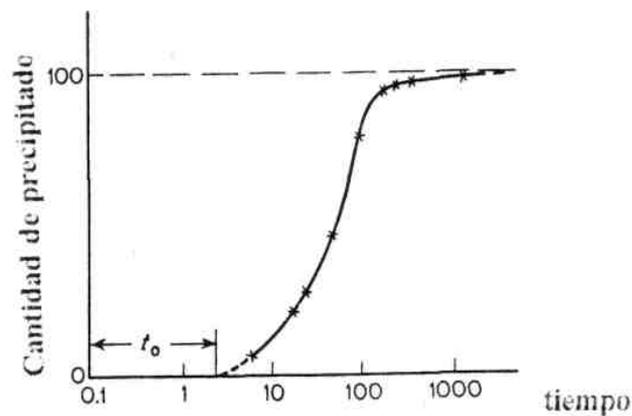


Figura 2.6. Cantidad de precipitado como función del tiempo, en horas, permitido para precipitar desde una solución sobresaturada. [8]

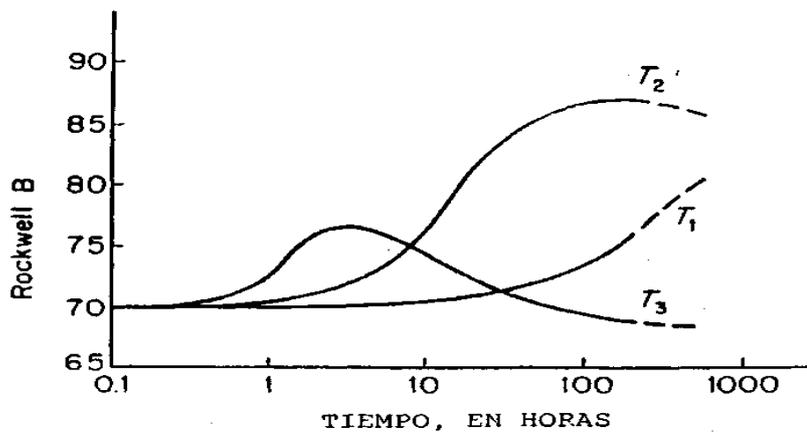


Figura 2.7. Efecto de la temperatura sobre las curvas de envejecimiento durante la precipitación. [8]

b)Cambios microestructurales en el fenómeno de precipitación: La precipitación conlleva a cambios microestructurales en los que zonas de precipitados muy pequeños, nuclean y crecen desde la solución sólida, sobresaturada, empobreciendo la solución por la pérdida de soluto. Estas zonas crecen a una fracción constante de volumen. Estas zonas son las precursoras de partículas, las cuales evolucionan a través de varias etapas intermedias, cada precipitado es gobernado por su propio diagrama de fase metaestable, hacia un precipitado final equilibrado. El grado de coherencia de los precipitados cae a medida que las partículas crecen, hasta que se forman partículas grandes incoherentes típicas del estado de precipitación alcanzado. ^[11]

A medida que la precipitación progresa, el tamaño de las partículas individuales aumenta, pero el número de partículas disminuye.

2.7 ENSAYOS MECÁNICOS

Para conocer las propiedades mecánicas de los materiales es necesario realizarles una serie de ensayos mecánicos que proporcionen datos necesarios para evaluar las características mecánicas de los materiales.

2.7.1 Ensayos de dureza

2.7.1.1 Dureza Brinell

Se denomina dureza Brinell a la medición de la dureza de un material mediante el método de indentación, midiendo la penetración de un objeto en el material a estudiar. Fue propuesto por el ingeniero sueco Johan August Brinell en 1900, siendo el método de dureza más antiguo. ^[7]

Este ensayo se utiliza en materiales blandos (de baja dureza) y muestras delgadas. El indentador más utilizado es el de bola lo cual es de acero templado y se encuentran en diferentes diámetros. Para los materiales más duros se usan bolas

de carburo de tungsteno. En el ensayo típico se suele utilizar una bola de acero de 10 milímetros de diámetro, con una fuerza de 3000 kilopondios. El valor medido es el diámetro de la huella dejada en la superficie del material.

2.7.1.2 Dureza Rockwell

El ensayo de dureza Rockwell constituye el método más usado para medir la dureza. Se pueden utilizar diferentes escalas que provienen de la utilización de distintas combinaciones de penetradores y cargas, lo cual permite ensayar prácticamente cualquier metal o aleación. Hay dos tipos de penetradores: unas bolas esféricas de acero endurecido (templado y pulido) de 1/16, 1/8, 1/4 y 1/2 pulg, y un penetrador cónico de diamante con un ángulo de 120° +/- 30' y vértice redondeado formando un casquete esférico de radio 0,20mm (Brale), el cual se utiliza para los materiales más duros. [7]

2.7.2 Ensayo de tracción

Este ensayo permite obtener información sobre la capacidad de un material para soportar la acción de cargas estáticas o de cargas que varían lentamente a temperaturas homologas inferiores a 0,5(parámetro adimensional que se define como el cociente entre las temperaturas de ensayo y de fusión). Como los componentes metálicos se proyectan en la mayoría de las ocasiones para trabajar en estas condiciones, probablemente este es el más popular entre los ensayos que permiten caracterizar el comportamiento mecánico de un material metálico.

El ensayo se realiza alargando una probeta de geometría normalizada, con una longitud inicial L_0 , que se ha amarrado entre las mordazas de una máquina. Una de las mordazas de la máquina esta unida al cabezal móvil y se desplaza respecto a la otra con velocidad constante durante la realización del ensayo. Las máquinas de ensayo disponen de sistemas de medida, células de carga y extensómetros, que permiten registrar la fuerza aplicada y la deformación producida mientras las mordazas se están separando. [7]

2.7.3 Ensayo de impacto

Originalmente, el ensayo de impacto se desarrolló para determinar las características de fractura de materias primas sometidas a altas velocidades de deformación. Los métodos de ensayo estándar, diseñados para equipos de ensayo de caída libre y péndulos, requieren un diseño del equipo, una geometría de la probeta y un análisis del resultado específicos. Para muchos materiales, el hecho de procesarlos para convertirlos en componentes acabados afecta directamente en sus características de rendimiento ante los impactos. Los métodos de ensayo estándar como Charpy, Izod y Gardner son herramientas importantes para la investigación y el control de calidad de materias primas, pero son de poco valor para los ingenieros que desean saber cómo funcionarán los componentes acabados en situaciones de impacto reales. Muchos de los principales fabricantes actuales están utilizando técnicas sofisticadas para validar el rendimiento ante los impactos de sus componentes acabados. ^[7]

2.7.4 Metalografía

La metalografía estudia microscópicamente las características estructurales de un metal o de una aleación. Es posible determinar el tamaño de grano; el tamaño, forma y distribución de varias fases e inclusiones que tienen gran efecto sobre las propiedades mecánicas del metal. La microestructura revelará el tratamiento mecánico y térmico del metal, según un conjunto de condiciones dadas, podrá predecirse el comportamiento esperado. ^[7]

En este tipo de ensayo, se necesitan muestras que requieren ser preparadas adecuadamente para realizarles el estudio metalográfico. Estas muestras tienen que ser seleccionadas de acuerdo a la situación que se presente; por ejemplo, si lo que se va a investigar es una falla, se debe escoger la muestra más próxima al área de la falla y comparársele con una tomada de la sección normal. Existen una serie

de etapas después de obtener la muestra que son necesarias para realizar esta operación: corte, montaje, desbaste, pulido, ataque y su observación

2.8 TRIBOLOGÍA

La tribología (del griego *tribos*, "frotar o rozar") es la ciencia que estudia la fricción, el desgaste y la lubricación que tienen lugar durante el contacto entre superficies sólidas en movimiento. El término es usado universalmente desde finales del siglo XX. ^[11]

Para entender a la tribología se requiere de conocimientos de física, de química y de la tecnología de materiales. Las tareas del especialista en tribología (tribólogo) son las de reducir la fricción y desgaste para conservar y reducir energía, lograr movimientos más rápidos y precisos, incrementar la productividad y reducir el mantenimiento

2.8.1 Desgaste

El desgaste es el daño de la superficie por remoción de material de una o ambas superficies sólidas en movimiento relativo. Es un proceso en el cual las capas superficiales de un sólido se rompen o se desprenden de la superficie. Al igual que la fricción, el desgaste no es solamente una propiedad del material, es una respuesta integral del sistema. Los análisis de los sistemas han demostrado que 75% de las fallas mecánicas se deben al desgaste de las superficies en rozamiento. Se deduce fácilmente que para aumentar la vida útil de un equipo se debe disminuir el desgaste al mínimo posible. ^[11]

2.8.1.1 Tipos de desgaste:

- **Desgaste por fatiga:** Surge por concentración de tensiones mayores a las que puede soportar el material, incluye las dislocaciones, formación de cavidades y grietas.

- **Desgaste abrasivo:** Es el daño por la acción de partículas sólidas presentes en la zona del rozamiento.

- **Desgaste por corrosión:** Originado por la influencia del medio ambiente, principalmente la humedad, seguido de la eliminación por abrasión, fatiga o erosión, de la capa del compuesto formado. A este grupo pertenece el desgaste por oxidación. Ocasionado principalmente por la acción del oxígeno atmosférico o disuelto en el lubricante, sobre las superficies en movimiento.

- **Desgaste por frotación:** Aquí se conjugan las cuatro formas de desgaste, en este caso los cuerpos en movimiento tienen movimientos de oscilación de una amplitud menos de 100 μm . Generalmente se da en sistemas ensamblados.

- **Desgaste por erosión:** Es producido por una corriente de partículas abrasivas, muy común en turbinas de gas, tubos de escape y de motores.

- **Desgaste adhesivo:** Es el proceso por el cual se transfiere material de una a otra superficie durante su movimiento relativo, como resultado de soldado en frío en puntos de interacción de asperezas, en algunos casos parte del material desprendido regresa a su superficie original o se libera en forma de virutas o rebaba.^[11]

2.8.2 MÉTODOS PARA LA EVALUACIÓN DEL DESGASTE.

Aunque se cuenta con datos de fricción y desgastes obtenidos en pruebas llevadas a cabo en máquinas reales, los estudios de laboratorio se realizan en condiciones controladas que simulan los movimientos observados en las situaciones reales. Con frecuencia, en la misma máquina se obtienen resultados sobre fricción y desgaste.

Existen varias máquinas para evaluar la fricción y el desgaste y aquí se presentan los principios de operación de algunas de ellas. El primer requisito es diseñar un par metálico que proporcione una interfase de frotamiento. Esto puede hacerse fijando una espiga sobre la barra de carga, teniendo aquella la forma de una varilla o un hemisferio. La barra de carga se diseña para soportar la carga normal, pero se mide la deflexión debida al arrastre friccional entre la espiga y la superficie opuesta; una calibración proporciona el valor de la fricción.

2.8.2.1 Pin en disco

Para la prueba de desgaste con este método se necesitan dos probetas. El primero es un pin cuyo tamaño es muy reducido, el cual es posicionado perpendicularmente a la otra pieza, la cual usualmente es un disco circular. La máquina de pruebas causa que el pin o el disco giren entre sí; como consecuencia de ello, se forma un camino de desgaste en el disco. El plano del disco puede ser orientado vertical u horizontalmente. Los resultados de desgaste pueden diferir según la orientación del disco.^[11]

La probeta en forma de pin se presiona sobre el disco con una carga específica, y dicha probeta, se encuentra sujeta a un dispositivo posicionador con contrapesos. Los reportes de desgaste se realizan en términos de pérdida de volumen en milímetros cúbicos. La pérdida de masa por desgaste se puede convertir en pérdida de volumen mediante la utilización de adecuados valores de densidad.

En términos generales el equipo consiste en un posicionador de un pin esférico sobre un disco, el cual gira por la acción de un motor a unas determinadas revoluciones por minuto RPM. El pin se encuentra localizado a un radio R del centro del disco. Un motor con velocidad variable, capaz de mantener la velocidad

seleccionada constante es requerido, además, debe estar montado de tal manera que las vibraciones no afecten las pruebas. Las velocidades de rotación pueden ser de 60 a 600 rpm, por lo cual, la máquina debe estar equipada con un contador de revoluciones. La balanza utilizada para medir la pérdida de masa en las probetas deberá tener una sensibilidad de por lo menos 0.1 mg

2.8.2.2 Cilindros cruzados

Este método de ensayo consiste en una prueba de laboratorio para determinar el desgaste por fricción entre dos materiales. Durante la prueba la fricción ocurre entre un cilindro rotativo y otro estático cuyos ejes están dispuestos perpendicularmente. El ensayo se puede realizarse a diferentes materiales, siempre y cuando las dimensiones específicas puedan lograrse y que soporten los esfuerzos producidos durante la prueba sin fallar y sin mostrar flexión excesiva, además debe conocerse su composición, tratamientos térmicos a que se halla sometido y su dureza. ^[10]

CAPITULO III

MARCO METODOLÓGICO

3.1 PROCEDIMIENTO METODOLÓGICO

Para la realización de este trabajo de investigación fue necesaria la aplicación de una estrategia metodológica con la finalidad de cumplir con cada uno de los objetivos planteados en el inicio del estudio. Esta serie de actividades se llevaron a cabo de una forma sistemática y metódica, enmarcadas dentro de un cronograma, con el objetivo de seguir un esquema de trabajo que permitiera obtener resultados relevantes, concisos y confiables en el menor lapso de tiempo posible. En la figura 3.1 se presenta un flujograma representativo de la metodología del trabajo.

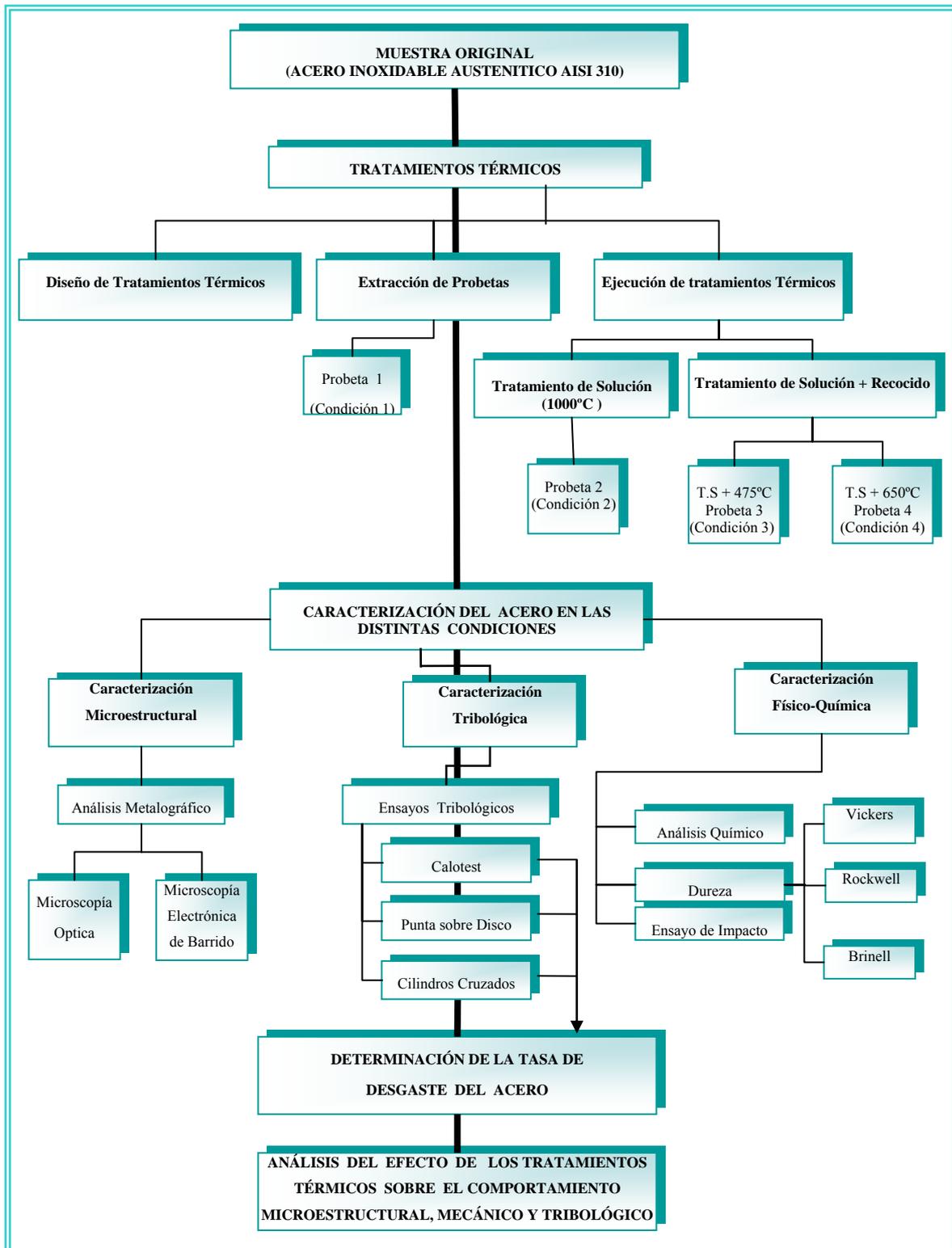


Figura 3.1 Flujograma del procedimiento metodológico seguido para el desarrollo del presente trabajo de investigación [Fuente propia].

3.1.1 TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Los aceros inoxidable austeníticos poseen diversas características importantes por las cuales éstos son seleccionados para un uso específico. Una de sus características más importante es que la matriz del acero se encuentra totalmente en fase austenítica a temperatura ambiente debido al elemento níquel que es un componente estabilizador sobre la austenita. Es decir, en su condición de suministro este acero es monofásico.

El acero inoxidable austenítico, objeto de estudio en el presente proyecto, formaba parte de un horno de calentamiento de crudo el cual estuvo expuesto a temperaturas entre los 460 °C y los 746 °C durante un periodo aproximado de 10 años.

Debido a los cambios de temperaturas que soportó el acero, ocurrió un proceso de precipitación de fase secundaria. Esta fase solo se presenta en estos aceros cuando están expuestos a altas temperaturas y por largos periodos de tiempo. En aceros duplex si se puede conseguir sin necesidad de mantener la pieza por largo tiempo en procesos de calentamiento ya que la ferrita presente en el acero es rica en elementos sigmágenos.

Considerando lo anteriormente expuesto, como punto de partida para obtener diversas condiciones de tratamiento, se consideró necesario disolver todas las posibles fases precipitadas en el material para posteriormente modificar la microestructura mediante distintos tratamientos partiendo una condición común.

3.1.1.1 Diseño de tratamientos térmicos

Para obtener las diversas condiciones deseadas para el estudio, se aplicarían tratamientos térmicos a fin de producir condiciones distintas a la obtenida en el

material retirado de servicio. Para ello se diseñaron tres tratamientos térmicos distintos de los cuales dos de ellos se cumplirían en dos etapas: en la primera se ejecutaría un tratamiento térmico de solución (T.S) a 1000 °C y en la segunda un tratamiento de recocido.

El calentamiento a altas temperaturas es necesario para disolver los precipitados y obtener una solución sólida homogénea de fase austenítica. Por lo tanto el objetivo del tratamiento sería lograr la disolución de las fases secundarias o compuestos químicos precipitados e incorporarlos en la matriz austenítica, la cual debe mantenerse con este microconstituyente luego de ser enfriada rápidamente en agua. El tratamiento diseñado para esta primera etapa se muestra en la figura 3.2.

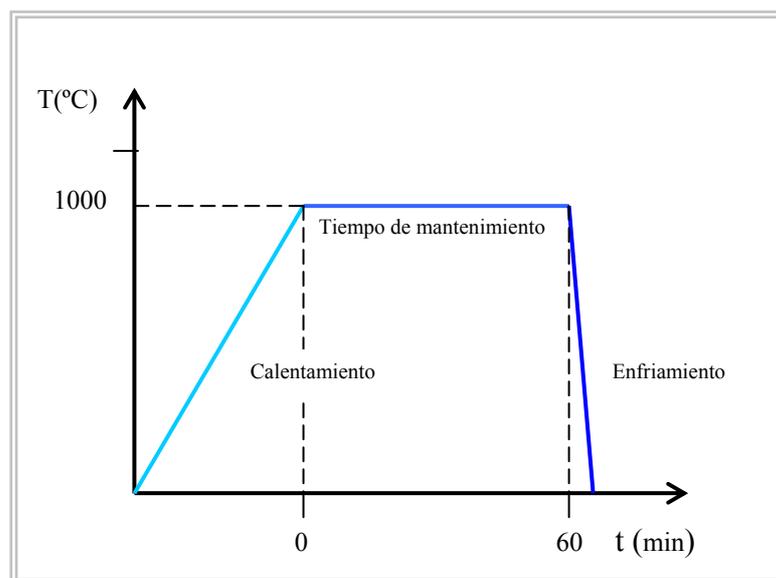


Figura 3.2. Diseño del tratamiento térmico de solución realizado al acero inoxidable austenítico AISI 310. [Fuente Propia]

Para producir las siguientes condiciones, se combinarían dos tratamientos, uno de solución seguido de un recocido. El recocido constituye la segunda etapa de los tratamientos térmicos, que se basó en un tratamiento isotérmico a una temperatura sub-crítica de mantenimiento, una serie de pre-calentamientos previos

al tiempo de mantenimiento y un enfriamiento posterior en horno. Las temperaturas de recocidos para lograr las condiciones fueron desde 475 °C hasta 650 °C. Se seleccionó este rango de temperaturas para buscar la re-precipitación de carburos o compuestos químicos secundarios de diferentes naturalezas.

Las tres condiciones distintas al material retirado de servicio que se lograrían con los tratamientos combinados de solución y recocido se indican en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1. Especificación de los tratamientos térmicos a las diferentes muestras.

Probeta	Designación	Tratamiento Térmico	Temperatura
Fuera de servicio	Condición 1	-	-
Tratada	Condición 2	T.S	1000°C
Tratada	Condición 3	T. S + Recocido	1000°C+ 475°C
Tratada	Condición 4	T. S + Recocido	1000°C+ 650°C

Los parámetros a controlar en cada tratamiento se establecen a continuación:

Primer tratamiento: 475 °C (condición 3)

Pre-Calentamiento: a 200 °C. Tiempo de mantenimiento: 30 min.

Tiempo de manteniendo a 475 °C: 1 hora.

Enfriamiento: Lento en el horno.

Segundo tratamiento: 650 °C (condición 4)

1 pre calentamiento: a 200 °C. Tiempo de mantenimiento: 30 min.

2 pre-calentamiento: a 400 °C. Tiempo de mantenimiento: 30 min.

3 pre-calentamiento: a 600 °C. Tiempo de mantenimiento: 30 min.

Tiempo de manteniendo a 650 °C: 1 hora.

Enfriamiento: Lento en el horno.

El esquema de los ciclos diseñados se pueden observar en la figura 3.3. En esta figura se muestra solo el ciclo de recocido ya que el tratamiento previo de solución (mostrado en la figura 3.2) sería común para todas las muestras.

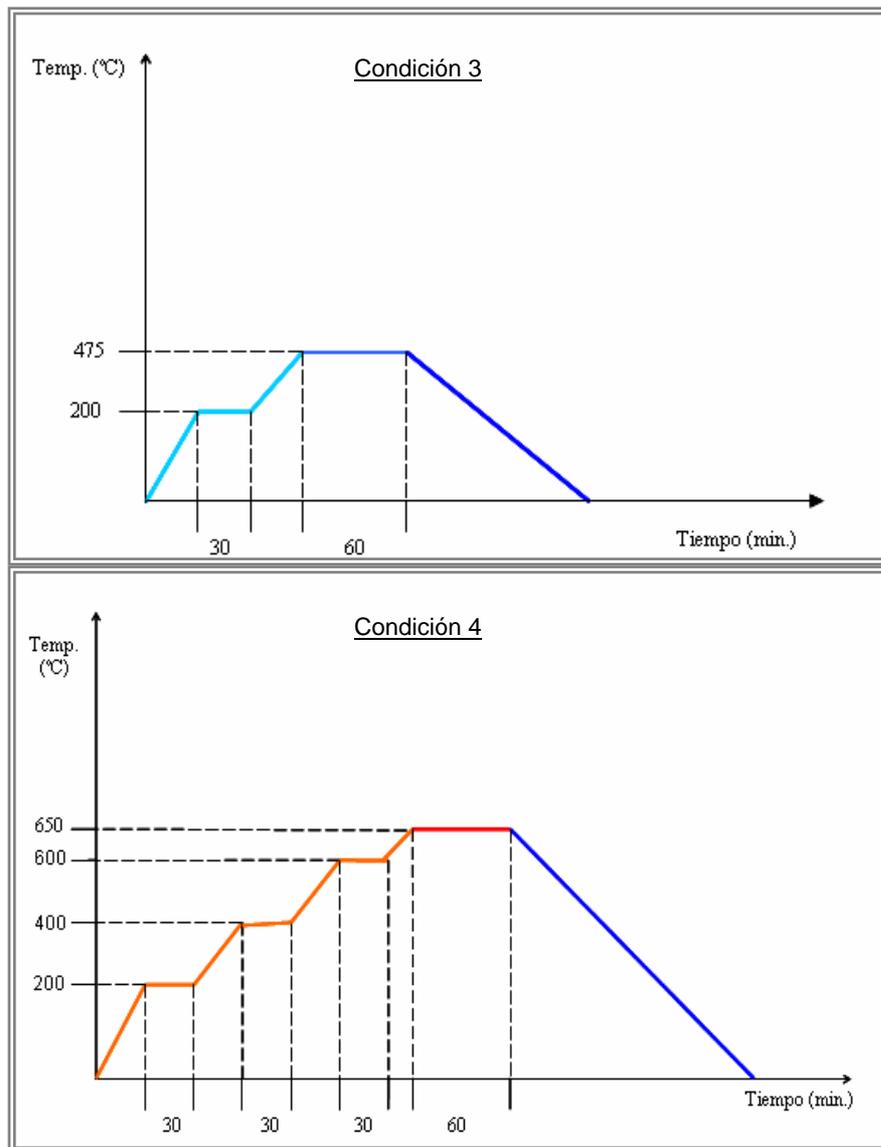


Figura 3.3. Ciclos diseñados de los tratamientos térmicos de recocido a las muestras de acero inoxidable austenítico AISI 310. [Fuente Propia]

3.1.1.2 Extracción de las probetas

Para la realización del presente proyecto se contó con una barra de Acero Inoxidable Austenítico AISI 310, la cual fue suministrada por el Laboratorio de Metalurgia, ubicado en el Departamento de Mecánica de la Universidad de Oriente-Núcleo de Anzoátegui. Esta barra había sido desincorporada de un horno de calentamiento de crudo para su posterior estudio. En el proceso de obtención de las probetas para los diferentes experimentos, se realizó un corte en frío, es decir, que en el proceso de corte se utilizó un líquido refrigerante con la finalidad de preservar la microestructura del material producido por los cambios de temperaturas durante su vida útil.

La barra de 25,4 mm de diámetro fue seccionada en doce partes, como se indica en la figura 3.4. De las probetas obtenidas se tomaron dos muestras representativas de la condición 1 (fuera de servicio) y el resto fueron destinadas para realizarles su respectivo tratamiento térmico.

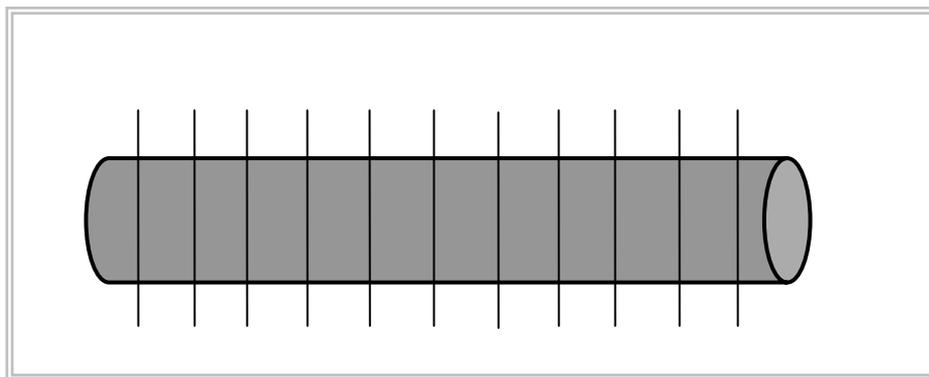


Figura 3.4. Cortes transversales realizados a las barras suministrada para la realización del trabajo de investigación. [Fuente Propia]

3.1.1.3 Ejecución de los tratamientos diseñados

La ejecución de los tratamientos térmicos se llevo a cabo en dos etapas: en la primera se realizó un tratamiento de solución a 1000 °C durante un tiempo aproximado de una hora en el horno mostrado en la figura 3.6 Este tratamiento se ejecutó en el Laboratorio de Análisis Químico del Departamento de Química de la Universidad de Oriente-Núcleo de Anzoátegui a todas las muestras extraídas de la barra facilitada. Al culminar el tiempo de mantenimiento se extrajeron inmediatamente las muestras del horno y fueron expuestas a un enfriamiento brusco en agua para evitar la migración de elementos o formación de precipitados. Este tratamiento también le se llama temple en los aceros normales y apagado o tratamiento de solución en los aceros inoxidable. En la figura 3.5 se visualiza el comportamiento del ciclo térmico cumplido en el tratamiento de solución realizado en las probetas.

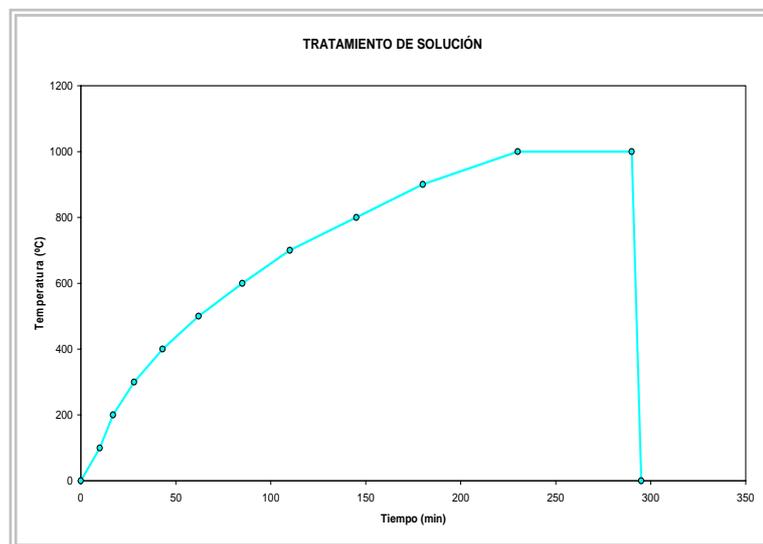


Figura 3.5 Proceso de calentamiento del acero inoxidable austenítico 310. Tratamiento térmico de solución. [Fuente Propia]

. El horno utilizado para la primera etapa consta de las siguientes especificaciones:

Marca: Blue M.

Modelo: M30A-2C.

Serial: M1-7130.



Figura 3.6. Horno utilizado para la realización del tratamiento se solución. [Fuente Propia]

En la segunda etapa se realizaron los tratamientos de recocido. Estos tratamientos fueron ejecutados en un horno de marca Furcase 47900 (Ver Figura 3.7) en el Laboratorio de Metalurgia del Departamento de Mecánica de la Universidad de Oriente-Núcleo de Anzoátegui con las siguientes especificaciones:

Temperatura máxima: 1093 °C en uso continuo y de 1093 a 1200 °C en uso intermitente.

Modelo: F47925

Amperios. 8,3 A

Watts: 1000 W



Figura 3.7. Horno utilizado para la realización de los tratamientos de recocido. [Fuente Propia]

Los tratamientos de recocido se iniciaron con la colocación de las muestras de acero inoxidable dentro del horno, posterior a ello, se seleccionó la temperatura del pre-calentamiento y se mantuvo el tiempo requerido. Al transcurrir dicho tiempo, se ubicó la temperatura la cual se quería exponer (esto fue para el caso del tratamiento de 475 °C ya que este tuvo un solo pre-calentamiento) se mantuvo los 60 min propuesto, se apagó el horno y se conservaron las piezas dentro de él para su enfriamiento. De la misma manera se realizó el tratamiento de 650°C. Los gráficos de la figura 3.8 reflejan el comportamiento de cada ciclo térmico y sus temperaturas de tratamiento tal como se cumplió en la práctica para las probetas sometidas a tratamiento.

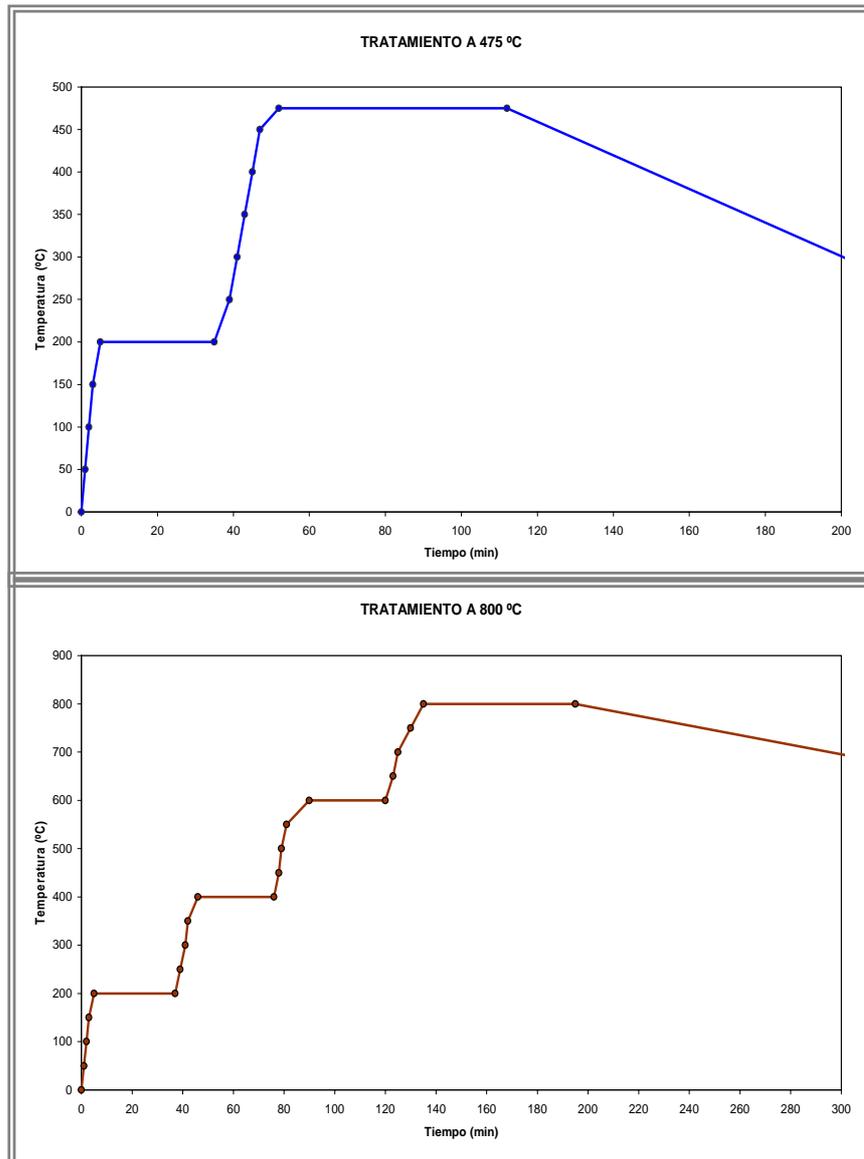


Figura 3.8. Representación del comportamiento de los tratamientos térmico de recocido realizados a las temperaturas de 475 °C y 650 °C. [Fuente Propia]

3.1.2 CARACTERIZACIÓN DEL ACERO EN LAS DISTINTAS CONDICIONES

Las probetas representativas de cada condición de tratamiento térmico se les realizó caracterización mediante ensayos físico-químicos y microestructurales. Esto se llevó a cabo con el fin de establecer diferencias entre las distintas

condiciones y para observar el efecto de los tratamientos térmicos sobre las características del acero.

3.1.2.1 Caracterización físico-química

Esta caracterización se hizo mediante análisis químico, dureza e impacto para establecer las características del acero en cada condición.

Análisis Químico: Este análisis fue realizado por vía espectrométrica en el laboratorio de ASMECA ORIENTE C.A. La finalidad de este análisis fue corroborar que el material suministrado se trataba de un acero AISI 310, si llegaba a cumplir con los rangos que se especifican en la tabla 3.2.

Tabla 3.2. Rango de composición química especificado para el acero AISI 310. ^[10]

Elemento	Rango de composición AISI 310 (%) Peso
Carbono	0,03-0,06
Níquel	18,00-21,00
Hierro	50,00-56,00
Cromo	23,00-26,00

Ensayos de Dureza: se realizaron tres tipos de durezas para obtener mejores resultados comparativos.

a.- Microdureza Vickers: Este ensayo se realizó en el Laboratorio de Metalurgia, ubicado en el Departamento de Mecánica de la Universidad de Oriente-Núcleo de Anzoátegui con un microdurómetro marca Micromet, modelo 1600- 100 Buheler, serial 76-M-212 y voltaje de trabajo de 115.

Este aparato trabaja con cargas de 5, 10, 20, 25, 50, 100, y 200 g; penetrador de diamante y utiliza objetivos de 40X y ocular de 15X. Los ensayos se realizaron bajo las siguientes condiciones:

Carga: 200 g

Penetrador: Diamante para huella de sección cuadrada

Objetivo: 40X

Ocular: 15X

Magnificación: 600X

Temperatura: ambiente

El valor de microdureza se obtiene midiendo las dos diagonales de la huella. El procedimiento consiste en colocar la rejilla calibrada sobre cada una de las diagonales de la huella (ver figura 3.9) a través de la cual se obtienen dimensiones de apreciación 1 micra, el complemento de la medida se determina con la ayuda de un tornillo micrométrico de apreciación 0.5 micras. Posteriormente, se toma un promedio de las dos medidas realizadas. Finalmente, para la carga aplicada se ubicada el promedio en la tabla de conversiones de dimensiones de huellas en micras Vs. dureza Vickers, obteniendo de esta manera el valor de microdureza Vickers.

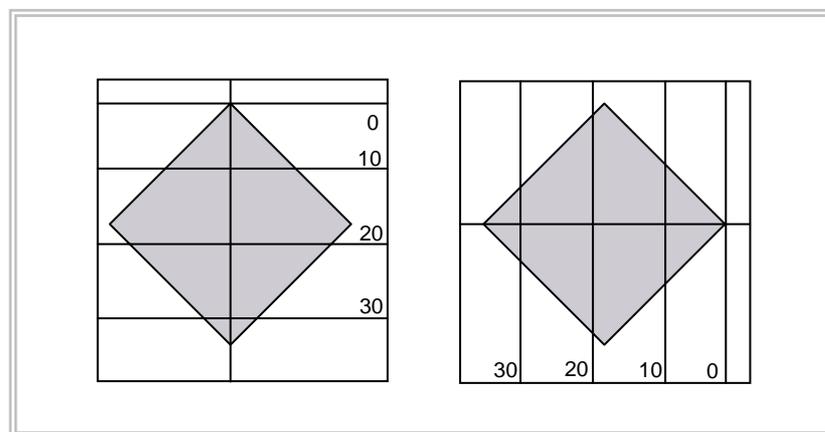


Figura 3.9. Esquema de la medición de la microhuella. [Fuente Propia]

b.- Dureza Brinell: Este ensayo se realizó en la máquina Universal marca Tinius Olsen, de carga máxima 30 toneladas, y de apreciación 50 Kg (ver figura 3.10) ubicado en el Laboratorio de Materiales del Departamento de Mecánica de la Universidad de Oriente-Núcleo de Anzoátegui. El ensayo se realizó según la Norma COVENIN 645-75 y bajo las siguientes condiciones:

Tipo de penetrador: esfera de acero de 10 mm de diámetro

Carga: 3000 Kg

Tiempo de aplicación: 30 s

Temperatura: ambiente

Escala utilizada: HB

Ocular para la medida de la huella: Mag 10X, 0-50 divisiones

Apreciación retículo del ocular: 0.1 mm

El número de dureza Brinell (HB) es la razón de la carga en Kilogramos al área en milímetros cuadrados de impresión, y se calculó mediante la fórmula:
donde:

$$HB = \frac{2P}{\left(\pi * \frac{D}{2}\right) * \left(D - \sqrt{D^2 - d^2}\right)} \quad (\text{Ec.3.1})$$

P = carga de prueba, Kg

D = diámetro de la bola, mm

d = diámetro de la impresión, mm

A cada muestra se le imprimió una huella de dureza, a dicha huella se le practicaron tres medidas del diámetro. El valor HB tomado para la dureza, fue el resultado del promedio de las tres medidas de diámetro, convertido a número HB.



Figura 3.10. Máquina Universal de Ensayos. [Fuente Propia]

c.- Dureza Rockwell: El ensayo de dureza Rockwell B fue ejecutado en el Laboratorio de Materiales del Departamento de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Oriente-Núcleo de Anzoátegui, con la máquina de ensayo Rockwell B. Marca Wolpert, tipo testor HT 1a, como se muestra en la figura 3.11. El ensayo se realizó a la probeta original y a las tratadas térmicamente bajo las condiciones que se indican a continuación:

Temperatura: Ambiente

Escala: Roja

Apreciación: 1Rb

Penetrador: 1/16" a base de tungsteno

Carga: 90 Kg

Pre-carga: 10 Kg

Carga total: 100 Kg



Figura 3.11. Máquina de dureza Rockwell. [Fuente Propia]

Ensayo de Impacto: Este ensayo se realizó en el Laboratorio de Materiales de ASMECA ORIENTE C.A en la Máquina de Ensayo Charpy Marca Tinius Olsen (ver figura 3.12) que posee las especificaciones contenidas en la tabla 3.3.

Tabla 3.3. Especificaciones Técnicas de la Máquina de Impacto. [Fuente Propia]

Parámetros	Unidades
Velocidad del Martillo	5,12m/s.(16,8pie/s.)
Peso de martillos	6,8 kg. (15 lbs)
Longitud del martillo	90 cm (35,4 pulg.)
Altura de la máquina	152,4 cm (60 pulg.)
Largo de la base	91,4cm (36 pulg.)
Ancho de la base	38,1 cm (15 pulg.)
Peso neto	568 kg (1250 lbs.)



Figura 3.12. Máquina de ensayo Charpy o impacto. [Fuente Propia]

Las probetas para este ensayo se realizaron según la Norma ASTM E23-56T que describe que la muestra debe cumplir con las siguientes especificaciones: 55 mm (2,165") de largo, 10 mm (0,349") de ancho y 10 mm (0,349") de ancho, con una muesca en V en la mitad del largo de la probeta, de 45° de apertura con radio de 0.25 mm (0,010"). Sin Embargo por ser éste material de alta tenacidad se previó que los valores de energía de impacto podrían sobrepasar los valores de la escala de medición de la máquina de ensayo Charpy ubicada en el laboratorio. Por tal razón las probetas fueron reducidas en su sección, convirtiéndolas en probetas de 10 mm x 5 mm (ver figura 3.13), lo cual es permitido por la norma, siempre y cuando los valores que se obtengan en el ensayo sean convertidos a su equivalencia en probeta estándar.



Figura 3.13. Probetas para el ensayo Charpy según la norma ASTM E23-56T. [Fuente Propia]

La otra previsión tomada para realizar el ensayo fue de la trabajar en rangos bajos de temperatura donde el material podría presentar valores de energía más bajos. Para esto, las probetas se colocaron en un envase hermético al cual se le inyectaba nitrógeno (ver figura 3.14 a) hasta llegar una temperatura interna de -30 °C por un tiempo de cinco minutos (ver figura 3.14 b), esto con el finalidad de fragilizar las muestras. Luego de cumplirse el tiempo estipulado para la fragilización del acero, la probeta fue ubicada en la base de la máquina para realizar el ensayo (ver figura 3.15 a), liberando el martillo el cual impacta la probeta quedando sobre el dial de medición la lectura de la energía absorbida en el impacto, esto se repitió para cada una de las muestras.



Figura 3.14. a) Inyección de nitrógeno a las probetas. b) Rango de temperatura interna [Fuente Propia]



Figura 3.15. a) Ubicación de la probeta en la base de la máquina. b) Caída del martillo [Fuente Propia]

3.1.2.2 Caracterización micro-estructural

Del material en las condiciones original y las tratadas térmicamente se tomaron muestras para análisis micro-estructural. La fase inicial de esta etapa fue preparar las muestras para poder hacer el estudio metalográfico tanto por el Microscopía Óptica (MO) como por Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) con el fin de establecer diferencias entre las distintas condiciones.

Para realizar el estudio metalográfico se procedió a desbastar las muestras utilizando lijas de diferentes granulometrías (desde grado 80 hasta 4000) para conseguir una superficie sin desniveles, luego se continuó con un pulido final en paños de pulido hasta obtener una superficie especular. Para revelar la microestructura en las probetas se atacó con el reactivo Vilella el cual esta compuesto por 5 ml de ácido clorhídrico (HCl), 1 gr. de ácido pícrico ($C_6H_2OH(NO_2)^3$) y 100 ml de alcohol. Una vez finalizada la preparación y ataque de las muestras, estas fueron llevadas a los diversos microscopios para su observación.

Microscopia Óptica: Se utilizó un microscopio óptico, marca Unión Optical, modelo ME 2724 (ver figura 3.16). Este microscopio es binocular y está equipado con objetivos M5X, M10X, M20X, M40X y se encuentra en el Laboratorio de Metalurgia.

Las muestras atacadas fueron colocadas bajo este microscopio para su observación y adquisición de registros fotográficos de la microestructura observada. El registro fotográfico permitió comparar la evolución y cambios de fases como resultado de los tratamientos térmicos efectuados y determinar el tamaño de grano presente en cada muestra. Allí se magnificó la imagen del material hasta 400 veces y se capturó la imagen mediante una cámara fotográfica.



Figura 3.16. Microscopio óptico marca Unión Optical. [Fuente Propia]

Para la obtención del tamaño de grano se utilizó el método de Heyn, mejor conocido como método de los intersecciónes. A continuación se muestra el procedimiento para realizar este método en una fotomicrografía.

En primer lugar, se trazaron líneas en la fotomicrografía como lo ilustra la figura 3.17.

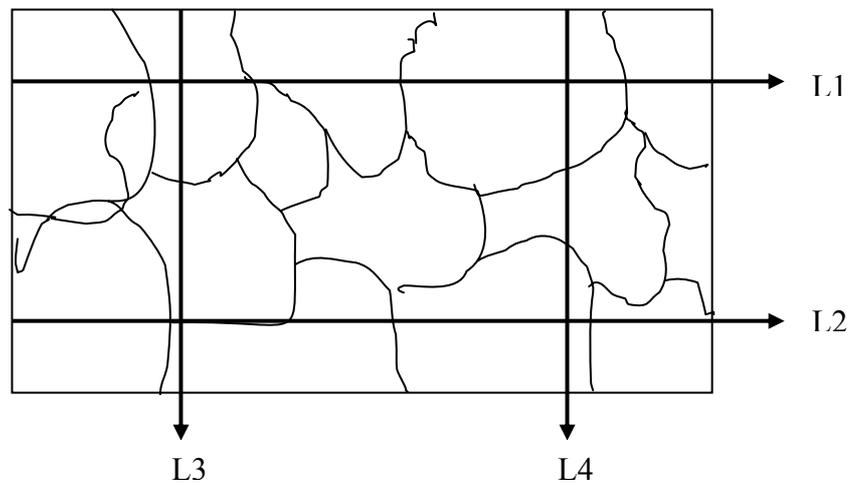


Figura 3.17. Muestra de las intersecciones en una fotomicrografía. [Fuente Propia]

Luego de trazadas las líneas se procedió a medir la longitud de cada una para posteriormente obtener la longitud total y seguidamente se contaron los granos que estaban sobre ellas para calcular el número total de granos interceptados:

$$L_T = L1 + L2 + L3 + L4 \quad (\text{Ec. 3.2})$$

$$N_g = N_g L1 + N_g L2 + N_g L3 + N_g L4 \quad (\text{Ec. 3.3})$$

Realizados estos cálculos se continuó con la obtención del diámetro promedio de los granos y el área promedio que ocupaban, esto con las siguientes fórmulas:

$$D_p = \frac{\left(\frac{L_T}{\text{Magnificación}} \right)}{N_g} \quad (\text{Ec. 3.4})$$

Donde:

D_p = Diámetro promedio

L_T = Longitud total de las líneas interceptadas en la fotomicrografía

Magnificación = Magnificación con la cual fue tomada la foto en el microscopio

N_g = Número total de granos interceptados

$$A_p = \frac{\pi * D_p^2}{4} \quad (\text{Ec. 3.5})$$

Donde:

A_p = Área promedio de los granos interceptados

El siguiente paso fue realizar una simple regla de tres para calcular los granos que se encontraban en cada 1 mm^2 de área:

$$\begin{array}{l} 1 \text{ grano} \longrightarrow A_p \\ X \longrightarrow 1 \text{ mm}^2 \end{array}$$

$$X = \frac{1 \text{ mm}^2 * 1 \text{ grano}}{A_p} = N \quad (\text{Ec. 3.6})$$

$$N = 2^{n+3} \quad (\text{Ec. 3.7})$$

Donde:

N = grano por cada 1 mm^2 de área

n = tamaño de grano ASTM

De la ecuación 3.7 dada por Heyn se despejó n , y se obtuvo a través de la siguiente fórmula el tamaño de grano ASTM. (Ver apéndice A):

$$n = \frac{\ln\left(\frac{N}{8}\right)}{\ln 2} \quad (\text{Ec. 3.8})$$

Microscopia Electrónica de Barrido: Para adquirir una mejor visualización de la microestructura formada durante los tratamientos térmicos realizados, las muestras fueron sometidas a un estudio por microscopia electrónica de barrido (M.E.B) y microanálisis EDX. Ese estudio fue realizado en el Instituto de Investigaciones de Biomedicina y Ciencias Aplicadas de la Universidad de Oriente – Núcleo de Sucre (IIBCAUDO).

El equipo utilizado fue un microscopio electrónico de barrido marca Hitachi Field Emisión (ver figura 3.18), modelo S-800, posee una resolución de 2nm y una magnificación desde 20X hasta 200.000X. La alta resolución de este tipo de microscopio permite que características espacialmente cercanas en la muestra puedan ser examinadas a una alta magnificación. Mediante este estudio se evaluaron los microconstituyentes formados, las juntas o los límites de grano y la composición en peso de cada componente que se reflejaba en la matriz. Las limitantes que posee esta máquina para realizar el estudio son las dimensiones de la probeta el cual debe tener hasta 50 mm de diámetro y un alto de 20 mm como máximos y la superficie debe estar completamente limpia, por ende, las probetas fueron limpiadas mediante ultrasonido por alrededor de tres horas para desprender cualquier impureza alojada en las piezas.

Este microscopio se basa en un barrido con electrones enviados desde un cañón. Un detector mide la cantidad de electrones enviados que arroja la intensidad de la zona de muestra, siendo capaz de mostrar figuras en tres dimensiones, proyectadas en una imagen de TV. La luz se sustituye por un haz de electrones, las lentes por electroimanes y las muestras se hacen conductoras metalizando su superficie.



Figura 3.18. Microscopio electrónico de barrido. [Fuente Propia]

A partir de la información obtenida mediante el microscopio electrónico de barrido se estimó el porcentaje de fases presentes para cada condición y se realizó un estimado de la posible composición de los precipitados encontrados en cada muestra.

Porcentaje de precipitados en las muestras: El porcentaje de precipitados presentes en las muestras fue evaluado mediante el método planimétrico. Este método consistió en la estimación de los precipitados presentes mediante un barrido sobre la imagen capturada a alto aumento (7000X) bajo el microscopio. Esto se realizó trazando cuatro líneas rectas denotadas con la letra L y un número que indica la orientación de la línea, siendo L1 la recta trazada con orientación vertical, L2 con orientación horizontal, L3 y L4 son dos rectas diagonales, como se muestra en la figura 3.19

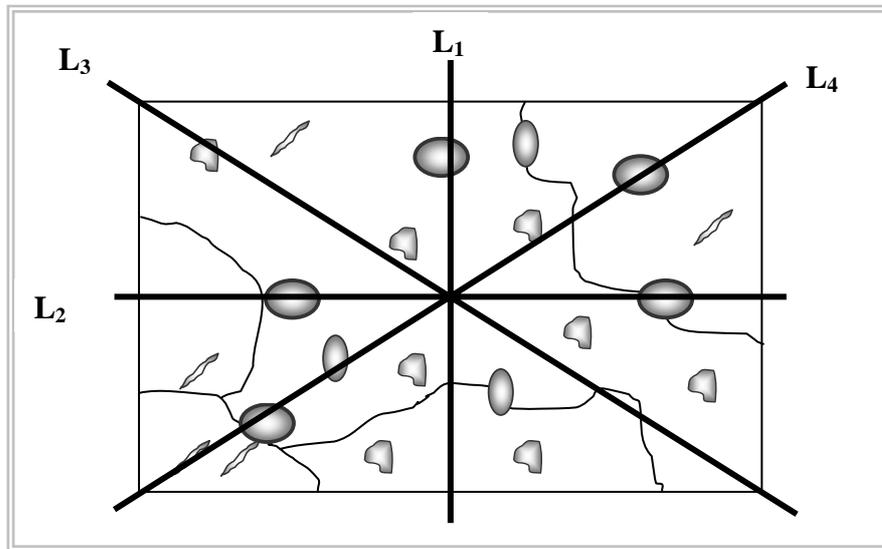


Figura 3.19. Muestra del trazado de líneas en una fotomicrografía. [Fuente Propia]

Se procedió a contar sobre cada línea los milímetros que correspondían a la matriz austenítica y a los diferentes precipitados en las morfologías clasificadas en la figura 3.20, ya que fueron las más resaltantes en cada imagen. Luego de realizar este procedimiento para cada una de las líneas se totalizó la longitud en milímetros correspondiente para cada una de las fases, y se dividió este valor sobre la longitud total de las líneas, expresando el resultado en porcentaje.

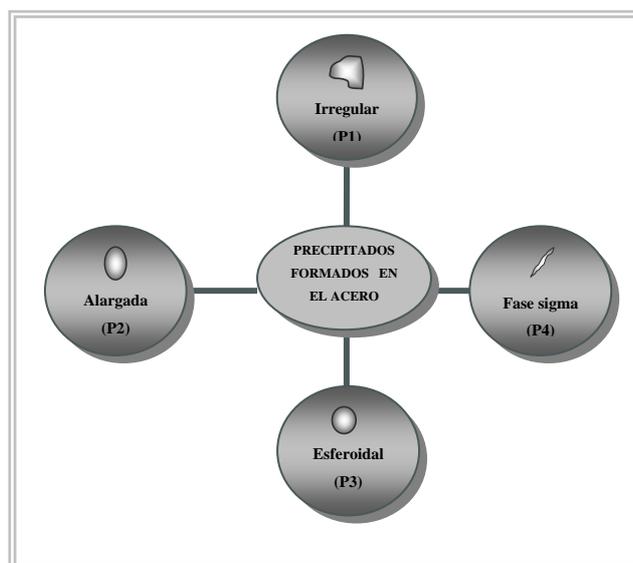


Figura 3.20. Formas de precipitados estudiados en el acero AISI 310. [Fuente Propia]

Ecuación Empírica de los Precipitados: La fórmula empírica es una expresión o forma que representa la proporción más simple en la que están presentes los átomos que forman un compuesto químico. Puede coincidir o no con la fórmula molecular, que indica el número de átomos presentes en la molécula. Sigue un patrón similar al siguiente: $(A_aB_bC_c)_1$

Para hallar la fórmula empírica de los precipitados presentes en las probetas, primero se obtuvo la composición porcentual en peso de cada elemento químico, determinado mediante análisis semi-cuantitativo por EDX a cada partícula presente en la matriz de la muestra.

Luego de ello, se procedió a calcular la masa molar de cada uno de los elementos constituyentes para así hallar los moles de estos. Ya que la mayoría de los elementos no dan moles exactos hay que aplicar un artificio matemático donde se divide el menor valor de mol de compuesto entre los demás moles que integran el elemento, luego de esta división se aproximan los valores dependiendo del caso. Ver apéndice A.

3.1.3 ENSAYOS TRIBOLÓGICOS

La finalidad de los ensayos tribológicos es poder evaluar el comportamiento del acero AISI 310 en las distintas condiciones de estudio frente a situaciones o servicios donde halla fricción y desgaste.

Las pruebas realizadas para evaluar dicho comportamiento fueron de tres tipos: cilindros cruzados, calota esférica y punta sobre disco. En estas tres pruebas existe un factor común y es que la probeta en estudio debe permanecer en contacto deslizante con otro material de dureza superior al cual debe imprimir una huella sobre el material que se estudia. La huella puede luego ser medida para estimar el volumen desgastado (Vd) y analizada en sus detalles morfológicos para definir el mecanismo de desgaste.

Cada prueba realizada tiene su arreglo y características particulares las cuales se describen a continuación.

3.1.3.1 Ensayo de Cilindros Cruzados

El método de ensayo de cilindros cruzados consiste en una prueba para determinar el desgaste por fricción entre dos materiales. Durante la prueba, la fricción ocurre entre un cilindro rotativo y otro estático cuyos ejes están dispuestos perpendicularmente. El ensayo se puede realizar a diferentes materiales, siempre y cuando las dimensiones específicas puedan lograrse y que soporten los esfuerzos producidos durante la prueba sin fallar y sin mostrar flexión excesiva, además de los materiales debe conocerse la composición y propiedades mecánicas, entre éstas la dureza.

El ensayo se realizó en un torno en el Taller de Procesos de Manufactura del Instituto Santiago Mariño. El procedimiento para hacer el ensayo se describe a continuación.

En primer lugar se midieron las durezas de las probetas a realizarles el ensayo y de la barra que se pondría en contacto con las probetas, con la finalidad de verificar que esta última contara con mayor dureza.

Para que la muestra quedara de forma perpendicular al portaherramientas del torno se tuvo que fabricar un porta probeta a la muestra. Este porta probeta fue realizado de una barra de acero que se encontraba en el laboratorio y fue fresada hasta obtener las dimensiones de la muestras a estudiar. Los detalles, dimensiones y apariencia de ésta herramienta se muestra en la figura 3.21.

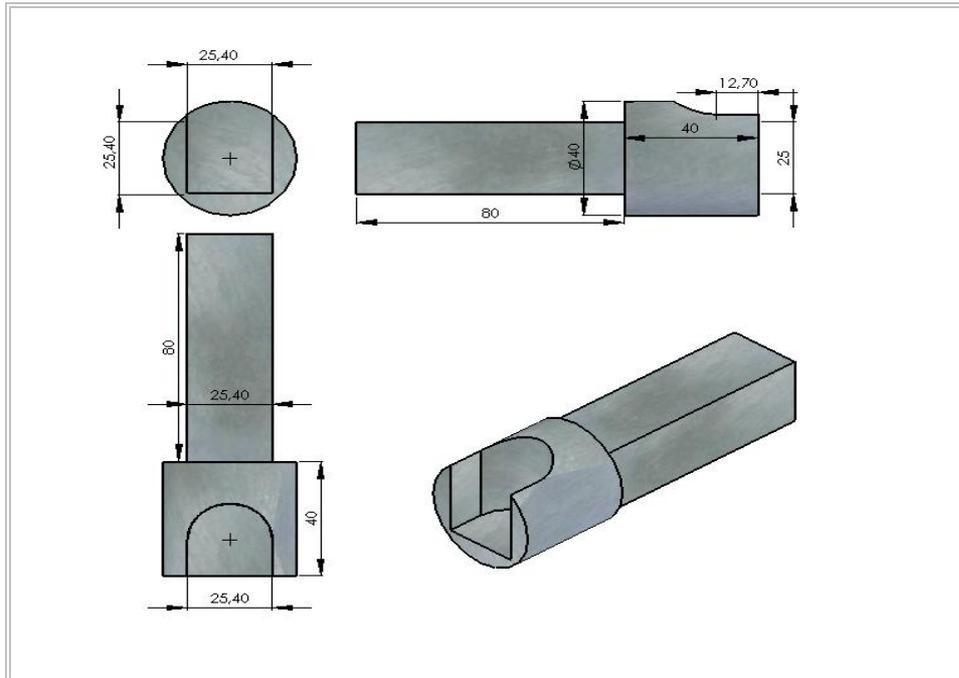


Figura 3.21. Porta probeta realizada para el ensayo de Cilindros Cruzados. [Fuente Propia]

Luego de realizar el porta probeta, éste se colocó en el porta herramientas del torno y la barra en el cabezal del torno, como lo muestra la figura 3.22.

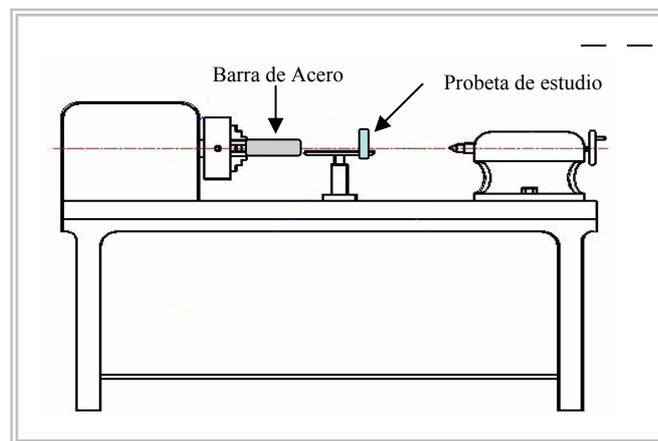


Figura 3.22. Vista frontal del torno con la barra en el cabezal y la probeta en el portaherramientas con su respectivo porta probeta. [Fuente Propia]

Seguidamente se procedió a calcular las revoluciones por minuto (rpm) a las cuales se debe ajustar el torno, para ello se debe conocer el diámetro de la pieza y

la velocidad de corte del material, esta última la proporciona el torno. La ecuación para determinar dicha velocidad fue la siguiente:

$$\eta(\text{rpm}) = \frac{Vc(\text{m/min}) * 1000}{\pi * d(\text{mm})} \quad (\text{Ec. 3.9})$$

Donde:

η = Velocidad de rotación de la herramienta (rpm)

Vc = Velocidad de corte (m/min)

d = diámetro de la pieza (mm), en este caso es el diámetro de la barra

El tiempo de duración de la prueba fue estimado mediante un ensayo previo realizado con una probeta de acero AISI 310 suministrada por el laboratorio, la cual luego de tres minutos en contacto con la barra en giro, rotando a la velocidad antes calculada, ésta empezaba a soldarse. Para evitar la soldadura en las probetas a ensayar se tomó un tiempo de dos minutos para la realización del ensayo. En la tabla 3.4 se reflejan las condiciones finales consideradas para la realización del ensayo de cilindros cruzados.

Tabla 3.4. Condiciones generales del ensayo de Cilindros Cruzados

Condiciones de Ensayo para todas las Probetas			
Velocidad de Corte del Torno (m/min)	Velocidad de Rotación de la Herramienta (rpm)	Tiempo Estimado para el Ensayo (min)	Diámetro de la pieza (mm)
480	6015	2	25,4

Una vez conocidas las variables de operación para el ensayo, se pusieron en contacto la barra y la probeta para que así se pudiera imprimir la huella de desgaste, manteniendo para todas las muestras en estudio las mismas condiciones.

Con la ayuda del microscopio se realizaron medidas del diámetro a cada huella, tomando dos lecturas perpendiculares de este como se muestra en la figura 3.23 y luego se determinó la profundidad de cada huella, para esto se utilizó un micrómetro con el cual se midió la diferencia entre alturas en la huella como se ilustra en la figura 3.24.

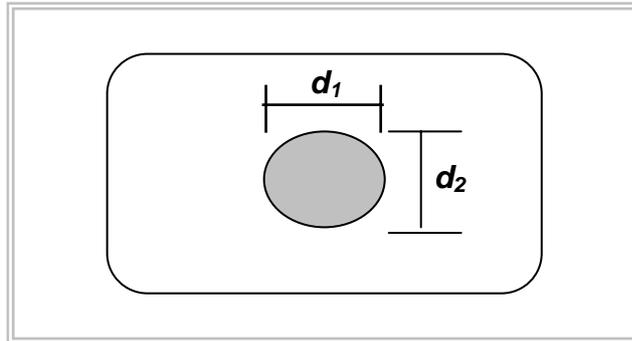


Figura 3.23. Huella dejada por la barra en contacto con la probeta. [Fuente Propia]

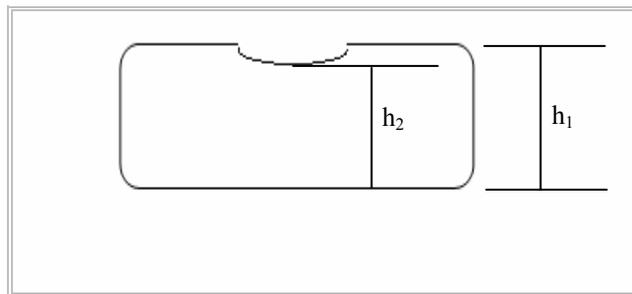


Figura 3.24 Muestra referencial para el cálculo de altura desgastada en la probeta [Fuente Propia]

Finalmente, se procedió a calcular el volumen desgastado para cada probeta por la formula según la Norma ASTM G99 en la sección para ensayos de cilindros cruzados:

$$Vd = \frac{4}{3} * \left(\frac{d_1}{2}\right) * \left(\frac{d_2}{2}\right) * h_{desg} * \pi \quad (\text{Ec. 3.10})$$

Donde:

d_1 : diámetro de huella

d_2 : diámetro de huella perpendicular a d_1

h_{desg} : profundidad de la huella

3.1.3.2 Ensayo de la calota esférica (CALOTEST)

El método se fundamenta en la medida del diámetro del casquete esférico creado por una bola que gira a velocidad controlada sobre la muestra de prueba para luego determinar la resistencia al desgaste. Es una técnica de abrasión en la que el usuario puede definir el tiempo, la velocidad y el diámetro de la bola a utilizar. La prueba ha sido normalizada por varias instituciones y autoridades de normalización, por ejemplo, en los estándares irlandeses la norma I.S EN 1071-6:2007 “Determination of the Abrasión Resistente of Coatings by Micro-Abrasion Test”, define los aspectos normativos de la prueba.

El equipo que se utilizó para la prueba es uno de uso simple, que consiste básicamente en un motor que hace girar un eje con una ranura en “V” en la mitad, como se indica esquemáticamente y en imagen fotográfica en las figuras 3.25 (a) y (b); el cual transmite movimiento a una esfera de acero que está impregnada de un abrasivo, como se esquematiza en la figura 3.25 (c).

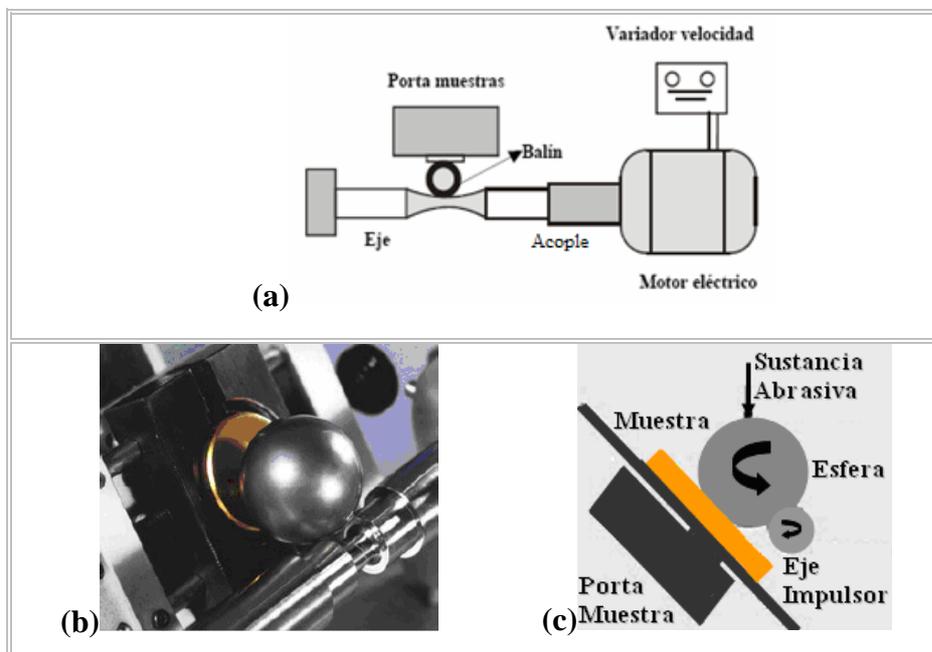


Figura 3.25. a) Esquema de funcionamiento del equipo básico, b) detalle del eje ranurado para la prueba de la calota esférica, c) Esquema de las partes básicas del equipo y sus movimientos relativos. [7].

El equipo fue diseñado y construido en el Departamento de Mecánica y está a disposición en el Laboratorio de Metalurgia. La figura 3.26 muestra una fotografía del equipo utilizado.

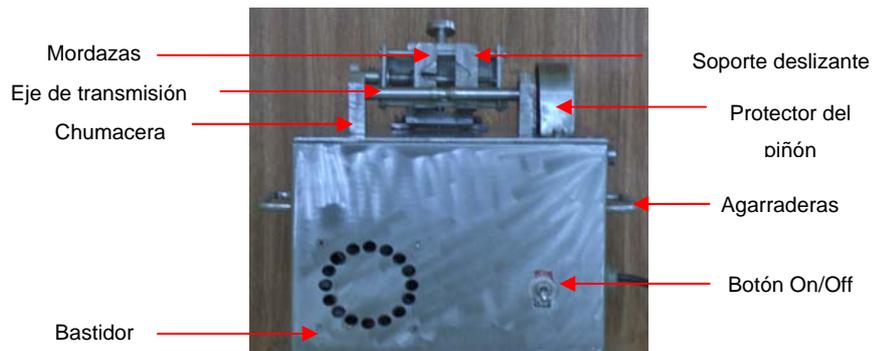


Figura 3.26. Equipo de Calota Esférica utilizado. [Fuente Propia]

Para iniciar la prueba, la esfera (calota o balón) de diámetro conocido es presionada contra la superficie de la muestra. La posición de la muestra relativa al centro de la muestra y la carga de contacto deben ser constantes. Mediante la adición del abrasivo en la zona de contacto, se creó una depresión con la forma de una pequeña cavidad esférica (cráter) en la superficie sin recubrimiento.

Posteriormente se midió el tamaño b del cráter paralelo (b_{par}) y perpendicular (b_{perp}) a la dirección de rotación de la esfera, como se indica en la figura 3.27. Si b_{par} y b_{perp} son diferentes en menos de 10 % entonces el promedio de estas mediciones serán utilizadas como el tamaño del cráter. Los cráteres que no se ajustaron a esta disposición no fueron usados para el cálculo del volumen desgastado.

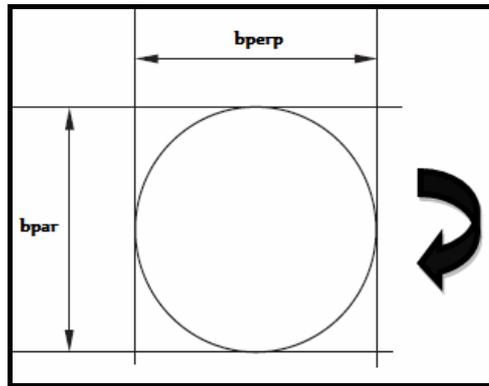


Figura 3.27. Medición de cráter sin perforación de capa. [Fuente Propia]

A partir de las dimensiones de éste cráter junto al diámetro de la esfera que produjo el cráter permitieron la determinación del volumen desgastado. La expresión para determinarlo es la siguiente:

$$Vd = \pi \frac{b^4}{64r} \quad (\text{Ec. 3.11})$$

Donde:

b: promedio de b_{par} y b_{perp}

r: radio de la esfera

3.1.3.3 Ensayo de Punta sobre disco (Pin on Disk)

En éste ensayo se utilizaron pares tribológicos arreglados en la modalidad bola sobre disco (pin on disk) de acuerdo a la norma ASTM Designación 99-95 a, para evaluar el volumen de desgaste, las constantes de desgaste (Kd) y el coeficiente de fricción (μ) en las muestras estudiadas, las cuales actuaron como contraparte móvil en los pares arreglados.

Los ensayos fueron realizados tomando una bola de zafiro de 6 mm de diámetro, como contraparte estática del par tribológico. El zafiro (Al_2O_3), es un material producido sintéticamente en forma monocristalina, posee alta

conductividad térmica, alta dureza y resistencia al desgaste, y permite altas temperaturas de servicio. En la tabla 3.5 se indica las características generales del zafiro.

Tabla 3.5. Características generales del zafiro [60]

CARACTERÍSTICAS		
Mecánicas	Físicas	Térmicas
Dureza (HV): 1600-1800	Porosidad Apar. (Pors/mm ²):0	Temp. Fusión (°C): 2050
Res. Compresión (Mpa): 2100	Densidad (g/mm ³): 3,985	Temp. Max de servicio (°C): 1800-1950
Módulo Elást. (Gpa): 350-390	Índice de refracción: 1,71-1,90	Exp. Térmica 20-1000 °C(x10 ⁶ C ⁻¹): 7,41

Los ensayos fueron realizados en el Laboratorio de Metalurgia de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencias de los Materiales de la Universidad Central de Venezuela con un tribómetro apto para ensayos a baja y alta temperatura. El equipo utilizado se muestra en la figura 3.28.

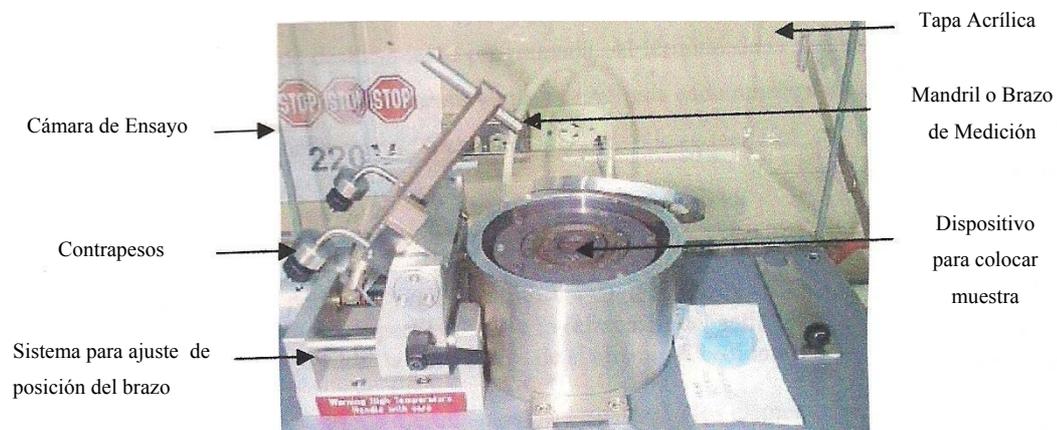


Figura 3.28. Unidad de ensayo del Tribómetro. [Fuente Propia]

Previo a las pruebas, los elementos del par fueron sometidos a limpieza en un equipo de ultrasonido, primero con acetona (30 min.), luego con alcohol (30 min.) y secadas con un secador eléctrico. Al finalizar esta limpieza, las probetas fueron llevadas a un perfilómetro mediante el cual se evaluó la rugosidad superficial en las muestras.

Seguidamente se montó y ajustó el disco del material a ensayar mediante tornillos en la base rotatoria del dispositivo para la colocación de la muestra y luego se verificó la horizontalidad del mismo. Seguidamente, se colocó y ajustó la bola de zafiro en el mandril o brazo de medición, se precisó su posición perfectamente perpendicular sobre el disco para describirse sobre el mismo una circunferencia de 10 mm de diámetro. Una vez que el equipo había sido calibrado con el peso muerto (carga) y los contrapesos en equilibrio inestable; se ajustaron las variables del ensayo en la unidad de control automático para llevar a cabo las pruebas bajo las siguientes condiciones:

- Carga de 5N, sin lubricación
- Velocidad lineal de 10 cm/s (238, 7 rpm)
- Distancia de deslizamiento de 250 m (6367 rev)
- Temperatura ambiente

El ensayo se inició mediante la activación de una pieza de excéntrica cuyo movimiento pone en contacto la bola con el disco ya en movimiento. Automáticamente comenzó el conteo de revoluciones y el despliegue en forma gráfica en la pantalla de un computador, el cual había sido previamente conectado y programado con el tribómetro en funcionamiento. En la gráfica producida se pudo observar el comportamiento de la fuerza de fricción a medida que progresó la prueba desde su inicio hasta completar la distancia de deslizamiento programada. Al término de la distancia programada, el brazo de medición se levantó automáticamente y una vez retirada cada muestra, se procedió al análisis de la superficie de las partes en contacto (disco y bola).

Volumen desgastado: Para este estudio solo se requirió el volumen desgastado del disco en estudio, por ello, el desgaste fue estimado a partir de las dimensiones de la huella de desgaste en la bola y en el disco. El volumen desgastado se calculó a partir del radio de acción de la bola sobre el disco, el radio

inicial de la bola, de las dimensiones del área de la sección transversal de la huella de desgaste en el disco y de la altura desgastada en la bola.

Para los cálculos del volumen desgastado (Vd) y la constante de desgaste (Kd) se emplearon las siguientes ecuaciones según la norma ASTM G99:

$$Vd = \frac{t}{6b} (3t^2 + 4s^2) 2 * \pi * r \quad (\text{Ec. 3.12})$$

En ésta expresión b es el ancho del surco de la huella, t es la profundidad y r es el radio de la huella (ver figura 3.29 (a) y (b)).

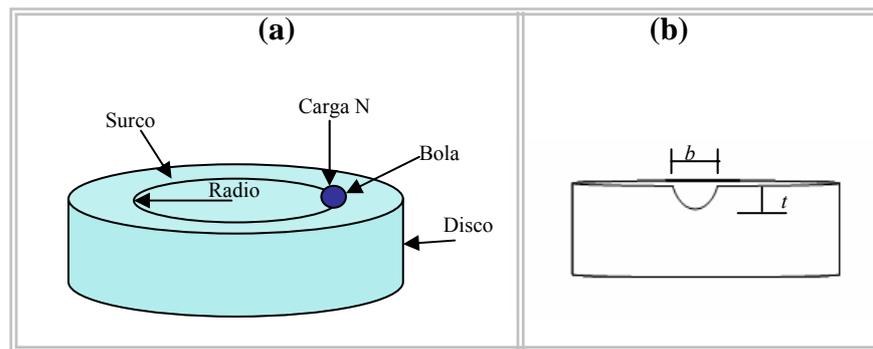


Figura 3.29. a) Arreglo para en ensayo de bola sobre disco de acuerdo a la norma ASTM G99. b) Corte transversal de la probeta luego de realizada la huella. [Fuente Propia]

Constante de desgaste: El coeficiente de desgaste Kd se estimó de la siguiente manera:

$$Kd = \frac{Vd}{FnS} \quad (\text{Ec. 3.13})$$

Donde Fn es la fuerza normal aplicada, S es la distancia de deslizamiento y Vd es el volumen de desgaste.

Coefficiente de fricción: El coeficiente de fricción μ se define según la Ley de Fricción de Coulomb, lo cual establece que “La fuerza friccional Fr (fuerza

cortante) es proporcional a la carga F_n (fuerza normal) aplicada a las superficies”, según ésta ley se define el coeficiente de fricción de la siguiente manera:

$$\mu = \frac{Fr}{Fn} = \frac{\frac{Fr}{A}}{\frac{Fn}{A}} = \frac{\tau_i}{p_i} \quad (\text{Ec. 3.14})$$

Donde τ_i es la resistencia tangencial o cortante en la interfase y p_i es la presión normal en la interfase.

Esta característica fue evaluada a partir de los valores promedio de los registros de fricción versus distancia recopilados durante la evolución de las pruebas de desgaste de punta sobre disco.

3.1.4 DETERMINACIÓN DE LA TASA DE DESGASTE MEDIANTE ENSAYOS TRIBOLÓGICOS

Luego de realizados los ensayos tribológicos se procedió a determinar la tasa de desgaste para cada probeta y ensayo correspondiente. Para el cálculo de la tasa de desgaste se utilizó la Norma ASTM G99 que hace referencia a la siguiente ecuación:

$$\lambda = \frac{Vd}{t} \quad (\text{Ec. 3.15})$$

Donde:

Vd = Volumen desgastado

t = tiempo en el cual se realiza el ensayo

La tasa de desgaste obtenida en cada prueba fue analizada en función del tipo de prueba, condición, propiedades mecánicas y microestructura del material ensayado, para establecer finalmente el efecto de los tratamientos térmicos sobre el comportamiento tribológico observado en las pruebas.

CAPITULO IV

RESULTADOS Y ANÁLISIS

4.1 CARACTERIZACIÓN FÍSICO-QUÍMICA DEL ACERO EN LAS DISTINTAS CONDICIONES DE ESTUDIO.

En esta sección se darán a conocer los diversos resultados obtenidos de las pruebas realizadas para diferenciar las características del material en las condiciones de retiro y las obtenidas mediante los tratamientos térmicos aplicados.

4.1.1. Análisis Químico

En la tabla 4.1 se indica la composición del acero obtenida por vía espectrométrica. Los resultados obtenidos corroboran que el material en estudio se trata de un acero AISI 310, ya que la concentración de los elementos principales coincide con el rango de composición estándar de este acero. El resto de los elementos hallados en la composición del material en estudio se pueden considerar como elementos residuales.

Tabla 4.1. Composición química determinada por vía espectrométrica en el acero estudiado.

[Fuente Propia]

ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO 310		
Elemento	Valor obtenido (%) Peso	Rango de composición AISI 310 (%) Peso
Carbono	0,046	0,03-0,06
Níquel	20,3	18,00-21,00
Hierro	54,71	50,00-56,00
Cromo	23,76	23,00-26,00
Molibdeno	0,09	-
Aluminio	0,001	-
Cobre	0,04	-
Silicio	0,1	-
Fósforo	0,015	-

4.1.2 Ensayos de Dureza

Como se indicó en la metodología, la evaluación de dureza se realizó mediante tres ensayos distintos: Rockwell, Brinell y Vickers. Los resultados de estos ensayos se presentan en la tabla 4.2. Cada valor de dureza indicado en la tabla corresponde al promedio de tres huellas de dureza.

Tabla 4.2. Resultados de Durezas. [Fuente Propia]

Condición	Durezas		
	Vickers(Hv)	Rockwell(Rb)	Brinell(Hb)
Fuera de servicio	179	63	111
TS a 1000 °C	163	59	96
TS + R 475 °C	177	61	107
TS + R 650 °C	177	60	106

En la figura 4.1 se representan los valores de la tabla anterior, la cual muestra las variaciones de la dureza obtenida mediante los distintos tratamientos. Se observa que las tendencias de las durezas son muy parecidas, con pocas variaciones importantes en el valor de esta característica luego de realizar los tratamientos. Sin embargo, existe una leve disminución desde la condición retirada de servicio al realizar el tratamiento de solución a 1000 °C.

Al cumplirse los tratamientos cuya finalidad era la de propiciar procesos de endurecimiento secundario por reprecipitación se logró también un leve incremento de los valores de dureza con el recocido posterior a 475 °C y a 650 °C.

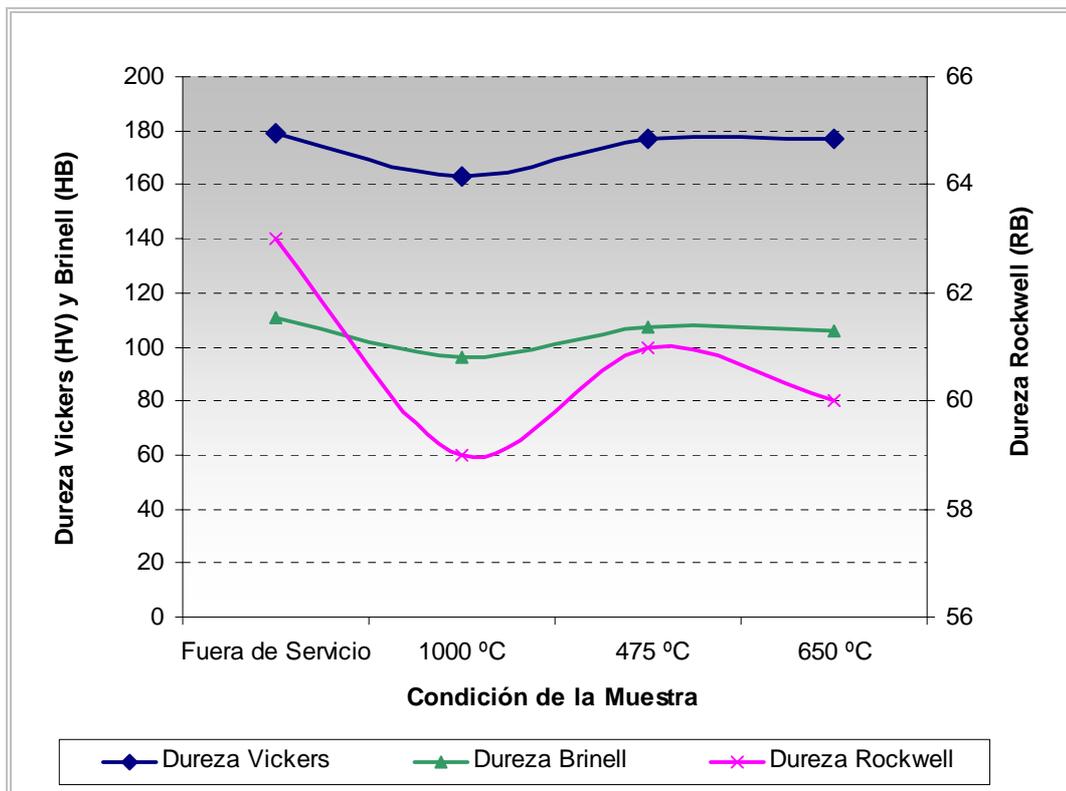


Figura 4.1. Variación de las durezas de las probetas en estudio en función de su condición de tratamiento de la muestra. [Fuente Propia]

En las durezas obtenidas por los distintos métodos se observa que algunos ensayos son más sensibles que otros para detectar las variaciones de la dureza ocasionada por las posibles modificaciones microestructurales originadas durante los tratamientos térmicos.

Según lo anterior, se puede observar que los ensayos Rockwell, Brinell y Vickers la disminución de dureza es respectivamente 6,34 %, 13,5% y 8,93% desde la condición de retiro de servicio hasta la condición con tratamiento de solución a 1000 °C; mientras que para el tratamiento de recocido a 475 °C los ensayos reportaron incremento de dureza de 3,38%, 11,45% y 8,38% y en la condición tratada a 650 °C los mismos ensayos reportaron incrementos de dureza de 1,67%, 10,41% y 8,38% con respecto al material con tratamiento de solución.

Según el análisis anterior, el ensayo más sensible de captar los efectos de las modificaciones microestructurales producidos por los tratamientos térmicos sería el ensayo Brinell y mediante éste se detectó la mayor disminución de dureza (13,5%) al tratar térmicamente a 1000 °C la muestra retirada de servicio, e incrementos de dureza (11,5 y 10,41%) con respecto a ésta, con los tratamientos de recocido a 475 °C y 650 °C.

4.1.3 Ensayo de Impacto

Energía de impacto: En la tabla 4.3 y la figura 4.2 se presentan los resultados del ensayo de impacto Charpy realizado a las muestras en estudio.

Tabla 4.3. Resultados del Ensayo de Impacto. [Fuente Propia]

Condición	Valores de Impacto en probeta reducida (Joules)	Valores de Impacto Standard 10x10x55 mm		
		Joules	Kg.m	Lb-pie
Fuera de servicio	84	168	17,13	12,62
TS a 1000 °C	80	160	16,32	12,03
TS + R 475 °C	80	160	16,32	12,03
TS + R 650 °C	86	172	17,57	12,95

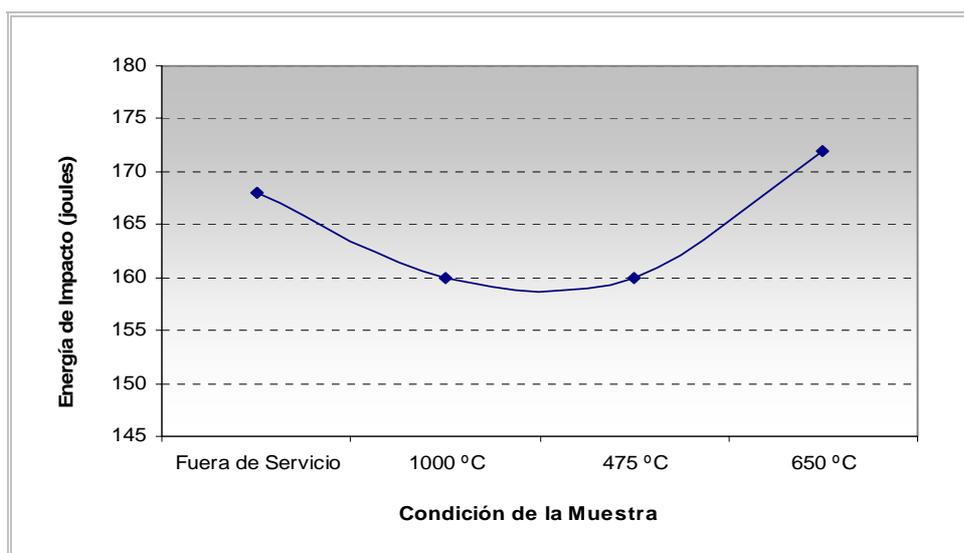


Figura 4.2 Comportamiento de los valores del ensayo de impacto en función de la condición de la muestra [Fuente Propia]

Los valores arrojados por este ensayo es la energía absorbida al romperse la probeta en un solo golpe. En la tabla se indican los valores en Joules obtenidos directamente del ensayo en la probeta reducida y los valores equivalentes (igualmente en Joules) en probeta estándar que son los valores representados en la figura 4.2.

Al igual que en caso anterior de las pruebas de dureza, los resultados del ensayo de impacto demostraron que no existen grandes variaciones en los valores obtenidos en las distintas condiciones. El menor valor de energía de impacto se obtuvo en la condición tratada a 1000°C al igual que el caso de la dureza;

La condición con recocido a 475 °C posterior al tratamiento de solución no se observó diferencia con respecto a la condición tratada a 1000 °C, a diferencia de las pruebas de dureza que sí mostraron un aumento, donde el valor HB (incrementado en 11,45%) fue el más representativo de la eficiencia del tratamiento de recocido.

Con el aumento de la temperatura de recocido hasta 650 °C se obtuvo el mayor valor de energía de impacto a diferencia de las pruebas de dureza que indicaron su mayor valor en la muestra retirada de servicio.

Al comparar tanto la energía de impacto como la dureza de las muestras retirada de servicio y la recocida a 650 °C, se observa que ambas muestras presentan los más altos valores de energía de impacto y se han endurecido con respecto a la condición de solución que debía ser la condición del material al entrar en servicio (original). Los incrementos porcentuales de energía de impacto con respecto a la condición de solución son de 5% y 7,5 % en las condiciones retiradas de servicio y tratada a 650 °C respectivamente, mientras que el endurecimiento con respecto a la muestra con tratamiento de solución fue de 15,6 % y 10,4 % en las mismas muestras.

Al analizar los porcentajes anteriores se observa que la exposición del material durante el tiempo en servicio ocasionó cambios en las propiedades mecánicas que propiciaron los más altos valores de dureza pero no las mejores características de impacto ya que éstas se consiguen es con el tratamiento de recocido isotérmico a 650°C.

La explicación de este comportamiento, como se verá más adelante, depende en gran medida del tipo de precipitado formado en cada condición, donde algunos compuestos intermetálicos, como es el caso de la fase sigma, son muy duros pero no confieren mejoras en la tenacidad del material por ser éstos muy frágiles y de reducida ductilidad; sin embargo, otros carburos podrían no tener tan elevada dureza como la fase sigma pero sí mejores características de resistencia y ductilidad que mejoran la tenacidad o la capacidad de absorber energía de impacto del material donde precipitan.

Fractografía de las probetas de impacto: Las imágenes que se muestran a continuación corresponden a la zona de fractura de las muestras ensayadas. La figura 4.3 (a) y (b) representan la zona de impacto y falla de la probeta fuera de servicio.

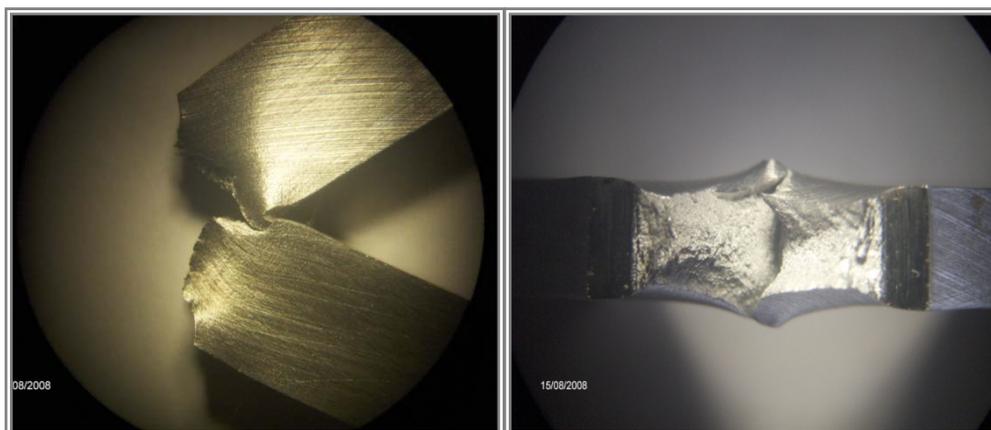


Figura 4.3. Morfología de la zona de falla en la muestra representativa de la condición fuera de servicio. a) Vista lateral del corte en la probeta b) Vista frontal de la superficie de fractura. [Fuente Propia]

En la muestra fuera de servicio, se observó un corte abrupto desde la entalla (figura 4.3 (a)), una fractura incompleta que termina con una fuerte deformación plástica y la formación de un labio de corte que no separa las partes complementarias de la probeta. La topografía de la superficie de fractura es abrupta, de textura fibrosa y rugosa que es característica de la fractura de materiales dúctiles (figura 4.3 (b)). De igual forma en la figura 4.4 se muestran imágenes de la zona de falla en las probetas con tratamiento de solución (figura 4.4 (a y b)), condición de recocido a 475 °C (figura 4.4.(c y d)) y a 650 °C (figura 4.4 (d y e)).

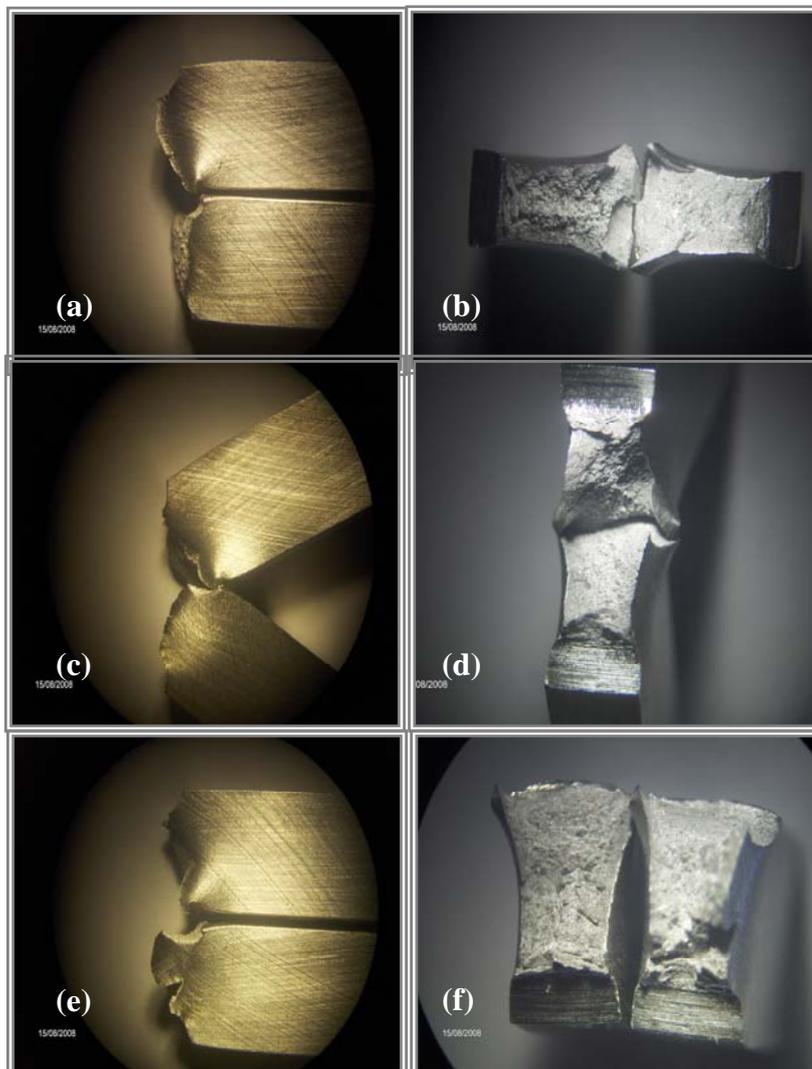


Figura 4.4. Vista lateral y frontal de la superficie de la zona de falla en las muestras representativas de las condiciones de tratamiento térmico: (a) y (b) Condición con tratamiento de solución a 1000 °C, (c) y (d) recocido a 475 °C, (e) y (f) recocido a 650 °C. [Fuente Propia]

En las imágenes se observan detalles similares a los descritos para la probeta fuera de servicio, es decir, destacan la deformación plástica lateral, la formación de labio de corte hacia el final de la fractura, textura fibrosa y rugosa en la superficie, no pudiéndose establecer a nivel visual grandes diferencias en la apariencia de la fractura en función de las temperaturas de tratamientos.

4.2 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

La evolución microestructural ocurrida en las probetas por efecto de los diferentes tratamientos térmicos fue evaluada tanto por microscopía óptica (MO) como por microscopía electrónica de barrido (MEB), obteniéndose al igual que en los casos de la dureza e impacto leves diferencias, pero esta vez en los detalles microestructurales como son el tamaño de grano, porcentaje, distribución y tipo de precipitados presentes en las distintas condiciones.

4.2.1 Microscopía Óptica (MO)

Las variaciones microestructurales obtenidas como producto de los tratamientos térmicos en las probetas en estudio se muestran en la figura 4.5. Las fotomicrografías fueron tomadas a 400X en el microscopio óptico. Tanto en estas como en la observación directa en el microscopio fue muy difícil detallar en las condiciones de tratamiento analizadas los tipos de microconstituyentes como serían los posibles nuevos precipitados producto de los tratamientos térmicos realizados.

A pesar de las dificultades, en todas las probetas se observó una matriz austenítica delimitada por bordes de granos en la que se encuentran dispersos pequeños precipitados. En la probeta fuera de servicio (figura 4.5 (a)) se observó la mayor cantidad de precipitados y estos disminuyen notoriamente en la probeta con tratamiento de solución (figura 4.5 (b)). En el primer caso, se supone que los precipitados presentes se formaron durante la vida en servicio y en el segundo,

que los precipitados se disolvieron durante el tratamiento de solución por la alta temperatura y tiempo de exposición en el horno.



Figura 4.5. Cambios microestructurales originados por los tratamientos térmicos: (a) Fuera de Servicio, (b) Tratamiento de Solución a 1000 °C, Recocido a 475 °C y (d) Recocido a 650 °C [Fuente Propia]

En la evaluación de la probeta recocida a 475 °C (figura 4.5 (c)), se observaron granos bastante limpios, muy escasa presencia de precipitados y la formación de pequeñas zonas con agrupaciones pocos granos de diámetro muy pequeño que se formaron preferencialmente en las juntas triples o donde coinciden tres granos.

En la condición recocida a 650 °C (figura 4.5 (d)), se detalló la formación colectiva de pequeños granos en sectores o granos de mayor área. Los granos pequeños son granos que han recristalizado debido a la posible deformación que

precipitados en formación (o crecimiento) han ocasionado en la subestructura, inestabilizando la red de la estructura austenítica, la cual se estabiliza a través de un resurgimiento de nuevos granos mediante un mecanismo denominado recristalización estática.

En el proceso de recristalización normal, es necesario una deformación plástica previa de la estructura que es la fuerza impulsora del proceso, pero en este caso de recristalización estática, donde no ha ocurrido una deformación plástica ocasionada por agentes externos, la fuerza impulsora se debe a las deformaciones y las tensiones ocasionadas internamente por los posibles precipitados en crecimiento, a esto se le suma la temperatura que coopera en la movilización de los átomos para formar nuevos núcleos que en su crecimiento se convierten en nuevos granos de diámetro menor al de la matriz original, como los observados en la figura 4.5 (d), cuyas dimensiones y correspondiente tamaño de grano ASTM se indica en la tabla 4.4.

Tabla 4.4. Resultados de la evaluación del diámetro medio y tamaño de grano ASTM. [Fuente Propia]

Condición	Diámetro Promedio de grano (mm)	Granos /mm ²	Grano ASTM
Fuera de servicio	0,023	2348,17	8
TS a 1000 °C	0,022	2624,20	8
TS + R 475 °C	0,022	2596,82	8
TS + R 650 °C	0,011	10358,20	10

Al comparar los tamaños de granos de la matriz austenítica en las distintas condiciones de estudio en la tabla 4.4 y en la representación gráfica de la figura 4.6, se encuentra que el diámetro de grano promedio cambia, siendo este menor (mayor tamaño ASTM) en las condiciones donde mayormente se produjo el proceso de recristalización estático auspiciado por la posible formación y crecimiento de precipitados durante el recocido, es decir, en la condición tratada térmicamente a 650 °C.

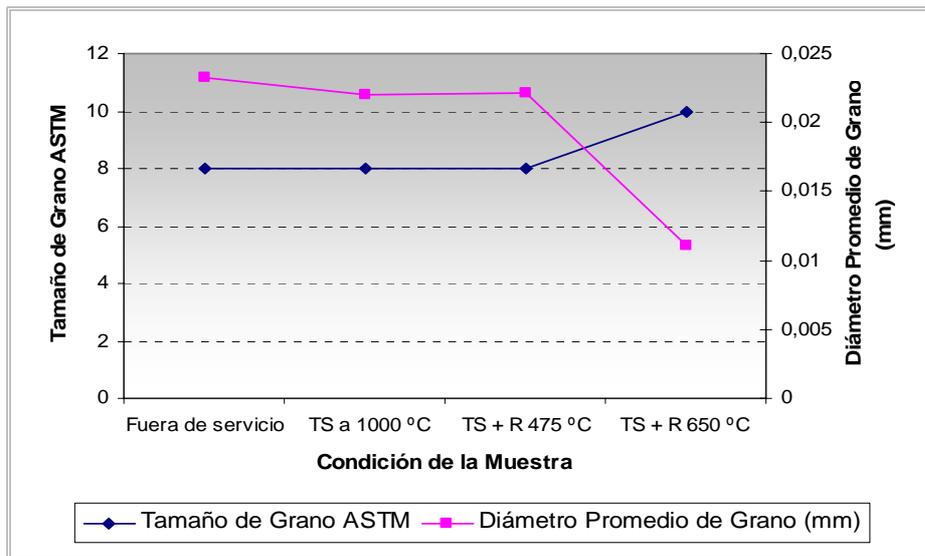


Figura 4.6. Comparación del diámetro medio de grano y tamaño de grano ASTM en las distintas condiciones de estudio. [Fuente Propia]

Adicional a los detalles microestructurales previamente discutidos, se observa que con la exposición a la más alta temperatura de tratamiento (solución a 1000 °C) no se logró modificar sustancialmente el diámetro de grano a un valor mayor que el de la muestra retirada de servicio, aspecto este que corrobora la gran estabilidad estructural que puede presentar este acero a alta temperatura, de allí que su uso preferencial sea como acero refractario, es decir que mantiene con poca o ninguna alteración sus características estructurales y propiedades mecánicas a alta temperatura.

4.2.2 Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)

El estudio de los detalles microestructurales y subestructurales de las muestras (en condición de retiro y tratadas térmicamente) y su relación con los mecanismos de endurecimiento y ablandamiento en las distintas condiciones, se realizó mediante microscopía electrónica de barrido MEB, correlacionando los detalles de la estructura y subestructura con las propiedades evaluadas previamente en las distintas condiciones.

En la figura 4.7 se muestran fotomicrografías tomadas en el microscopio electrónico de barrido (MEB) con un aumento de 3000X y 7000X. En las mismas se observa con mejor definición, la morfología, tamaño y distribución de los precipitados presentes en cada probeta estudiada, mientras que en la tabla 4.5 y en la figura 4.8 se resume lo concerniente a los tipos de precipitados (según su morfología) y los porcentajes de estos encontrados en cada condición, los cuales han sido captados en las imágenes que se presentan en las figuras 4.9 hasta la 4.12, donde se observan a variados aumentos las morfologías características de los precipitados presentes en cada condición.

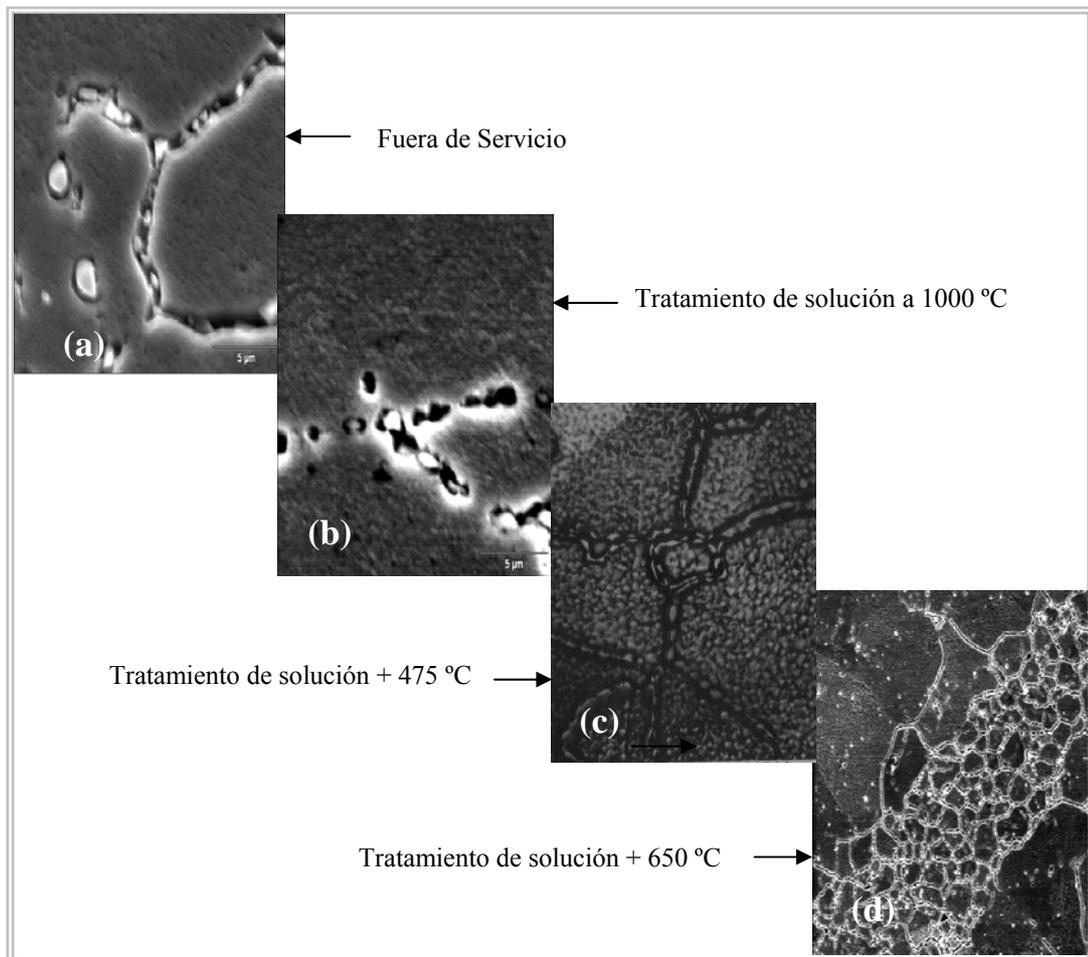


Figura 4.7. Imágenes MEB de los cambios microestructurales y subestructurales originados por los tratamientos térmicos: (a) Fuera de servicio a 7000X, (b) Tratamiento de solución a 1000 ° a 7000 X, (c) Recocida a 475 °C a 3000X y (d) Recocida a 650 °C a 3000X. [Fuente Propia]

Tabla 4.5. Porcentaje de microconstituyentes. [Fuente Propia]

Condición	Porcentaje de Fases (%)				
	P1	P2	P3	P4	Matriz
Fuera de servicio	19,90	5,93	8,03	4,19	61,95
TS a 1000 °C	2,79	0,35	4,01	0,00	92,84
TS + R 475 °C	15,01	11,52	10,30	0,00	63,18
TS + R 650 °C	16,58	10,82	7,85	0,00	64,75

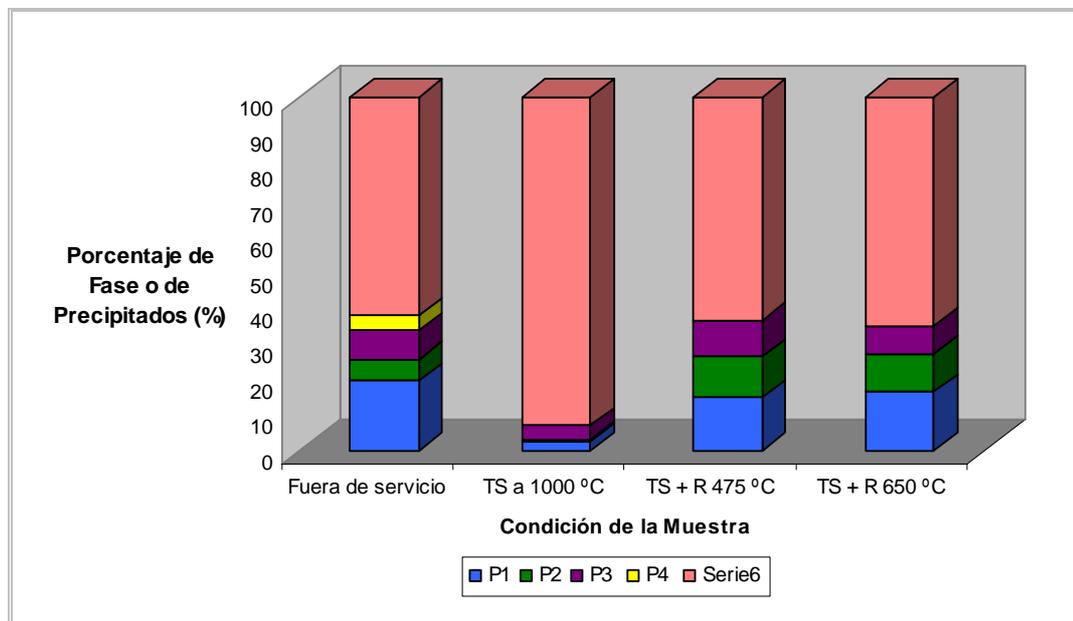


Figura 4.8. Porcentaje de microconstituyentes. [Fuente Propia]

Condición retirada de servicio (FS): Al analizar las imágenes de las figuras 4.7 y 4.9, se puede apreciar la existencia de un proceso de precipitación en la matriz de austenita, observándose que en la probeta fuera de servicio (figura 4.7 (a)) los precipitados son de gran tamaño y se localizan tanto en los bordes de grano (intergranularmente) como en el seno de los granos (intragranularmente). La mayor concentración de tales precipitados están distribuidos en forma de rosario en los límites de granos y una menor concentración se encuentra distribuida de manera dispersa en el cuerpo de los granos.

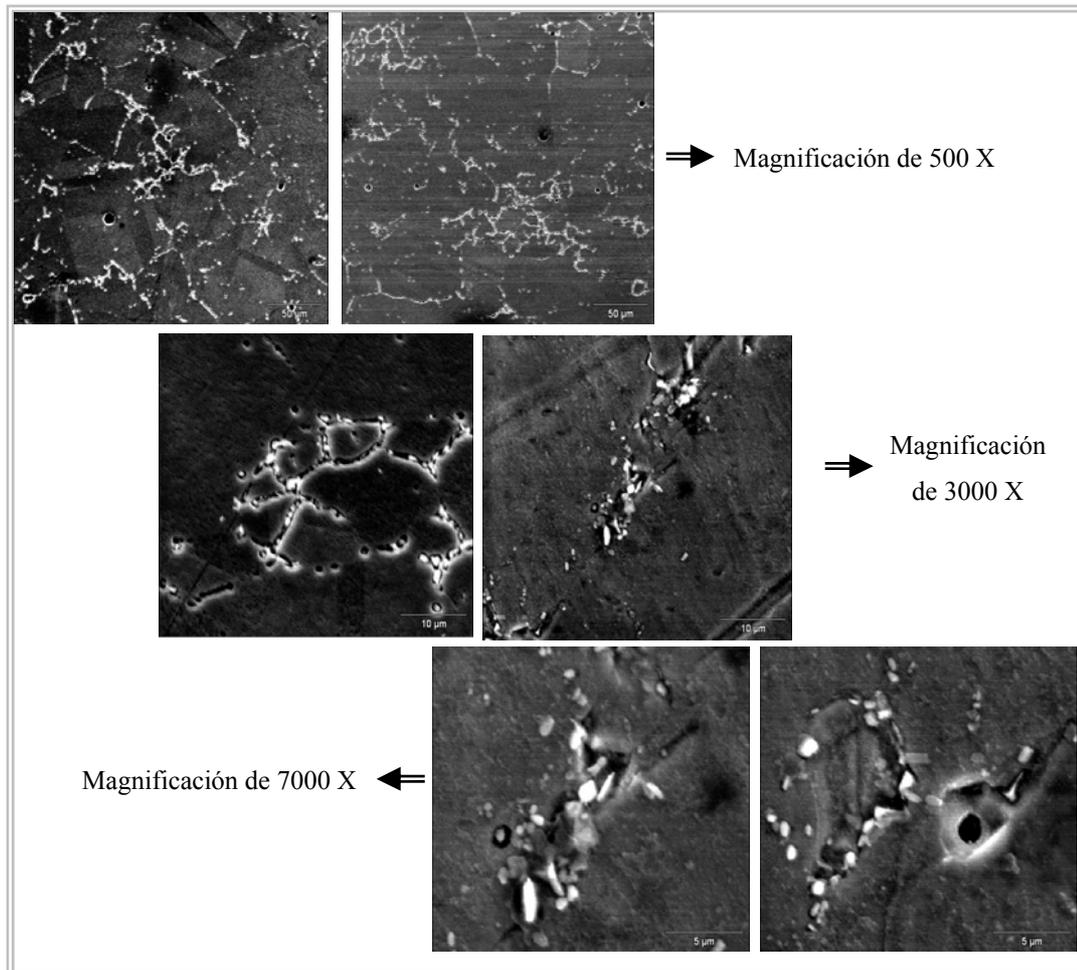


Figura 4.9. Imágenes MEB de los microconstituyentes observados en la muestra retirada de servicio. [Fuente Propia]

Tal como se indica en la tabla 4.5, en la gráfica de la figura 4.8 y en las imágenes de la figura 4.9, se aprecia que en esta condición los precipitados se encontraron con morfologías tipo P1, P2, P3 y P4 correspondientes a las formas irregulares, alargadas, esferoidales y tipo agujas como la fase sigma, cubriendo éstas un total de 38,05% del área total analizada, quedando solamente 61,95% de la matriz de austenita libre de precipitados. El tipo de precipitado de mayor abundancia en esta condición fue el de tipo irregular (19,90 % P1) y entre el resto de los precipitados se detectó una porción con características similares a la fase sigma (4,19 % P4), siendo esta la única condición en la que se observó este tipo de precipitado (Vea tabla 4.5 y figura 4.8).

Condición con tratamiento de solución (TS): En las figuras 4.7 (b) y 4.10, correspondientes a la muestra con tratamiento de solución a 1000 °C, se pueden apreciar los detalles observados mediante MEB.

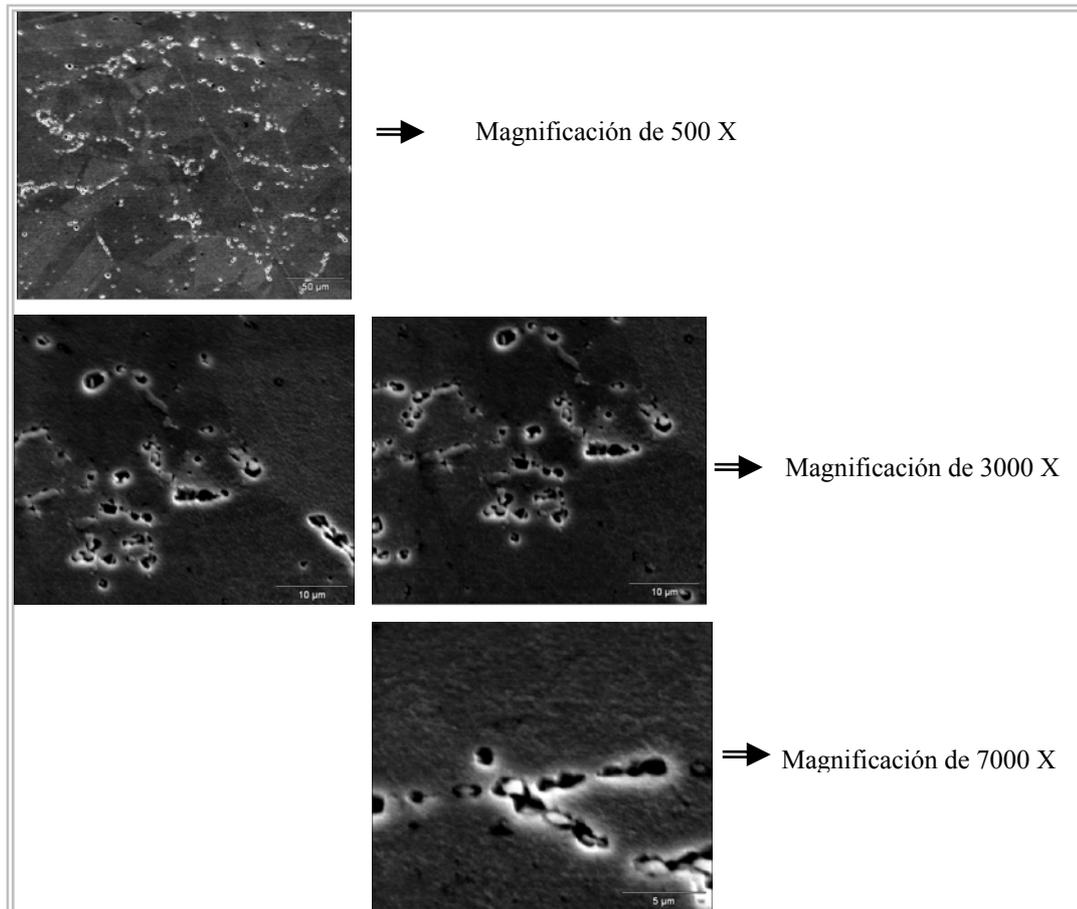


Figura 4.10. Imágenes MEB de los microconstituyentes observados en la muestra con tratamiento de solución a 1000 °C. [Fuente Propia]

En este caso destacó que tanto el tamaño como la concentración de precipitados disminuyeron notablemente, lográndose un aumento de la proporción de matriz de austenita y de límites de grano libre de precipitados. Para esta condición se estimó un remanente de 7,16 % del área cubierta por precipitados, lo cual indica que hubo efectivamente un proceso de disolución de aproximadamente 30,89 % de los precipitados inicialmente formados (38,05%) durante el período de

servicio, tal como lo indica los valores reportados en la tabla 4.5 y se representa en la gráfica de la figura 4.8. Los elementos presentes en dichos precipitados pasarían a formar parte de la solución sólida austenítica con lo cual se incrementó del área de matriz austenítica libre de precipitados a 92,84%.

Condición recocida a 475 °C (TS+R 475 °C): Para el caso de la condición con tratamiento de recocido a 475 °C, las imágenes de la figura 4.7 (c) y 4.11, muestran los detalles más resaltantes. Destaca en este caso que con el tratamiento posterior al de solución a una temperatura relativamente baja como lo es 475° C, hubo una reprecipitación masiva de muy pequeñas partículas que se ubican tanto en los límites de grano como en el cuerpo de los granos.

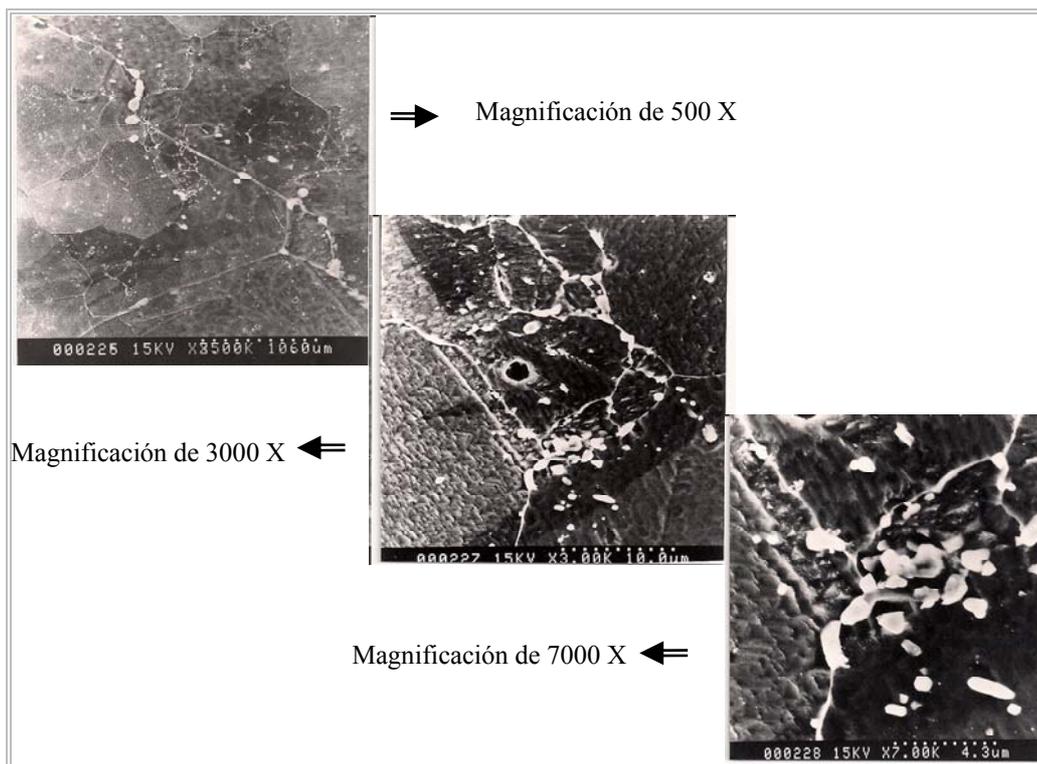


Figura 4.11. Imágenes MEB de los microconstituyentes observados en la muestra con tratamiento de solución y recocida a 475 °C. [Fuente Propia]

Las morfologías más abundantes de los pequeños precipitados observados en esta condición fueron de tipo P1, P2 y P3 que cubrieron 36,82% del área

analizada. Con este nivel de reprecipitación se redujo considerablemente el área de matriz austenítica que fue estimado en 63,15 % en comparación con lo observado en la condición con tratamiento de solución donde la estimación del área de matriz austenítica libre de precipitados fue de 92,84 %. (Vea tabla 4.5 y figura 4.8).

Los resultados anteriores guardan una estrecha relación con el nivel de dureza alcanzado en la condición recocida a 475 °C, ya que la matriz al presentar una alta concentración de precipitados, se encontrará reforzada con partículas de tamaños cercanos a los óptimos, lográndose un endurecimiento por precipitación, tal y como fue confirmado con los ensayos de dureza que presentaron su mayor valor en esta condición y se registró un incremento de dureza (11,46 % en la escala de HB) con respecto a la condición de tratamiento de solución donde el número y porcentaje de área ocupado por precipitados fue mínimo.

Condición recocida a 650 °C (TS+R 650 °C): Finalmente, con el tratamiento de recocido a 650°C los detalles más resaltantes se visualizan en las figuras 4.7 (d) y 4.12.

En la figura 4.12 destacan como aspectos microestructurales de importancia, la recrystalización de granos (figura 4.12 (a)) y como aspectos subestructurales, la precipitación de partículas preferencialmente en los límites de grano (figura 4.12 (b)) y dislocaciones asociadas a las partículas precipitadas, las cuales no son visibles a los aumentos presentados en la figura 4.12.

Los precipitados se presentaron con morfologías irregular, alargada y esferoidales, coincidentes con la clasificación P1, P2 y P3 (Vea tabla 4.5 y figura 4.8) y con tamaños engrosados, es decir, mayor a los observados en la condición de recocido a 475°C.

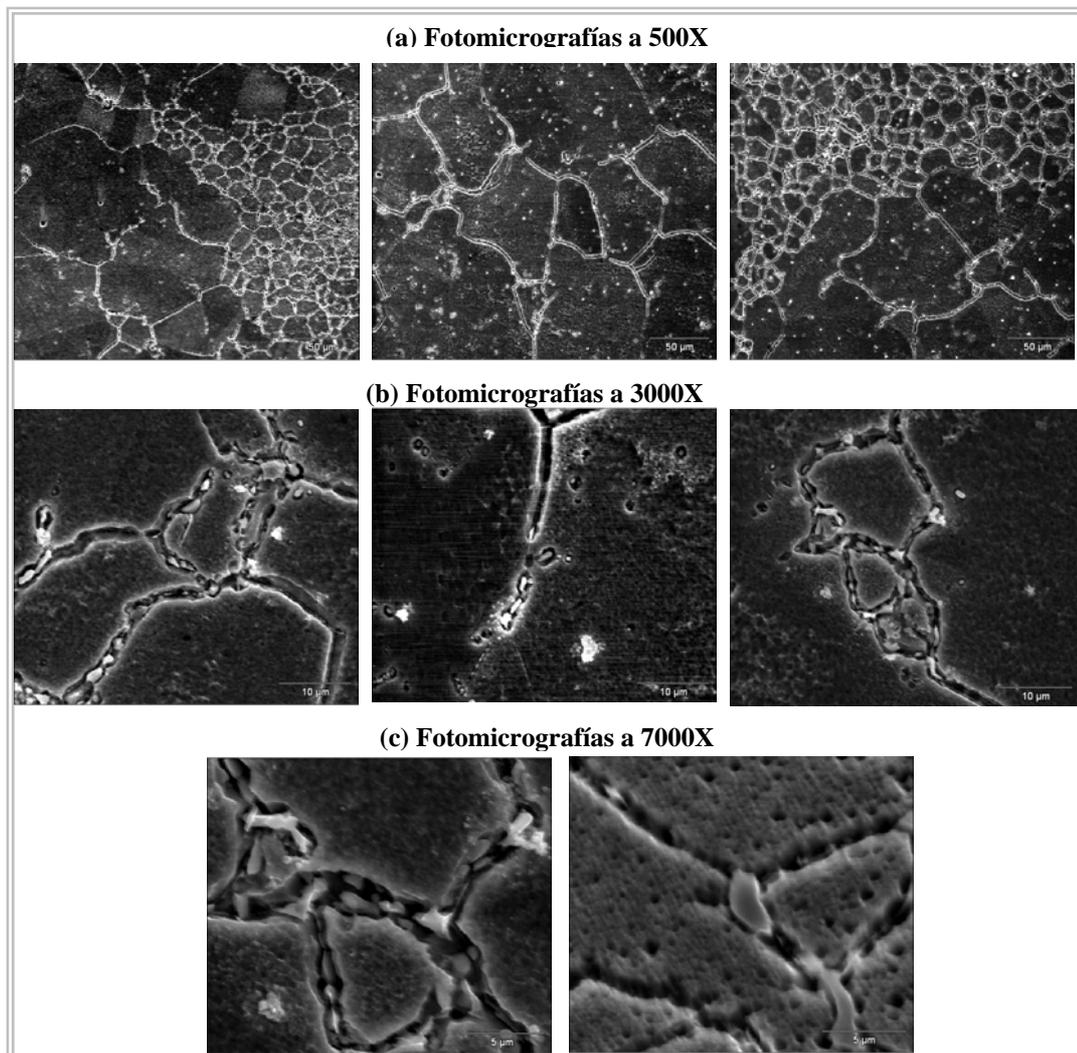


Figura 4.12. Imágenes MEB de los microconstituyentes observados en la muestra con tratamiento de solución y recocida a 650 °C. [Fuente Propia]

Con el recocido a 650°C, se supone que en la subestructura se formaron dislocaciones generadas por los precipitados en crecimiento, las cuales se reordenaron y agruparon formando fronteras de bajo ángulos y subgranos dentro de los granos. Según esto, los nuevos granos se originarían preferencialmente en las fronteras de los viejos granos, precisamente donde se encontrarían los precipitados en crecimiento ya que las zonas adyacentes a estos precipitados se deformarían en la medida que los precipitados se engrosan y crecen, lo cual ocasiona que la densidad de las dislocaciones aumente tanto en los límites de grano como en el cuerpo del grano.

De esta manera, la fuerza impulsora para el resurgimiento, posterior crecimiento y detención del crecimiento de los granos recristalizados tendrían su origen en las precipitaciones (dislocaciones asociadas a éstas) en los límites y cuerpo de grano. Esta sería la razón por la que no se observa una recristalización total sino parcial en ciertas zonas de las muestras ya que tal recristalización surgiría únicamente en zonas donde se forme una alta densidad de dislocaciones ocasionadas por los precipitados en crecimiento.

En otro orden de ideas, es importante notar que con los tratamientos térmicos de recocido a 475°C, 650 °C y solución a 1000 °C, no solo aparecen mecanismos de endurecimiento como lo explicado anterior para la condición recocida a 475°C, sino que a otras temperaturas aparecen mecanismos de ablandamiento por la disolución de precipitados (como sucedió a 1000 °C) y por procesos de recristalización estáticos (como sucedió a 650 °C).

Evidencia de estos procesos ya han sido discutidos previamente para la muestra tratada a 1000 °C cuya dureza descendió en 15,63 % desde la condición retirada fuera de servicio (con muchos y variados tipos de precipitados) hasta la condición con tratamiento de solución (con muy pocos y pequeños precipitados).

Para la condición recocida a 650°C, donde simultáneamente ocurrió precipitación de fases intermetálicas (ocasionan endurecimiento) y recristalización de nuevos granos (disminuyen dureza y aumentan ductilidad), el efecto en conjunto de los dos procesos (precipitación y recristalización) sumado al ocasionado por el tratamiento previo de solución a 1000 °C (disolución de precipitados aplicado a todas las muestras), ocasionaron 4,72% de disminución de dureza HB, y 2,33 % de incremento en la tenacidad o energía de impacto con respecto a la muestra retirada de servicio. Esto se traduce en un ablandamiento posiblemente por los granos recristalizados que no están presentes en la condición retirada de servicio y un incremento de tenacidad por la presencia de precipitados P1, P2 y P3 en una matriz austenítica con granos recristalizados.

En vista de lo anterior, el incremento de 2,33 % en energía de impacto con respecto a la condición retirada de servicio, así como el mayor valor de esta característica obtenida en la condición tratada a 650 °C, se puede relacionar con los siguientes aspectos: a) con el tipo de precipitado formado, ya que en esta condición como se indica en la tabla 4.5 y en la figura 4.8, no se incluye el precipitado tipo P4, que es característico de la morfología de la fase sigma que está presente junto con otros precipitados solo en la condición de retiro, b) el tamaño y ubicación de los precipitados, c) la proporción de precipitados y de matriz, y d) el tamaño de grano promedio el cual es menor que en las otras condiciones debido al proceso de recristalización.

4.2.3 Microanálisis EDX de los precipitados observados mediante MEB

Al determinar la composición de los precipitados formados en la condición fuera de servicio se observó que estos concentran los elementos carbono (C), cromo (Cr) e hierro (Fe) en su constitución, siendo estas concentraciones mayores a las de los mismos elementos disueltos en la aleación AISI 310. Esto se puede verificar en los espectros de composición correspondientes a los precipitados analizados vía EDX que se muestran en la figura 4.13 y en las concentraciones indicadas en la tabla 4.6.

En la tabla 4.6, además de la composición de los precipitados también se presenta la posible fórmula empírica de éstos. Según lo obtenido se puede decir en el caso de los precipitados, que se trata de compuestos químicos de tipo intermetálicos que caen dentro de la categoría de carburos complejos ya que en su composición poseen altos contenidos de carbono y más de un elemento metálico como son cromo e hierro principalmente. A pesar que los mismos elementos se encuentran en la matriz, estos están en solución y no segregados en forma de compuestos.

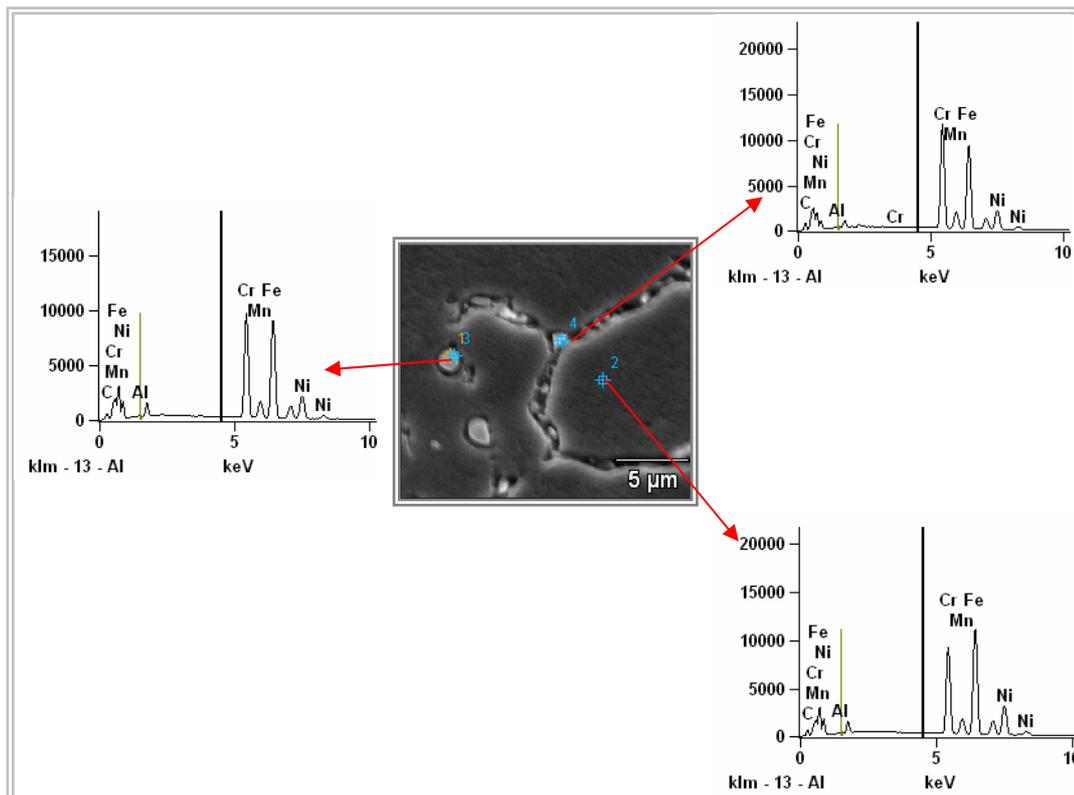


Figura 4.13. Espectros de composición correspondientes a los precipitados analizados vía EDX de la muestra fuera de servicio. [Fuente Propia]

Tabla 4.6. Porcentaje en Peso de los puntos seleccionados para la probeta fuera de servicio. [Fuente Propia]

Condición	C-K	Al-K	Cr-K	Mn-K	Fe-K	Ni-K	Posible Fórmula Empírica
Fuera de Servicio_pt2	6,32	0,58	25,30	2,14	46,95	18,71	(matriz)
Fuera de Servicio_pt3	7,32	0,61	30,27	1,86	44,95	14,99	C ₃ Cr ₃ Fe ₃ Ni
Fuera de Servicio_pt4	8,37	0,45	33,61	1,70	41,22	14,64	C ₂ Cr ₂ Fe ₃ Ni

De igual forma en las otras condiciones se hizo un análisis similar y un resumen de todos los resultados obtenidos se presenta en la tabla 4.7, donde se ha resumido la composición química determinada vía EDX sobre distintos puntos de las muestras representativas en cada condición. La composición indicada en la tabla corresponde a puntos tomados en la matriz y en las partículas precipitadas de forma intergranular e intragranularmente. En las partículas se ha estimado la posible fórmula molecular empírica.

Tabla 4.7. Resultado de la Ecuación Empírica para cada microconstituyente presente en las probetas de estudio. [Fuente Propia]

Condición	Matriz	Partícula en el Límite de Grano		Partícula en la Matriz	
	% Peso	% Peso	Ecuación Empírica	% Peso	Ecuación Empírica
Fuera de Servicio	C = 6,32	C = 8,37	$C_3Cr_3Fe_3Ni$ (C_3M_6)	C = 7,32	$C_2Cr_2Fe_3Ni$ (C_3M_5)
	Cr = 25,3	Cr = 33,61		Cr = 30,27	
	Fe = 46,95	Fe = 41,22		Fe = 44,95	
	Ni = 18,71	Ni = 14,64		Ni = 14,99	
TS + R 475 °C	C = 1,77	C	-	C = 6,59	$C_2Cr_2Fe_3Ni$ (C_3M_5)
	Cr = 26,83	Cr		Cr = 23,66	
	Fe = 51,78	Fe		Fe = 48,61	
	Ni = 16,53	Ni		Ni = 17,12	
TS + R 650 °C	C = 10,34	C = 6,27	$C_3Cr_4Fe_4Ni$ (C_3M_8)	C = 5,58	$C_2Cr_2Fe_3Ni$ (C_3M_5)
	Cr = 23,52	Cr = 37,49		Cr = 26,48	
	Fe = 46,63	Fe = 41,77		Fe = 48,79	
	Ni = 17,08	Ni = 11,12		Ni = 17,69	
TS a 1000 °C	C = 9,4	C = 7,6	$C_3Cr_4Fe_3Ni$ (C_3M_7)	C = 7,21	$C_2Cr_2Fe_3Ni$ (C_3M_5)
	Cr = 43,13	Cr = 39,77		Cr = 23,72	
	Fe = 34,98	Fe = 38,3		Fe = 49,91	
	Ni = 10,76	Ni = 12,31		Ni = 17,24	

De estos resultados se puede observar que en todos los casos las partículas son carburos intermetálicos cuya fórmula química general posiblemente corresponda a las composiciones $C_2M_2M_3$ (C_2M_5), $C_3M_3M_3$ (C_3M_6), $C_3M_3M_4$ (C_3M_7) y $C_3M_4M_4$ (C_3M_8), encontrándose el carburo $C_2M_2M_3$ (C_2M_5) en el cuerpo de los granos y las otras composiciones en los límites de grano.

4.3 CARACTERIZACIÓN TRIBOLÓGICA

Tal como se indicó en el procedimiento, la caracterización tribológica consistió principalmente en la determinación de los volúmenes y de los mecanismos de desgaste en los pares ensayados en las modalidades de cilindro cruzado, calota

esférica y punta sobre disco. Los resultados obtenidos en estos ensayos se presentan a continuación:

4.3.1. Ensayo de Cilindros Cruzados

Esta prueba fue de contacto deslizante entre una barra que posee una mayor dureza que la probeta en estudio, esto con la finalidad de que la primera pueda imprimir una huella en la segunda.

En las pruebas, los cilindros ensayados fueron muestras representativas de las distintas condiciones y en estos se mantuvieron las mismas variables de operación en el arreglo de los cilindros a fin de poder establecer comparaciones entre las distintas condiciones de las muestras en estudio. La huella dejada por la barra de mayor dureza en cada una de las muestras estudiadas se puede apreciar en la figura 4.14.

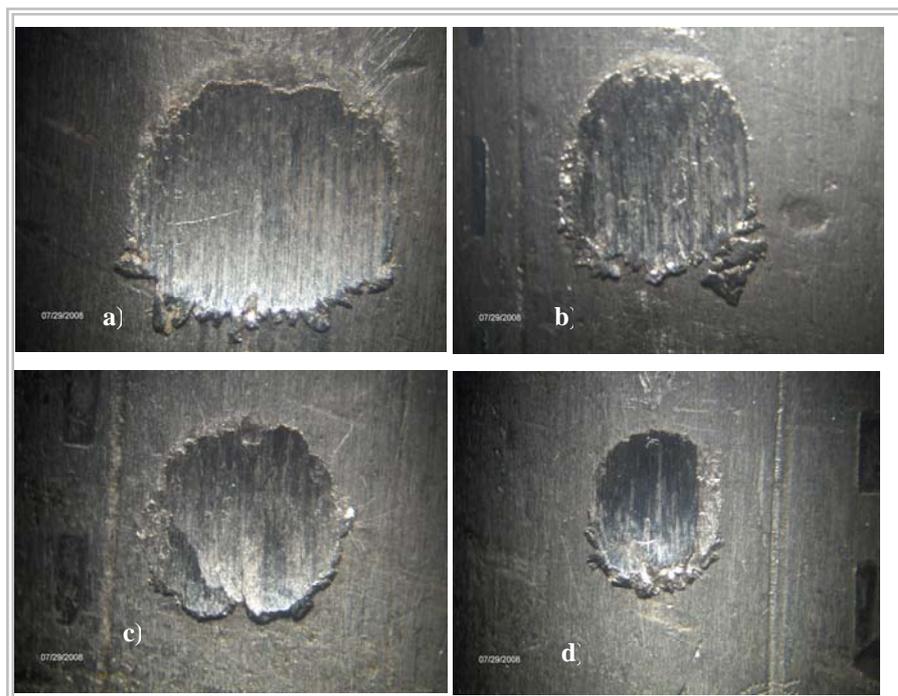


Figura 4.14. Huella de desgaste originada en el contacto de los pares ensayados en modalidad de cilindros cruzados: (a) Fuera de servicio, (b) Recocido a 475 °C (c) Recocido a 650 °C y (d) ^lTratamiento de solución a 1000 °C [Fuente Propia]

De las huellas presentadas en la figura 4.14 se observa que estas varían en diámetro promedio y profundidad dependiendo de la condición o tratamiento de la muestra donde se aplicó el ensayo. Tales diferencias de dimensiones se reflejan en la tabla 4.8 a través del volumen de material removido o desgastado en cada huella.

Tabla 4.8. Resultados del volumen desgastado en cilindros cruzados. [Fuente Propia]

Condición	Tiempo (min)	Volumen desgastado (mm ³)
Fuera de Servicio	2	48,26
TS + R 475°C	2	46,10
TS + R 650°C	2	44,61
TS a 1000°C	2	42,69

Al representar en la figura 4.15 los volúmenes de desgaste producidos en los ensayos realizados con un mismo tiempo de duración, se obtuvo una tendencia decreciente de éstos con respecto a la temperatura de tratamiento de cada muestra.

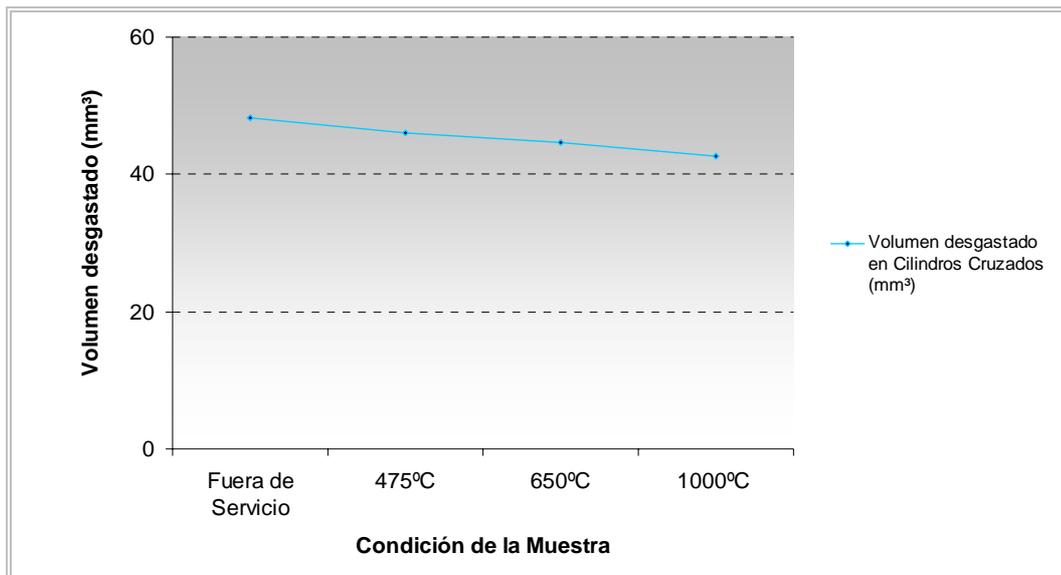


Figura 4.15. Tendencia del volumen desgastado en las probetas de estudio. [Fuente Propia]

Se observó que el mayor valor de volumen desgastado se presenta en la probeta que fue retirada de servicio, luego descende linealmente en las probetas tratadas a 475 y 650 °C hasta que se obtiene el menor valor de desgaste en la probeta con tratamiento de solución a 1000 °C.

Los detalles morfológicos analizados en las huellas representadas en la figura 4.14 develan que el mecanismo de desgaste fue predominantemente de tipo abrasivo, pero en la creación de la huella cooperaron también procesos de calentamiento generados por la fricción que facilitaron la deformación plástica en la zona de contacto. El tipo de desgaste abrasivo ocurre cuando partículas duras tienden a rasguñar o acanalar el material más suave. Estas partículas duras penetran en el material suave produciendo deformación plástica y corte de microvirutas que se forman durante el movimiento y se acumulan en el borde de las huellas como se muestra en todas las imágenes de la figura 4.14.

Por otra parte, los precipitados presentes en las microvirutas y en el material ensayado, pueden desprenderse de estos y ser sometidos a un proceso de compresión entre las superficies, consiguientemente estos precipitados son triturados y pasan a formar parte de una mezcla mas abrasiva con las virutas. Prueba de ello esta en los resultados que se presentan en la tabla 4.8, en los cuales la probeta con mayor porcentaje de precipitados o fases duras (condición fuera de servicio) fue la que obtuvo la huella de mayor tamaño y de mayor volumen desgastado.

En cambio, en la probeta tratada a 1000 °C no se presenta un mayor arrastre por desprendimiento ni trituración de partículas ya que con el tratamiento de solución los precipitados se disolvieron haciendo que el desgaste abrasivo sea menos severo, razón por la cual la huella obtenida es de dimensiones menores y consecuentemente el volumen desgastado bajo las mismas condiciones de tiempo de operación y rpm es menor.

A partir del comportamiento observado en la morfología de las huellas y el volumen desgastado en función de las temperaturas de tratamiento y de las características previamente analizadas para cada condición, se puede asumir que el desgaste en esta prueba depende de las características abrasivas de las microvirutas generadas en cada material. Dicha abrasividad será dependiente de la dureza de los constituyentes microscópicos y submicroscópicos, en especial de los precipitados presentes en las microvirutas formadas en cada condición.

4.3.2. Ensayo de Calota Esférica (CALOTEST)

Al igual que el ensayo anterior, ésta prueba fue de contacto deslizante pero en el ensayo se interpuso una mezcla abrasiva entre las dos superficies con lo cual se aseguró el fenómeno de desgaste por microabrasión de tres cuerpos.

En la figura 4.16 se muestra la huella dejada por la calota en las distintas muestras estudiadas.

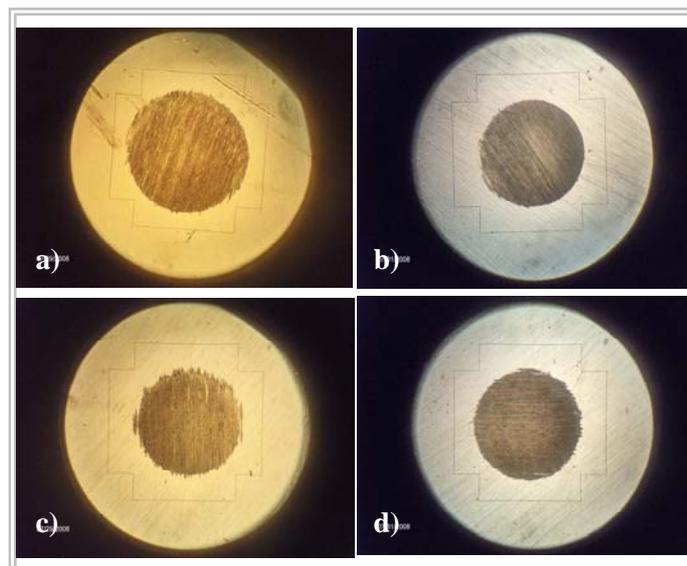


Figura 4.16. Huellas obtenidas en la prueba de desgaste de la Calota Esférica . a) probeta fuera de servicio. b) probeta recocida a 475 °C. c) probeta recocida a 650 °C. d) probeta con tratamiento de solución a 1000 °C. [Fuente Propia]

En la prueba Calotest se obtuvieron huellas definidas y de contornos claros, facilitando esto su posterior medición para obtener el volumen desgastado. Ejemplo de ello son las huellas típicas mostrados anteriormente en la figura 4.16, donde de manera comparativa se presentaron las huellas obtenidas para un tiempo de prueba de 20 minutos, las obtenidas para los otros tiempos (3, 10, 6 y 30 minutos) se presenta en el apéndice c.

Los resultados del volumen desgastado en todas las pruebas realizadas en modalidad de calota esférica se presentan en la tabla 4.9. Estos valores se representan gráficamente en la figura 4.17.

Tabla 4.9. Resultados del volumen desgastado en el ensayo de Calota Esférica. ^[Fuente Propia]

Condición	Tiempo (min)	Volumen desgastado (mm ³)
Fuera de Servicio	3	0,0015
	6	0,0022
	10	0,0034
	20	0,0203
	30	0,0198
TS + R 475 °C	3	0,0012
	6	0,0038
	10	0,0113
	20	0,0196
	30	0,0330
TS + R 650 °C	3	0,0017
	6	0,0043
	10	0,0273
	20	0,0332
	30	0,0536
TS a 1000 °C	3	0,0021
	6	0,0073
	10	0,0118
	20	0,0237
	30	0,0307

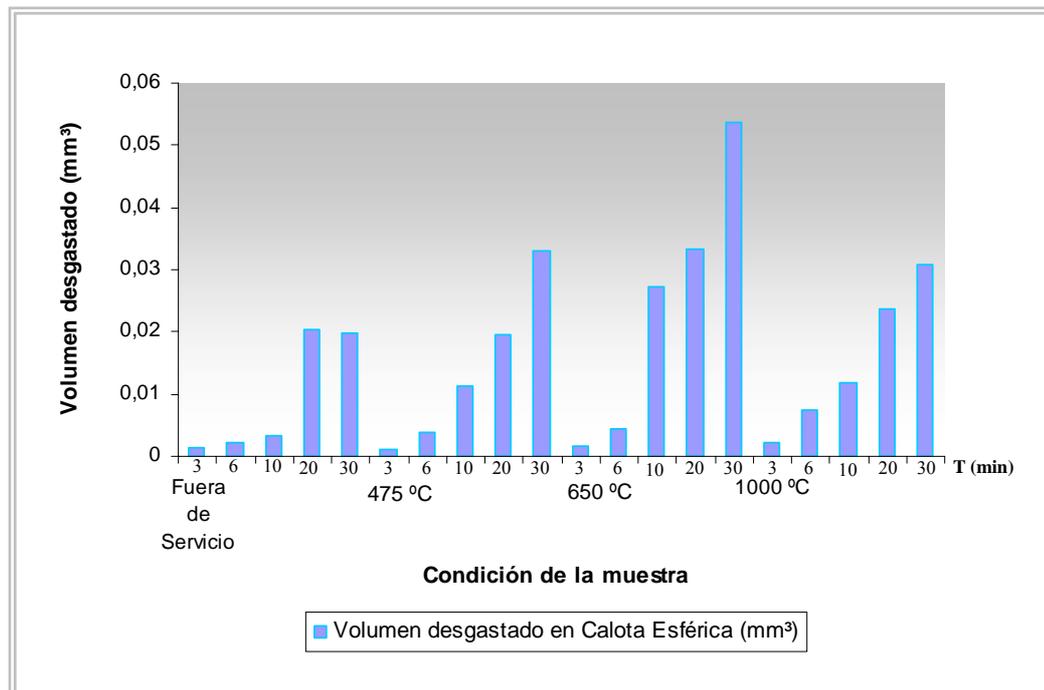


Figura 4.17. Tendencia del volumen desgastado en el ensayo de Calota esférica en función del tiempo de prueba y condición de la muestra. [Fuente Propia]

Se puede observar de la tabla 4.9 y la figura 4.17 que a medida que el tiempo de prueba se incrementa (desde 3, 6, 20 y hasta 30 minutos) el volumen desgastado aumenta para cada una de las condiciones, obteniéndose el mayor volumen desgastado en la condición recocida a 650 °C para todos los tiempos estudiados.

El mayor volumen de desgaste obtenido a la temperatura de recocido de 650 °C, puede atribuirse en primer lugar al proceso de recristalización observado previamente en el estudio microestructural donde fue claramente evidenciado un resurgimiento de granos que propicia ablandamiento de microzonas en esta muestra y en segundo lugar, se debe suponer que al igual que en el caso anterior de los cilindros cruzados, en la condición recocida a 650 °C ocurriría el mismo fenómeno descrito para la mezcla formada por precipitados triturados procedentes de las microvirutas desprendidas de la muestra en estudio. En este caso, nuevas partículas desprendidas desde el mismo material se sumarían a la mezcla abrasiva inicialmente interpuesta entre las superficies en contacto y la nueva mezcla

incluiría nuevos elementos que posiblemente le confieren a ésta un carácter más abrasivo que al resto de las mezclas formadas en las otras probetas estudiadas.

Cabe recordar que en los procesos de recristalización ocurre disminución de la dureza y resistencia mecánica, así como incremento en la ductilidad del material o de la microzona recristalizada. Al presentarse zonas de baja dureza el abrasivo será más eficiente en la remoción de material con lo cual se incrementaría el volumen desgastado de la muestra recristalizada a 650°C en comparación con las muestra tratadas a 475 °C y 1000 °C, situación que es distinta en la probeta retirada de servicio en donde a consecuencia de su mayor dureza se presentó el menor volumen desgastado debido a la dificultad de desgastar un material con muchos precipitados de alta dureza. En este caso las superficies en contacto fueron la mezcla de partículas duras a la que se le suman más partículas duras, en rozamiento con otra superficie dura.

4.3.3 Ensayo Punta sobre disco (Pin on Disk)

Este ensayo se aplicó a solo tres probetas, las representativas de la condición fuera de servicio, recocida a 650 °C y tratamiento de solución a 1000 °C, ya que el estudio se realizó en un laboratorio externo y los costos operativos son bastante elevados. Por lo tanto hubo la necesidad de descartar una probeta y escoger las más representativas para el estudio.

En esta prueba pequeñas salientes de la topografía superficial producen fricción por interferencia mecánica durante el movimiento relativo de las superficies en contacto, lo cual hace incrementar la resistencia para el movimiento ulterior. Si la fuerza de impulso es suficiente para mantener el movimiento, las partículas enlazadas se pueden deforman, cortar e inclusive oxidar en el transcurso de la prueba.

Características de las huellas de desgaste y mecanismos de desgaste: Al igual que los ensayos anteriores, en cada prueba se produjo una huella de desgaste. Las obtenidas en este ensayo de punta sobre disco presentaron la morfología característica que se muestra a bajo aumento en la figura 4. 18.

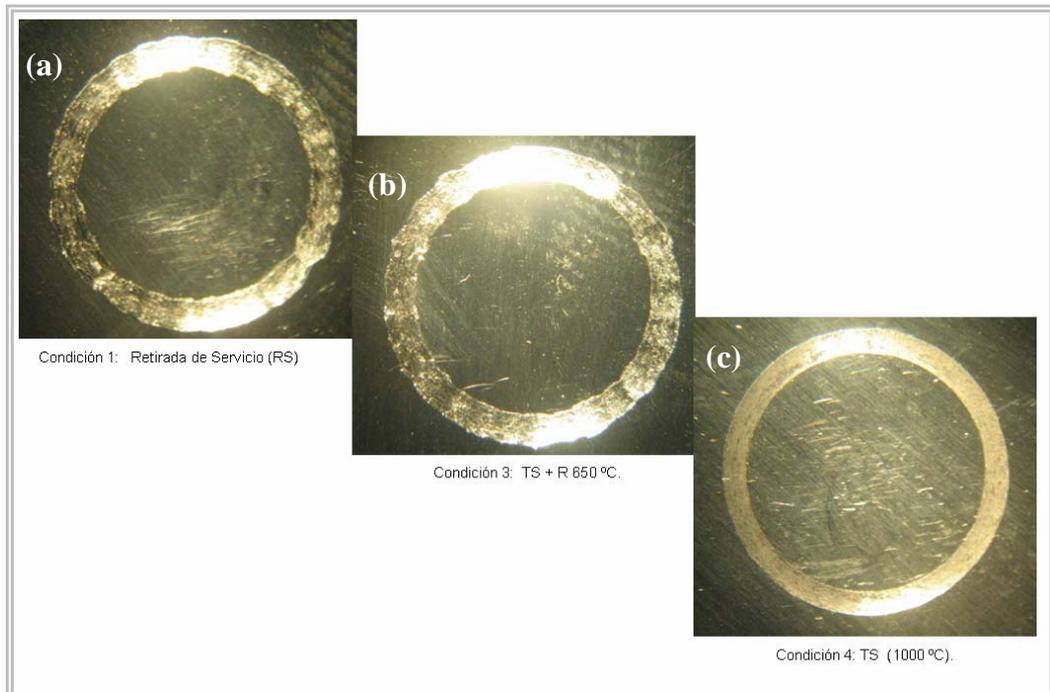


Figura 4. 18. Morfología de la huella de desgaste obtenida a bajo aumento (2X) por el ensayo de punta sobre disco. Fuente Propia

De los detalles presentes en las imágenes mostradas en la figura 4.18 destaca que el surco de huella tanto en la condición de servicio como en la condición a 650 °C presentan aproximadamente las mismas características, es decir, en el surco de huella se presenta una cierta periodicidad en cuanto a variaciones en el ancho de huella. Este exhibe zonas anchas y angostas que se alternan y repiten generando un patrón que sugiere un cierto detenimiento o mayor contacto intermitente de las partes del par. Es por ello que la vista desde un plano frontal de la huella muestra una especie de ondulación lateral al presentarse zonas alternas de ensanchamiento y encuellamientos sucesivos (figuras 4.18 (a) y (b)).

Dentro de estos surcos se presenta un relieve topográfico abrupto, mientras que en la condición de tratamiento de solución, el surco presenta un menor ancho que es uniforme en todo el recorrido con un relieve topográfico liso y homogéneo.

Al explorar las huellas de desgaste mediante perfilometría para identificar las características del tipo de huella y el mecanismo de desgaste, se obtuvo las imágenes que se muestra en la figura 4.19.

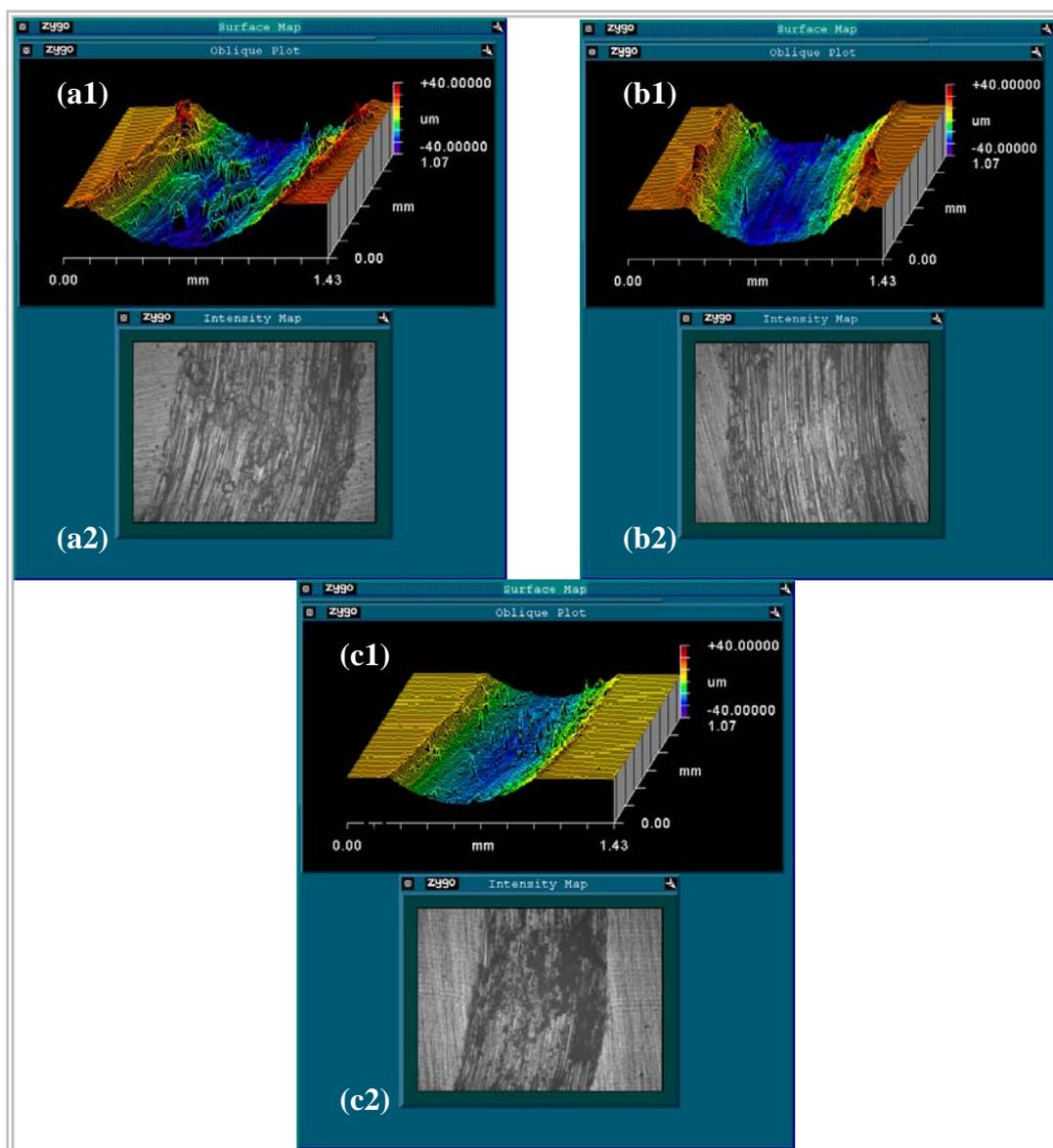


Figura 4.19. Fotomicrografías de las huellas de desgaste con su respectivo perfil 3D: (a) Probeta fuera de servicio. (b) probeta 650 °C. (c) probeta 1000 °C. [Fuente Propia]

Estas imágenes corresponden a los perfiles tridimensionales (3D) de las huellas obtenidas en el ensayo (figuras 4.19 a1, b1, y c1) y a fotografías o mapas de intensidad del aspecto superficial del surco de las huellas (figuras 4.19 a2, b2 y c2).

La figura 4.19 (a1) muestra un corte en el que se aprecia la morfología de la huella en la muestra retirada del servicio. En ésta se observa un contorno superficial irregular con pequeñas salientes y depresiones sobre las cuales se impone una superficie de arado característico del mecanismo de desgaste abrasivo.

De la misma forma, en la figura 4.19 (b1) se observa el perfil 3D de la muestra recocida a 650°C, destacando en este caso una huella mas profunda, menos ancha y de topografía superficial menos accidentada que la muestra retirada de servicio. Los detalles observados en el perfil de esta huella sugieren que el mecanismo de desgaste predominante es de tipo abrasivo y la remoción de material sucede de manera más uniforme que en el caso anterior.

Sin embargo, en el caso del perfil tridimensional de la muestra con tratamiento de solución a 1000 °C, que se presenta en la figura 4.19 (c1), se observa una huella llana, poco profunda cuya topografía superficial exhibe pocos salientes y en ella se combinan trazos de arado con partículas deformadas plásticamente que se adhieren a la superficie de la huella, es decir, en este caso se aprecia un mecanismo de desgaste mixto donde se combina abrasión y adhesión.

Las diferencias en cuanto al mecanismo de desgaste en las tres muestras pueden apreciarse con mayor claridad al compararse las imágenes de los mapas de intensidad en la figura 4.19 (a2, b2 y c2) donde se detallan las particularidades que a bajo aumento pueden relacionarse con:

- una abrasión difícil debido a las grandes irregularidades estructurales del material como se muestra en la figura 4.19 (a2), correspondiente a la muestra retirada de servicio.
- una abrasión que progresa con menos dificultad originada por detalles estructurales más finos que proporcionan una superficie desgastada menos accidentada como se observa en la figura 4.19 (b2), correspondiente a muestra recocida a 650°C.
- un fácil deslizamiento debido a la uniformidad tanto superficial como estructural, con abrasión uniforme y acumulación de finas partículas de material removido desde el mismo surco como se muestra en la figura 4.19 (c2), correspondiente a la muestra con tratamiento de solución. Con el movimiento del disco en contacto con la punta se remueve material en forma de microvirutas y estas se adhieren al mismo surco, limitándose así el incremento de la profundidad y ancho de la huella.

En estos tres casos las diferencias entre los mecanismos de desgaste están íntimamente relacionadas con la estructura interna del material que se prueba.

Acabado superficial, propiedades y comportamiento de la fricción: En cuanto al acabado superficial, se observó que la variable externa de mayor importancia que posiblemente afectó el comportamiento tribológico fue la rugosidad. Esta variable en las etapas iniciales de la prueba puede tener gran incidencia tanto en el comportamiento de la fricción como en el volumen de desgaste pues es la etapa de acoplamiento de las superficies en contacto deslizante, donde las irregularidades debido al acabado fueron deformadas, soldadas por fusión y/o cortadas dentro del surco o huella.

En la medida en que la prueba progresa la rugosidad se vuelve menos importante para el mecanismo de desgaste y lo que impera es la constitución

microscópica y sub microscópica del material, así como las propiedades derivadas de dicha constitución, en especial la dureza global del material y en segunda instancia la resistencia, la ductilidad y tenacidad de las fases presentes, lo cual como se verá a continuación se refleja notablemente en el comportamiento de la fricción que se desarrolla durante la prueba.

En las figuras 4.20 (a, b y c) se observa el comportamiento de la fricción en gráficas que representan el coeficiente de fricción contra la distancia de deslizamiento en las tres muestras ensayadas. En estas gráficas y en la tabla 4.10, se observa que en la etapa inicial de la prueba (0-100 m), durante el recorrido de los primeros 100 m se presentan oscilaciones fuertes de gran amplitud en el comportamiento de la fricción, las cuales se relacionan directamente con la rugosidad inicial del material.

Tabla 4.10. Rugosidad promedio de las muestras estudiadas y amplitud de las oscilaciones de la fricción. [Fuente Propia]

Condición	Rugosidad promedio Ra (μm)	Rango y promedio de la amplitud de las oscilaciones de la fricción			
		0-100 (m)		100-250 (m)	
		Rango	Promedio	Rango	Promedio
Fuera de servicio	0,06 \pm 0,01	0,48-0,96	0,7	0,56-0,76	0,7
TS + R 650 °C	0,08 \pm 0,03	0,36-1,36	0,7	0,48-0,96	0,7
TS a 1000 °C	0,05 \pm 0,01	0,48-0,88	0,7	0,74-0,84	0,8

El comportamiento descrito se puede verificar en las gráficas de la figura 4.20 donde se observó que a mayor rugosidad inicial la amplitud de las oscilaciones fue mayor y a medida que la prueba progresa la amplitud de las oscilaciones de la fricción se reducen.

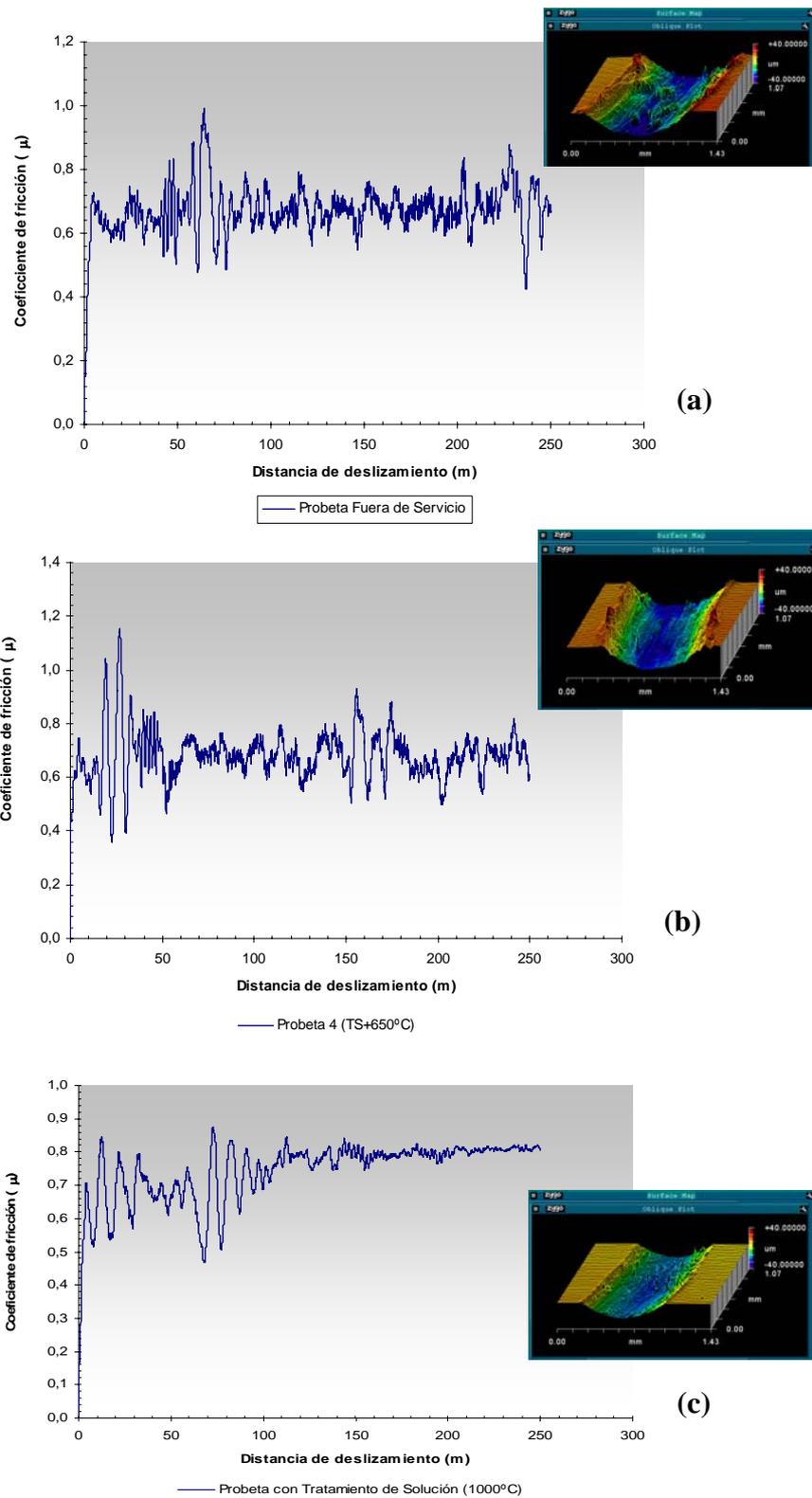


Figura 4.20. Variación del coeficiente de fricción en función de la distancia de deslizamiento en las muestras: (a) fuera de servicio, (b) recocida a 650 °C, (c) tratada a 1000 °C. [Fuente Propia]

Al analizar con mayor profundidad el comportamiento de la fricción de las tres muestras ensayadas se observó lo siguiente:

- En la figura 4.20 (a), correspondiente a la muestra representativa de la condición retirada de servicio, se evidenció que en toda la prueba fue difícil mantener las oscilaciones con una baja amplitud, es decir, a distancias donde se supone que debía existir un régimen estable con baja amplitud en las oscilaciones, se siguen presentando fuertes oscilaciones que cubren un rango de fricción comprendido entre 0,48 y 0,96 y en los últimos 150 m de prueba este rango se reduce levemente alcanzándose valores comprendidos entre 0,56 y 0,76. El comportamiento inicial caracterizado por fuertes oscilaciones del coeficiente de fricción, se debe a que entre las dos superficies en contacto ocurre un proceso de acoplamiento donde posiblemente ocurren microsoldaduras instantáneas de las asperezas y en la medida en que aumentan los ciclos, las asperezas que están en contacto se deforman provocando endurecimiento por deformación plástica, un aumento en el área de contacto entre ellas, permitiendo que otras asperezas entren en contacto y al mismo tiempo se producirá corte y arrastre de material. En esta etapa, el coeficiente de fricción fluctúa, aumentando y disminuyendo bruscamente, pero una vez que ya las superficies se han conformado, estas entran en una nueva etapa donde interaccionan las inhomogeneidades microestructurales, constituidas esta vez, no por las asperezas debidas a la rugosidad, sino por las fases duras y blandas presentes en los materiales en contacto. Como en este caso el material que se ensaya presenta múltiples precipitados, entonces las oscilaciones de la fricción están presentes durante toda la prueba ya que las partículas de precipitados se encontrarán al principio y final de ésta. La pequeña reducción de oscilaciones observadas hacia el final de la prueba, solamente se relacionaría con el proceso de trituración de los precipitados, lo cual ocasionaría una reducción de la fricción promedio. En esta prueba, tal reducción no ocurre ya que el coeficiente de

fricción promedio se mantiene igual al principio ($\mu_p = 0,7$) y final de la prueba ($\mu_p = 0,7$), lo que quiere decir que los precipitados no son triturados en el ensayo y más bien son hundidos y/o desprendidos en el surco manteniendo su acción abrasiva.

- En la figura 4.20 (b), correspondiente a la muestra representativa de la condición tratada a 650 °C, se obtuvo un comportamiento de la fricción bastante similar al de la muestra anterior, pero en este caso se observaron oscilaciones de mayor amplitud que en el caso anterior para los primeros 100 metros de prueba, donde la fricción osciló entre los valores 0,36-1,36. Estas primeras oscilaciones se relacionan directamente con la rugosidad cuyo valor fue el mayor valor de rugosidad promedio obtenido en las muestras estudiadas ($R_a = 0,08 \mu\text{m}$). Dichas oscilaciones se amortiguaron un poco con el aumento de la distancia de prueba obteniéndose un rango de fricción reducido al rango de valores 0,48-0,96 en los últimos metros de prueba. Para esta condición la fricción promedio al inicio y al final de la prueba no varía, manteniéndose dicho valor igual al de la prueba anterior ($\mu_p = 0,7$). Este comportamiento podría tener relación con la microestructura del material ya que al igual que el material anterior, en esta muestra se presentan precipitados duros dispersos en la matriz blanda de austenita.
- En la figura 4.20 (c), correspondiente a la muestra representativa del tratamiento de solución a 1000 °C, se observó una gran amplitud en las oscilaciones en los primeros 100 metros de recorrido, atenuándose éstas para los últimos metros. En este caso se aprecia un comportamiento de la fricción más estable a partir de los 100 metros hasta el término de la prueba. De acuerdo a los resultados de la tabla 4.10, en esta muestra se obtuvo la menor rugosidad promedio ($R_a = 0,05 \mu\text{m}$) lo cual se relaciona con la menor amplitud de las oscilaciones ocurridas al inicio de la prueba. Sin embargo, la fricción promedio en esta primera etapa es similar a las

anteriores muestras ($\mu_p = 0,7$) variando dicho promedio en las etapas posteriores a los 100 metros de recorrido cuando las microvirutas producto del desgaste se adhieren al surco y aumenta la fricción promedio ($\mu_p = 0,8$), llegando a obtenerse en esta condición el mayor valor de coeficiente de fricción promedio. Se deduce que, independientemente del acabado superficial, con la condición de tratamiento de solución donde los precipitados fueron disueltos y se presentó la menor dureza, una vez que la prueba entra a un régimen estable el coeficiente de fricción promedio es mayor que en las otras condiciones. Esto es debido al mecanismo de desgaste que además de abrasión incluye la adhesión por la facilidad del material de deformarse, cortarse y adherirse uniformemente al surco que se forma en la contraparte dinámica bajo la acción de la punta de mayor dureza que actúa como contraparte estática.

Volumen desgastado Vd: En la modalidad de punta sobre disco, el volumen desgastado Vd, fue calculado a partir de las dimensiones de las huellas (ancho, profundidad y área) que se detectaron en los perfiles 3D mostrados en la figura 4.19 (a1,b1 y c1). Dicho volumen se indica en la figura 4.21 donde de manera comparativa se presenta el comportamiento de la fricción y del volumen desgastado en las tres muestras testigos de las condiciones estudiadas. En la tabla 4.11 se ha resumido las características que definen el comportamiento tribológico de estas muestras.

Tabla 4.11. Características tribológicas obtenidas en el ensayo de punta sobre disco. ^{[Fuente}

Propia]

Condición	Tiempo de Prueba (min)	Volumen de desgaste, Vd (mm ³)	Constante de desgaste, Kd (mm ³ /mN)	Fricción Promedio, μ_p (adimensional)
Fuera de servicio	27	0,8094 ± 0,07	0,00065	0,7
TS + R475 °C	-	-	-	-
TS + R650 °C	27	0,7525 ± 0,08	0,00060	0,7
TS a 1000 °C	27	0,4828 ± 0,06	0,00039	0,8

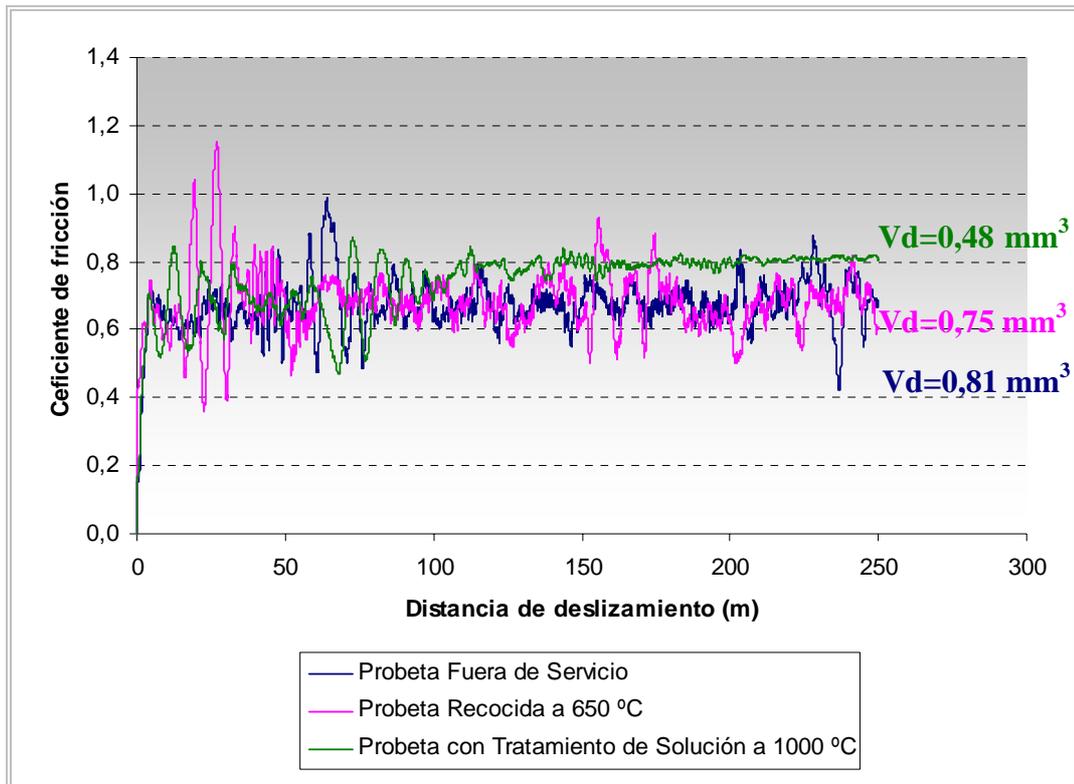


Figura 4.21. Comparación del comportamiento de la fricción y del volumen desgastado en las muestras ensayadas. [Fuente Propia]

De la tabla y de la figura anterior, así como de los análisis metalográficos y semicuantitativos por EDX previamente realizados, se puede decir que mediante el tratamiento de solución que promueve la disolución de precipitados y provoca un retorno de los elementos químicos a la red de solución sólida de austenita, se mejora notablemente la resistencia al desgaste del acero, ya que en la condición con tratamiento de solución (TS a 1000°C) se obtuvo el menor volumen ($V_d=0,48 \text{ mm}^3$) y constante de desgaste ($K_d=0,00039 \text{ mm}^3/\text{mN}$) aún cuando el coeficiente de fricción promedio ($\mu_p=0,8$) fue mayor que en el resto de las condiciones analizadas.

Los volúmenes y constantes de desgaste V_d y K_d indican que el tratamiento de solución (TS) contribuye a disminuir en 1,7 veces el desgaste que ocurre en la muestra retirada del servicio y con la combinación de tratamiento de solución y recocido 650 °C (TS+R650°C) la disminución es 1,6 veces menor; corroborando

estos resultados que en efecto el tratamiento de solución es beneficioso para disminuir el desgaste y tanto la precipitación primaria como la re-precipitación a 650 °C, son procesos que lo pueden aumentar. (Vea tabla 4.10).

De la figura 4.21 también se corrobora que a pesar de que el coeficiente de fricción promedio de la muestra tratada a 1000 °C, arrojó un valor levemente superior (1,1 veces mayor) al de las otras dos muestras (retirada de servicio, recocida a 650 °C), esto incidió muy poco en el desgaste ya que a aún con el más alto valor de fricción, el volumen y constante de desgaste más bajo se obtuvo en la muestra con tratamiento de solución a 1000 °C.

La reducción del rango de oscilación y comportamiento más estable del coeficiente de fricción en la muestra con tratamiento de solución, refleja que la punta en contacto con la superficie tratada se deslizó con menos tropiezos al no encontrarse en el surco muchos accidentes topográficos o irregularidades en el relieve debido a la poca presencia de precipitados. Esto ocasionó que el arrastre y adhesión de material fuera más uniforme por ciclo de recorrido donde las pequeñas oscilaciones observadas en la curva de fricción se relacionan con los pequeños volúmenes de debris o microvirutas que ingresaron a la huella como resultado del barrido que hace la contraparte estática en cada ciclo. Por ser el volumen de material removido muy poco y por adherirse parte de éste al surco de huella, consiguientemente la huella de desgaste resultó con menores dimensiones, lo cual resultó en un bajo volumen desgastado.

4.4 ANÁLISIS COMPARATIVO DE LOS DIFERENTES PARÁMETROS QUE DESCRIBEN EL COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO, MECÁNICO Y MICROESTRUCTURAL DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE.

4.4.1 Tipo de prueba, temperatura de tratamiento y tasa de desgaste

Al calcular la tasa o velocidad de pérdida de material ocurrida en cada prueba realizada para diferenciar el comportamiento ante el desgaste del material AISI 310 con distintas condiciones de tratamiento, se obtuvo los resultados que se muestran en la tabla 4.12.

Tabla 4.12. Resultados del cálculo de la tasa de desgaste. ^[Fuente Propia]

Condición	Tasa de Desgaste (mm ³ /min)		
	*Cilindros Cruzados	*Calota Esférica	*Pin on Disk
Fuera de Servicio	24,13	0,00102	0,0299
TS + R 475 °C	23,05	0,00098	-
TS + R 650 °C	22,31	0,00167	0,0279
TS a 1000 °C	21,34	0,00129	0,0179

* Para Cilindros Cruzados el tiempo fue de 2 min., el de la calota esférica 20 min. y para el pin on disk fue de 27 min.

De los valores indicados en la tabla lo primero que llama la atención es la magnitud de la tasa de desgaste registrada en las distintas pruebas que difiere en gran porcentaje dependiendo de la modalidad del ensayo de desgaste.

Los valores obtenidos indican, que independientemente de la condición del material ensayado en la prueba de cilindro cruzado se obtiene las mayores tasas de desgaste por minuto, mientras que en la prueba de punta sobre disco la tasa es pequeña y llega a presentar un valor mínimo en la prueba de la calota esférica, tal y como se deduce de la ubicación de las curvas de tasa de desgaste de cada prueba en la figura 4.22, donde se ha graficado el comportamiento de la tasa de desgaste contra la temperatura de tratamiento en cada condición.

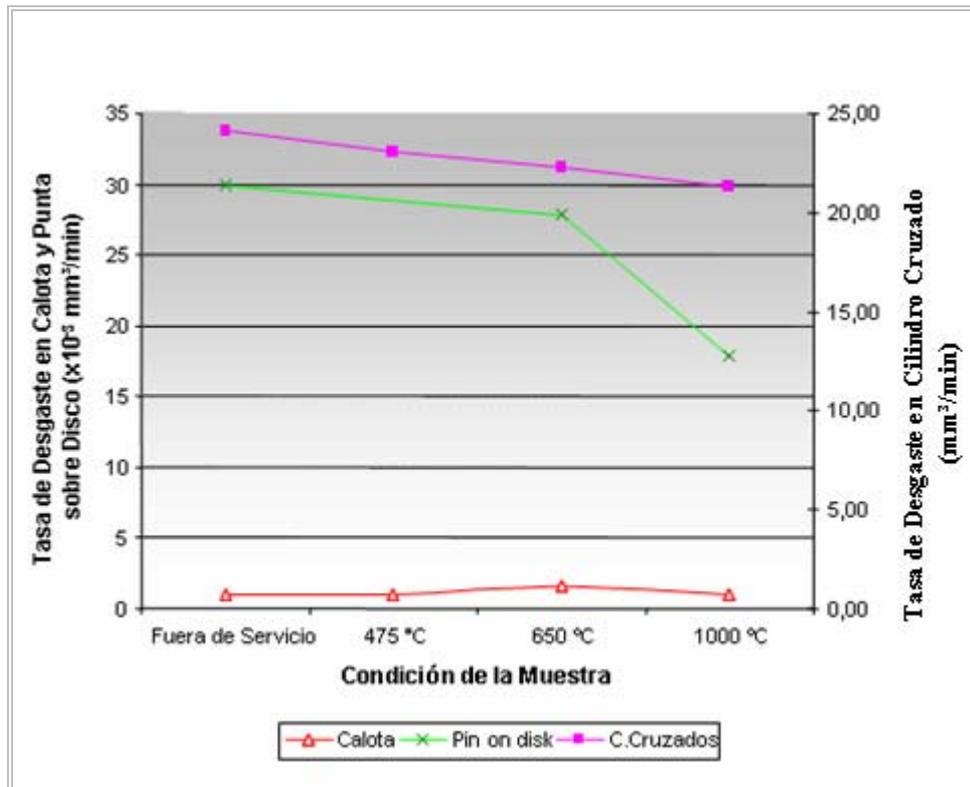


Figura 4.22. Variaciones de la tasa de desgaste en las probetas en estudio. [Fuente Propia]

Los resultados de cada tipo de ensayo representados en la figura 4.22, difieren debido a varios aspectos: en primer lugar por los arreglos geométricos y operacionales (montaje, tiempo, distancia de deslizamiento y velocidad), también por las dimensiones y características de las contrapartes, en especial lo relativo a su rugosidad inicial y las áreas reales y aparentes de contacto, lo cual incide en la morfología y magnitud del volumen desgastado. En segundo lugar, por las condiciones de tratamiento de cada muestra, lo cual se relaciona con las características intrínsecas y propiedades mecánicas, en especial la dureza de las muestras, tal como fue establecido previamente para cada prueba. En último lugar, diferencias menores pero no menos importantes se establecen en función de la severidad de los mecanismos de desgaste predominantes en la modalidad y prueba tribológica.

Por las condiciones particulares de la prueba de cilindros cruzados la mayor tasa de remoción de material y de volumen desgastado se obtiene en este ensayo. Esta tasa tiende a disminuir linealmente con el incremento de la temperatura de tratamiento ya que se produce una especie de ablandamiento del material, el cual se desgasta a una alta velocidad mediante el mecanismo de abrasión.

En el caso de la prueba de punta sobre disco, las características y condiciones de prueba son tales que producen una tasa de remoción de material muy pequeña en comparación con la tasa de cilindros cruzados. La tasa de remoción en las condiciones retirada de servicio, tratada a 650 y a 1000 °C fueron respectivamente 802, 799 y 1192 veces menor que en el ensayo anterior aplicado a las muestras con las mismas condiciones de tratamiento.

De la figura 4.22 destaca que en la prueba de punta sobre disco la baja velocidad de desgaste varía significativamente con la temperatura de tratamiento, observándose la mayor variación entre las temperaturas 650 °C y 1000 °C, donde la tasa cambia de 0,0279 mm³/min a 0,0179 mm³/min.

Finalmente, en el ensayo de calota esférica, la tasa de desgaste fue mínima siendo esta aproximadamente 14200 veces menor que la de cilindros cruzados. Los valores obtenidos en las distintas muestras son más o menos constantes, observándose las mayores tasas en las condiciones retirada de servicio y tratada a 650 °C, donde muy posiblemente la abrasividad de la mezcla abrasiva interpuesta entre las superficies cambió luego de haberse producido suficiente remoción y trituración de micropartículas que mediante el mecanismo de microabrasión desgastaron muy lentamente las superficies de prueba.

4.4.2. Dureza, temperatura de tratamiento y tasa de desgaste

La relación entre el comportamiento de la dureza y la tasa de desgaste obtenida en los distintos ensayos tribológicos practicados en las muestras tratadas térmicamente, se muestra en la figura 4.23. En ella se observa que a medida que disminuye la dureza en las probetas, la tasa de desgaste disminuye. Esta relación es más notoria en el ensayo de punta sobre disco que aporta resultados de tasa de desgaste que se correlacionan mejor con el comportamiento de la dureza, la cual tiende a disminuir con el aumento de la temperatura de tratamiento.

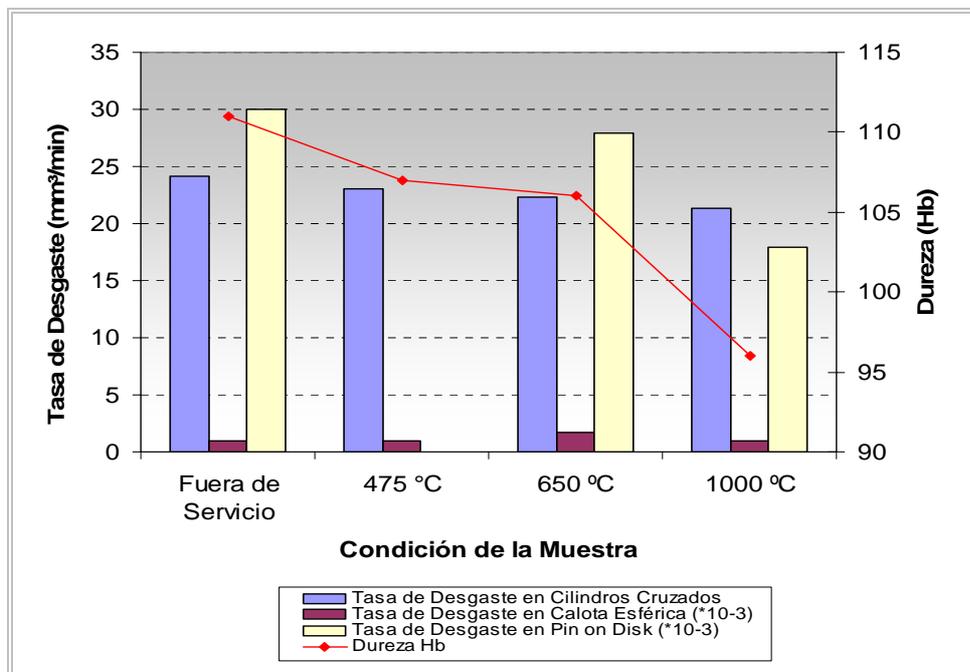


Figura 4.23. Efecto de la dureza sobre el comportamiento de la tasa de desgaste. [Fuente Propia]

Cabe destacar que la relación observada se contradice con una de las premisas más importantes que se tiene en situaciones de desgaste, la cual es que a mayor dureza en una superficie, menos desgaste se obtendrá en ésta. Sin embargo, el comportamiento observado para el acero austenítico AISI 310 motivo de este estudio, podría tener explicación al considerar el tipo, morfología y la cantidad de precipitados disueltos o formados durante la vida en servicio y tratamientos

aplicados, los cuales ocasionan muy poca diferencia de dureza en las distintas condiciones pero sí en el desgaste por la marcada capacidad abrasiva que las microvirutas desprendidas del material pueden llegar a desarrollar.

4.4.3. Energía de impacto, temperatura de tratamiento y tasa de desgaste

Al igual que en el caso anterior, la relación entre el comportamiento de otra característica mecánica como es la energía de impacto y la tasa de desgaste se muestra en la figura 4.24.

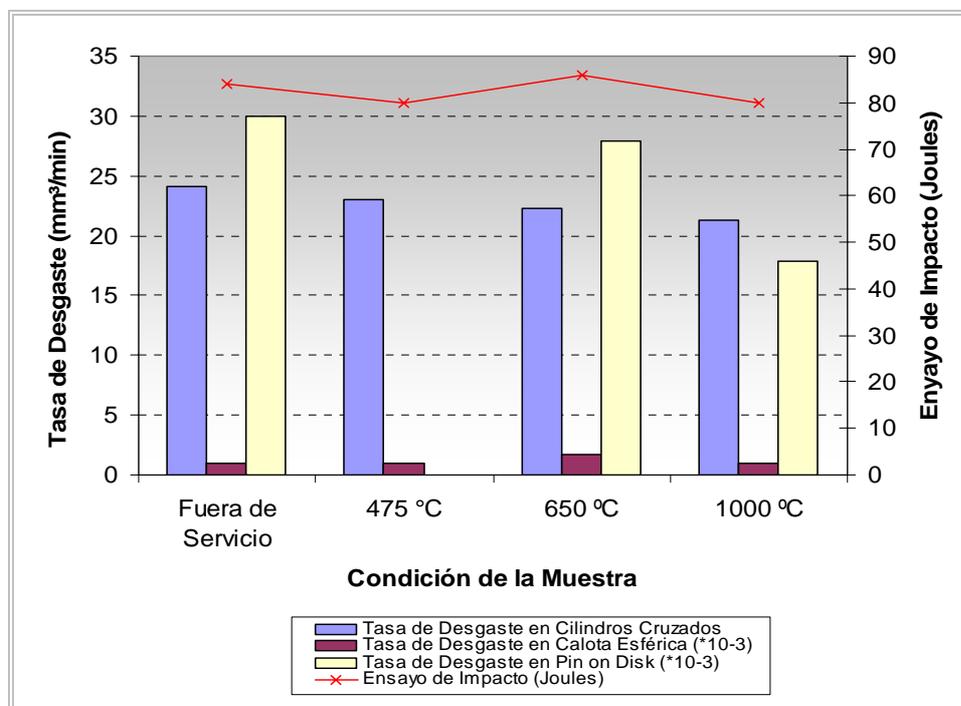


Figura 4.24. Efecto de la energía de impacto sobre el comportamiento de la tasa de desgaste.

[Fuente Propia]

En este caso no se observa una tendencia definitiva de la energía de impacto con la tasa de desgaste y la temperatura. Los menores valores de energía de impacto se obtienen en las muestras tratadas con tratamiento de solución y recocida a 475 °C, condiciones éstas que suponen primero una disolución de todas las posibles partículas precipitadas durante la vida en servicio del material y

segundo una reprecipitación no espontánea de pocas partículas muy pequeñas auspiciadas por el recocido a 475 °C.

Por otra parte, los mayores valores de energía de impacto fueron obtenidos en la muestra retirada de servicio donde se supone que existió un proceso de precipitación masivo y en la condición de recocido a 650 °C donde los procesos de re-precipitación ocasionaron también muchos precipitados de fases intermetálicas duras.

Los altos valores de energía obtenidos en estas dos condiciones se asociarían entonces a la precipitación de partículas duras y resistentes embebidas en una matriz dúctil, ya que la combinación de resistencia y ductilidad le confiere al material una alta tenacidad. Por lo tanto, los altos valores de energía de impacto en estas dos condiciones se traducen en una mayor tenacidad del material, lo cual también se asociaría a la capacidad abrasiva de los debris que serán más difíciles de fragmentar y triturar al poseer estos aproximadamente las mismas características del material de donde proceden.

De esta manera, es posible que presencia de fase sigma entre los precipitados de la condición retirada de servicio sea responsable de la mayor tasa de desgaste y menor energía de impacto observada en esta condición, en comparación con la tasa y energía de impacto de la muestra tratada a 650 °C.

Lo anterior puede verificarse al determinar que los valores de energía de impacto de las muestras retiradas de servicio y tratada a 650 °C difieren en 2,3% siendo el valor de energía favorable para la tenacidad del material tratado a 650 °C; mientras que las correspondientes tasas de desgaste en las pruebas de punta sobre disco y cilindro cruzado difieren en 6,7 % y 8,2 % respectivamente, favoreciéndose en ambas pruebas la condición tratada a 650 °C donde se observó la menor tasa de desgaste. En función de este comportamiento puede decirse que en la muestra fuera de servicio se generaron precipitados que no mejoran la

resistencia al desgaste del material, y al contrario desmejoran las propiedades, en especial la tenacidad, situación ésta que es característica cuando existe presencia de fase sigma en los aceros inoxidables.

4.4.4. Microestructura, temperatura de tratamiento y tasa de desgaste

En las figuras 4.25 y 4.26 se ha representado el comportamiento de los detalles microestructurales como son tamaño de grano y porcentaje de precipitados en función de las temperaturas de tratamiento y su relación con la tasa de desgaste obtenida en los distintos ensayos tribológicos.

Se observa que al igual que en el caso anterior, no existe una tendencia clara del tamaño de grano en relación a la temperatura de tratamiento (vea figura 4.25) como si sucede con el porcentaje de precipitados que disminuye a medida que la temperatura de tratamiento aumenta, siendo dicha disminución más pronunciada a las más altas temperaturas (vea figura 4.26).

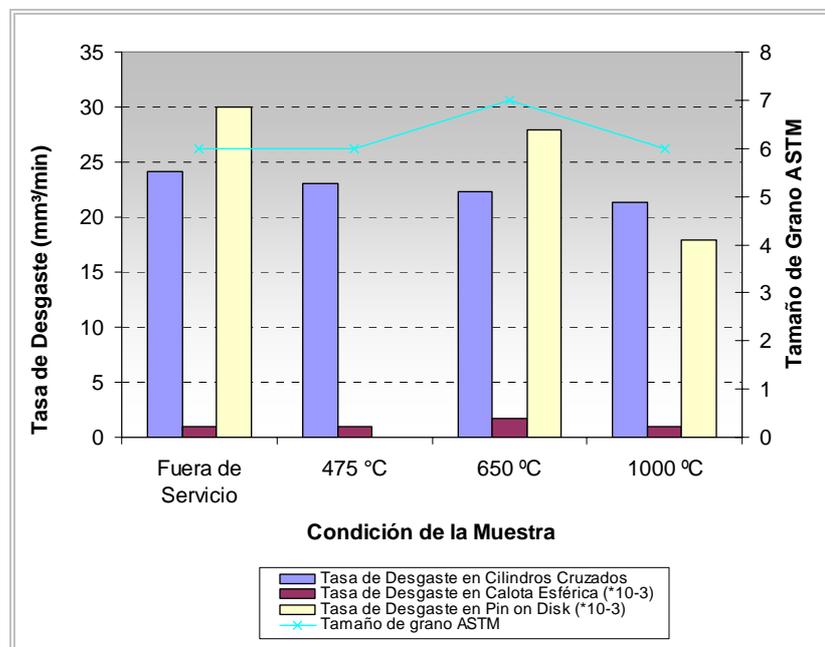


Figura 4.25. Efecto del tamaño de grano ASTM sobre el comportamiento de la tasa de desgaste. [Fuente Propia]

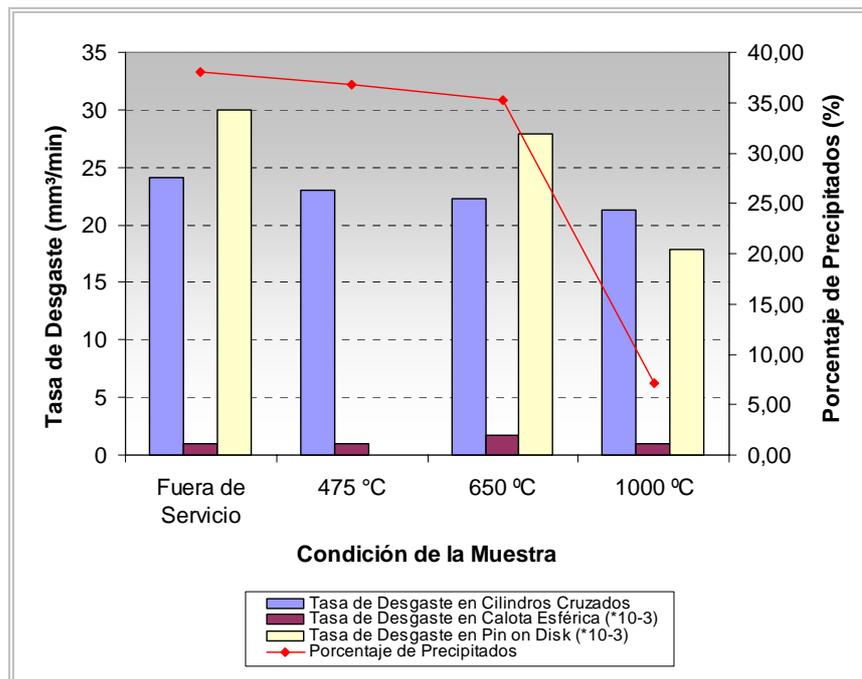


Figura 4.26. Efecto del porcentaje de precipitados sobre el comportamiento de la tasa de desgaste. [Fuente Propia]

Lo que destaca en relación al tamaño de grano es la estabilidad de éste que permanece más o menos constante a las distintas temperaturas a menos que ocurran procesos de recristalización que refinan el grano localmente, ocasionando un incremento del tamaño de grano ASTM por recristalización estática.

Al estar ambos procesos (precipitación y recristalización) relacionados con la dureza, y esta a su vez con la tasa de desgaste, entonces la relación de la tasa de desgaste con la microestructura y la temperaturas, es la misma que la de dureza con la tasa de desgaste. Entonces, a mayor cantidad de precipitados mayor dureza y viceversa, pero la tasa de desgaste es mayor, especialmente si existe fase sigma, por su severo efecto sobre la abrasividad del producto de desgaste formado durante las pruebas tribológicas.

CAPÍTULO V

CONCLUSIONES

- En el acero AISI 310 retirado de servicio se constató la formación de fases secundarias en forma de precipitados, los cuales tienden a disolverse con el tratamiento de solución a 1000 °C ocasionando con ello una disminución de la dureza y de la energía de impacto con respecto a los valores de las mismas características evaluadas en el material retirado de servicio.
- Con los tratamientos térmicos de recocido diseñados para obtener una reprecipitación de fases secundarias no se logró precipitación masiva observable mediante microscopia óptica, sin embargo mediante microscopía electrónica fue posible determinar precipitados de diferentes morfologías en los límites y cuerpo de los granos, los cuales afectaron levemente la dureza y la capacidad de absorber impacto del material.
- Se verificó una correspondencia inversa entre la temperatura de tratamiento y los resultados de porcentaje de precipitación, dureza y tasa de desgaste. Para altas temperaturas de tratamiento estas características presentan bajos valores y viceversa.
- En los diferentes ensayos tribológicos el mayor volumen y tasa de desgaste lo presentó la probeta fuera de servicio, lo cual implica que en esta condición no existe una buena resistencia al desgaste, debido al mayor porcentaje de carburos precipitados entre los cuales se estimó una posible presencia de 4,19 % de fase sigma que aumenta la dureza y la resistencia del acero a costa e reducir fuertemente la tenacidad.
- La aplicación del tratamiento de solución a 1000 °C en muestras de un acero austenítico AISI 310 afectado por precipitación de fases secundarias,

demonstró ser un tratamiento efectivo para mejorar su resistencia al desgaste, lográndose mejores características tribológicas debido a que el material se libera de carburos y ocurre un retorno de los elementos de aleación hacia la solución sólida que constituye la matriz austenítica.

- Con la exposición a la más alta temperatura de tratamiento (solución a 1000 °C) no se logró modificar sustancialmente el diámetro de grano a un valor mayor que el de la muestra retirada de servicio, aspecto este que corrobora la gran estabilidad estructural que puede presentar este acero a alta temperatura.
- En la condición recocida a 650 °C se observó un proceso de recristalización que disminuyó el tamaño de grano. Esto en combinación con los precipitados presentes generó un incremento de la energía de impacto absorbida por el material con respecto a la absorbida en las otras condiciones.
- La morfología y la cantidad de precipitados formados dependen de la temperatura, y esto influye en gran medida en el mecanismo de desgaste.
- El principal mecanismo de desgaste que operó en las muestras evaluadas en las distintas modalidades de ensayo de desgaste fue el de abrasión. Sin en la condición de solución, cooperaron efectiva y simultáneamente mecanismos de adhesión y abrasión en el ensayo de punta sobre disco; abrasión y deformación plástica en caliente por fricción en los cilindros cruzados; y en la prueba de calota esférica, corte y microabrasión de tres cuerpo.
- Al conocer la resistencia al desgaste abrasivo del acero AISI 310 en sus distintas condiciones de tratamiento puede ayudar en la selección apropiada para aplicaciones donde la abrasión de este material tenga un papel muy importante en su degradación.

RECOMENDACIONES

- Aumentar el tiempo de exposición de los tratamientos térmicos realizados en los hornos, para visualizar mejores cambios microestructurales como lo es el surgimiento de nuevos precipitados o el crecimiento de los ya existentes.
- Evaluar el tamaño de las partículas presentes en cada condición, ya que con esto se puede estudiar la influencia del tamaño de los precipitados en las diversas propiedades del material.
- Incluir otros ensayos mecánicos como por ejemplo el ensayo de tracción, compresión y torsión para verificar el efecto de los tratamientos térmicos sobre en el comportamiento de las características determinadas en estos ensayos aplicados al acero AISI 310 en las mismas condiciones de tratamientos aplicadas en este estudio.

BIBLIOGRAFÍA CITADA

- [1]. ZHAO C, C. / DONG, T. Bell. **“Low temperature plasma nitrocarburising of AISI 316 austenitic stainless steel”**. Surface & Coatings Technology (2004).
- [2] DEARNLEY, Peter A./ ALDRICH-SMITH, Giles. **“Corrosion-wear mechanisms of hard coated austenitic 316L stainless steel”**. Wear **256** (2004).
- [3] KWON, C./ LEE, H. **“A comparative study between pulsed and D. C. ion nitriding behavior in specimens with blind holes”**. (2004).
- [4] SINGH, K. / COOPER, V./ MELETIS, I.. **“Intensified plasma-assisted of AISI 316L stainless steel”**. Surfaces and Coatings Technology **160**. (2002).
- [5]. RAMOS A., Marco A. **“Identificación del origen de la fragilización de los tensores del cono radiante del horno H- 1 de la DA-2 de la Refinería Corpoven S.A., Puerto La Cruz”**. Tesis de grado. Departamento de Mecánica, Universidad de Oriente, Anzoátegui. (1996).
- [6]. FARGAS, G. **“Influencia de las fases intermetálicas en la conformación de los aceros inoxidables dúplex”**. VIII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos, Gandia. (2002).
- [7]. PIMENTEL, José R. **“Elaboración de un Programa de Pruebas y Ensayos para la Recuperación de Diafragmas de Turbinas a Gas Westinghouse W-101”**. Tesis de grado. Departamento de Mecánica, Universidad de Oriente, Anzoátegui. (2006).
- [8]. FLINN, R / TROJAN, P. **“Materiales de Ingeniería y sus aplicaciones”**. Mc. Graw Hill, México. (1982).

- [9]. LINARES O., Omar. **“Tribología y mantenimiento Proactivo. Generalidades de la Tribología. Fundamentos de la Lubricación, Fricción y el Desgaste”**. Widman Internacional S.R.L. Santa Cruz, Bolivia. (2002).
- [10]. ASKELAND, Donald. **“La Ciencia e Ingeniería de los Materiales”**. Grupo Ed. Iberoamérica, México. (1985).
- [11]. LEÓN, O. **“Principios de Tribología”**. Universidad Nacional Experimental Politécnica, Venezuela. (2001).

BIBLIOGRAFÍA ADICIONAL

- SOZANSKA, M. **Structural Analysis and Intergranular Corrosion Test of AISI 316 Steel.** Journal of Microscopy, Vol. 224 Issue 1, p62-64, 3p. (2006).
- POLAK, J.; Zezula. P. **Short Crack Grow and Fatigue Life in Austenitic-Ferritic Duplex Stainless Steel.** Fatigue & Fracture of Engineering materials & Structures; Vol. 28 Issue 10, p923-935, 13 p. (2005).
- USTINOVSHCHIKOV, Y. **Mechanism of Sigma –Phase Formation in the Fe-V System.** Inorganic materials; Vo. 41 Issue 8, p822-826, 5p. (2005).
- EL KOUSSY, M.; El Mahallawi, I.S.; Khalifa, W.; **Effects Of Termal Aging On Microestructure And Mechanical Properties Of Duplex Stainless Steel Weldments.** Materials Science and Technology; Vol.20 Issue 3, p375-381, 7p. (2004).
- NOECKER, Rick. **Effect of Homogenizatio Heat Treatment on Critical Pitting Temperature and Sigma Phase Formation in Super Duplex Stainless Steel.** Advance Materials & Processes; Vol.162 Issue 2, p48-49, 2p. (2004).
- LINARES, O. **Tribología y Mantenimiento Proactivo. Generalidades de la Tribología. Fundamentos de la Lubricación, Fricción y el Desgaste.**Widman Internacional S.R.L. Santa cruz, Bolivia. (2002).
- BLACHOWSKI, A.. **Kinetics of the sigma –phase formation in an (Fe53.8 Cr46.2)-0.1 at.% Ti alloy.** Philosophical Magazine Letters; Vol 79 Issue 2, p87-91, 5p. (1999).
- INAL, K.; Francois, M.; Lebrun, J.L. **Stress Analysis in a Duplex Steel.** Scandinavian Journal of metallurgy, Vol.28 Issue 4, p139, 12p. (1999).
- ASME. **Wear of Materials.** Vol.1-8, American Society of Mechanical Engineers. USA. (1991).

METADATOS PARA TRABAJOS DE GRADO, TESIS Y ASCENSO:

TÍTULO	“ESTUDIO DE LA INCIDENCIA DE PRECIPITACIÓN DE FASES SECUNDARIAS EN EL COMPORTAMIENTO ANTE EL DESGASTE DE UN ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO AISI 310”
SUBTÍTULO	

AUTOR (ES):

APELLIDOS Y NOMBRES	CÓDIGO CULAC / E MAIL
RIVAS BELLO, ORLINA JOSÉ	CVLAC: 16.055.510 E MAIL: orlinarivas@gmail.com
	CVLAC: E MAIL:
	CVLAC: E MAIL:
	CVLAC: E MAIL:

PALÁBRAS O FRASES CLAVES:

Acero Inoxidable Austenítico, Fase Sigma, Fase Secundaria, Desgaste, Ensayo Mecánico, Ensayo Tribológico, Caracterización Microestructural.

METADATOS PARA TRABAJOS DE GRADO, TESIS Y ASCENSO:

ÁREA	SUBÁREA
Ingeniería Mecánica	Materiales y Manufactura

RESUMEN (ABSTRACT):

La presente investigación abordó el estudio de la incidencia de precipitación de fases secundarias en el comportamiento ante el desgaste de un acero inoxidable austenítico AISI 310. Para ello, la estructura, propiedades y comportamiento tribológico de este acero fueron estudiadas después de realizar diferentes tratamientos a muestras extraídas de una barra que había sido desincorporada de un horno de tratamiento de crudo donde estuvo en servicio por 10 años a temperaturas variables entre 427 °C y 760 °C, presentando precipitación de fases secundarias al final de su vida de servicio. Esto generó cuatro condiciones distintas en el material que fue caracterizado mediante espectrometría de masa, ensayos mecánicos de dureza y de impacto; complementándose esto con caracterización microestructural mediante microscopía óptica, electrónica y microanálisis puntual por EDX. El comportamiento del desgaste fue investigado mediante distintas pruebas tribológicas que incluyeron las modalidades de Cilindros Cruzados, Calota Esférica y Punta sobre Disco, mediante las cuales se generaron huellas cuyas dimensiones y morfologías fueron evaluadas para determinar el volumen y mecanismo de desgaste en las distintas condiciones. Los resultados confirmaron la disolución y re-precipitación de fases secundarias luego de realizar los tratamientos térmicos pruebas tribológicas donde el mecanismo predominante fue desgaste por abrasión.

METADATOS PARA TRABAJOS DE GRADO, TESIS Y ASCENSO:

CONTRIBUIDORES:

APELLIDOS Y NOMBRES	ROL / CÓDIGO CVLAC / E_MAIL				
LÓPEZ, Glorys	ROL	CA	AS	TU	JU
	CVLAC:	4.784.899			
	E_MAIL	gloryslopez@cantv.net			
	E_MAIL				
STERLACCI, Gaetano	ROL	CA	AS	TU	JU
	CVLAC:	8.871.360			
	E_MAIL	gsterlacci@gmail.com			
	E_MAIL				
PAYARES, Félix	ROL	CA	AS	TU	JU
	CVLAC:				
	E_MAIL				
	E_MAIL				

FECHA DE DISCUSIÓN Y APROBACIÓN:

2009	10	08
AÑO	MES	DÍA

LENGUAJE. SPA

METADATOS PARA TRABAJOS DE GRADO, TESIS Y ASCENSO:

ARCHIVO (S):

NOMBRE DE ARCHIVO	TIPO MIME
TESIS.OrlinaRivas.doc	Application/msword

CARACTERES EN LOS NOMBRES DE LOS ARCHIVOS: A B C D E F G H I J K
L M N O P Q R S T U V W X Y Z . a b c d e f g h i j k l m n o p q r s t u v w x y z . 0 1 2 3
4 5 6 7 8 9 .

ALCANCE

ESPACIAL: _____ (OPCIONAL)

TEMPORAL: _____ (OPCIONAL)

TÍTULO O GRADO ASOCIADO CON EL TRABAJO:

INGENIERO MECÁNICO

NIVEL ASOCIADO CON EL TRABAJO:

INGENIERÍA

ÁREA DE ESTUDIO:

INGENIERÍA MECÁNICA

INSTITUCIÓN:

UNIVERSIDAD DE ORIENTE. NÚCLEO DE ANZOÁTEGUI

METADATOS PARA TRABAJOS DE GRADO, TESIS Y ASCENSO:

DERECHOS

Los trabajos de grado son exclusiva propiedad de la Universidad de Oriente y solo podrán ser utilizados a otros fines, con el consentimiento del Consejo de Núcleo quien lo participara al Consejo Universitario.

Rivas Bello, Orlina José

AUTOR

Prof. Glorys López

TUTOR

Prof. Gaetano Sterlacci

JURADO

Prof. Félix Payares

JURADO

Prof. Delia Villarroel

POR LA SUBCOMISION DE TESIS