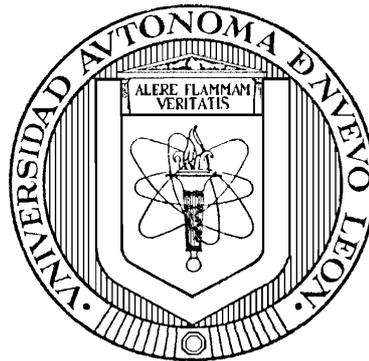


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



DESGASTE EROSIVO EN ALEACIONES PARA CAJAS DE CORAZONES

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE DOCTOR EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

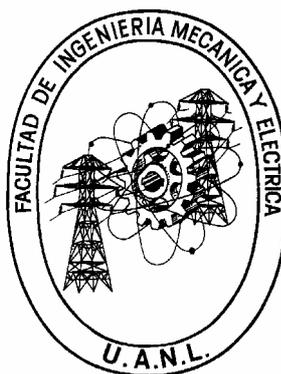
PRESENTA

EDUARDO RODRIGUEZ DE ANDA

CIUDAD UNIVERSITARIA

ENERO DEL 2006

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



DESGASTE EROSIVO EN ALEACIONES PARA CAJAS DE CORAZONES

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE DOCTOR EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

PRESENTA

EDUARDO RODRIGUEZ DE ANDA

CIUDAD UNIVERSITARIA

ENERO DEL 2006

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POST-GRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “Desgaste erosivo en aleaciones para cajas de corazones”, realizada por el alumno Eduardo Rodríguez de Anda, matrícula 1158760, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis

Dr. Alberto Javier Pérez Unzueta
Asesor

Dr. Rafael David Mercado Solís
Coasesor

Dr. Rafael Colás Ortiz
Coasesor

Dr. Salvador Valtierra Gallardo
Coasesor

Dr. Abraham Velasco Téllez
Coasesor

Vo. Bo.
Dr. Guadalupe Alan Castillo
División de Estudios de Posgrado

San Nicolás de los Garza, N. L. Enero de 2006

AGRADECIMIENTOS

Agradezco al programa doctoral en ingeniería de materiales (PDIM-FIME-UANL) por haberme aceptado en sus instalaciones. A todo su personal académico y administrativo.

A la empresa NEMAK por haberme recibido y facilitado todas las condiciones para la completa elaboración del presente trabajo. A todo su personal del CDT. Al departamento de investigación y desarrollo.

A la empresa Mecánica BASSI por proporcionar los aceros de las probetas experimentales.

Al centro universitario de ciencias exactas e ingenierías (CUCEI-UdeG) por las facilidades administrativas y apoyos recibidos.

A los sinodales por sus valiosas contribuciones en la culminación del presente trabajo. Por todas sus opiniones que siempre fueron muy alentadoras. Espero haber cumplido sus expectativas, gracias por saber escuchar con tanta atención, y también por su trato de amigos.

A mi director de tesis, Dr Alberto Pérez Unzueta por brindarme la oportunidad de trabajar bajo su dirección, por compartir sus conocimientos y experiencias en el campo de la metalurgia, y porque siempre se dio el tiempo de atenderme como su amigo.

Al Dr. Salvador Valtierra, por su fina y amable atención, por confiar en este proyecto y por ser un gran ejemplo de liderazgo.

Al Dr. Abraham Velasco por ser siempre tan atento y cortés, y por confiar también en el presente proyecto.

Al Dr. Rafael Mercado, por contribuir en mi formación académica en el PDIM, por manifestarme su interés en la presente tesis, gracias por sus opiniones que siempre fueron alentadoras.

Al Dr. Rafael Colás, por su esfuerzo en la revisión de este trabajo, por su buen carácter que siempre inspira confianza.

A mis compañeros de proyecto, Julián Rodríguez y Álvaro Treviño. Por hacer realidad este proyecto conjunto, y conducirlo hacia el éxito. Siempre se aprende más al trabajar en equipo.

A mis amigos del departamento de investigación y desarrollo: Rocío, Marcos (Queso), Miguel (Mike), Alejandro (Nachas), Efrén, Alejandro (Vaca), Jacobo (Jacob), Fernando (Fer), Andrés, Alberto (Beto), Moisés (Moy), José (Jefe Tala). Por generar un ambiente de trabajo siempre de buen humor, ameno y de solidaridad. Gracias por su ayuda, solo así fue posible la realización de este proyecto doctoral. Agradezco de manera especial a mis amigos Rodrigo y a Ricardo (Guamúchil) quienes me brindaron un especial apoyo a pesar de estar saturados con sus respectivas responsabilidades. Gracias a todos por su comprensión en mis tiempos difíciles.

A Efrén Saucedo, Álvaro Treviño y Salvador Meza. Por ser mis grandes amigos. Gracias Efrén por tu confianza y solidaridad, gracias Álvaro por tu buen humor, y disculpa que este mensaje dure bien poquito, gracias Chava por estar siempre dispuesto a ayudar, recuerda que el verde es vida, ¿o no?.

A Doris, Rodrigo y Julián, gracias por su amena compañía, y por favor ya decidan a dónde iremos a cenar.

A Diana, Gemma, Dione, Teresita, Lily, Eréndira, Nancy, Adela, Bertha, Citlali, Yury, Mayra, Nelson, Moya, Lalo, Luis, Queque, Marco, Niño, Leo, Nieto, Roberto, Rodrigo.

GRACIAS A TODOS POR HACER DE MI ESTANCIA EN MONTERREY ALGO QUE VALE LA PENA RECORDAR. GRACIAS POR FORMAR PARTE DE MI VIDA.

A mis amigos del departamento de Ingeniería de Proyectos (DIP-UdeG), a mis amigos del equipo de fútbol. De manera especial a José Robledo, Samuel Guzmán, y Víctor Rangel, por su cordial apoyo que siempre han brindado.

A mis amigos y personal de la ESIQUIE-IPN.

A mis amigos y personal del IIM-UMSNH.

DEDICATORIAS

A MIS QUERIDOS PADRES:

GRACIELA DE ANDA DIAZ
JESÚS RODRÍGUEZ MANDUJANO †

A MIS HERMANOS:

MARTHA
YOLANDA
RAÚL
GUADALUPE
ROGELIO
BEATRIZ
SILVIA.

A TODOS MIS AMIGOS:

DE LA INFANCIA
DE LA FACULTAD DE CIENCIAS
DE MI TRAYECTORIA COMO DOCENTE

A LA VIDA MISMA.

PROLOGO

El avance tecnológico característico de nuestros días nos ha llevado a una revaloración de los grandes retos tecnológicos. Obstáculos que antes eran considerados “males necesarios” y que carecían de la atención de los investigadores para su entendimiento, ahora se convierten en temas de prioridad. Este es el caso del fenómeno de la erosión. Por lo que el presente trabajo, por su calidad científica e innovación tecnológica es un meritorio ejemplo de los grandes avances que se pueden lograr gracias a la vinculación productiva entre las empresas y las universidades.

El presente trabajo se centra en un estudio amplio y sistemático de un fenómeno que aun sigue siendo un enigma para la ciencia moderna: la erosión de componentes metálicos. En particular, se estudia la erosión de moldes para la fabricación de corazones para la manufactura de cabezas y monobloques en aleaciones de aluminio para la industria automotriz. A partir del año 2002, se ha precipitado una nueva crisis de energéticos a nivel mundial, quizá comparada con la que se vivió en la década de los años 1960's. Esta nueva crisis ha traído conflictos internacionales, monopolización de mercados y un nuevo reajuste de la economía mundial. El automóvil, es uno de los usuarios de energéticos más voraces en nuestra cultura, de ahí que cualquier esfuerzo en reducir el peso de los automóviles es de gran importancia. Con un mercado que supera los 50 millones de autos fabricados mundialmente por año, y siendo una de las industrias más competitivas, es un orgullo que una empresa mexicana, NEMAK, S.A. de C.V. se haya consolidado como una empresa líder mundial en la fabricación de cabezas y monobloques de aluminio y que da oportunidad a jóvenes investigadores mexicanos en participar con sus brillantes aportaciones a este desarrollo tecnológico.

Para la fabricación de monobloques y cabezas se requiere de un número específico de corazones, piezas que se han convertido en elementos de gran importancia debido a la reducción de espesores para minimizar el peso. Los corazones son fabricados por medio de una inyección de arena en un molde metálico. En cada inyección o soplo, se produce

un fenómeno de erosión en la superficie interna del molde. Esta erosión sigue reglas, hasta ahora poco conocidas. El autor del presente trabajo presenta un estudio sistemático de las principales variables de este fenómeno. Con la participación de uno de los principales proveedores de este tipo de moldes, la empresa italiana Meccanica Bassi, se obtuvieron las probetas de acero con diferentes tratamientos térmicos. En los laboratorios de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la UANL, se diseñó, construyó y se instrumentó una máquina que fuese capaz de reproducir el fenómeno de erosión en un amplio espectro de variables y que pueden ser controladas con alta precisión. Las probetas fueron caracterizadas en su microestructura y dureza, y ensayadas con arena sílica sin resina y posteriormente con una mezcla de arena con resina, utilizando un amplio intervalo de ángulos de impacto a diferentes presiones de soplo.

Los resultados obtenidos superaron lo esperado. Fue posible caracterizar la mecánica de impacto en la superficie metálica de las probetas de acero tratadas a diferente dureza, desde el impacto de una sola partícula, hasta el fenómeno de erosión por multi-impacto. También fue posible establecer las condiciones metalúrgicas del acero para obtener la mínima pérdida de material debido a la erosión. Así como las condiciones de ángulo de impacto, morfología de la arena, presión, arena mezclada o sin mezclar con resinas, que contribuyen al mismo proceso de erosión. Este permitió proponer, por vez primera, una relación cuantitativa basándose en una forma diferencial de la ecuación de erosión.

Con el presente trabajo y sus aportaciones, estamos seguros que los esfuerzos combinados entre las empresas y las universidades, cuando intervienen investigadores de primer nivel como es el presente autor, darán grandes frutos al desarrollo e innovación tecnológica en nuestro país.

Alberto Pérez Unzueta.

INDICE GENERAL

AGRADECIMIENTOS	i
DEDICATORIA	iv
PROLOGO	v
SINTESIS	1
1. INTRODUCCION	3
1.1. Objetivo	3
1.2. Planteamiento del problema y justificación	4
1.3. Hipótesis	5
1.4. Limitaciones	5
1.5. Metodología	5
2. GENERALIDADES DEL DESGASTE EROSIVO	7
2.1. Mecanismos	7
2.2. Materiales dúctiles	10
2.3. Materiales frágiles	20
3. INFLUENCIA DE LA DUREZA	25
3.1. Relaciones con la macrodureza	25
3.2. Perfiles de microdureza	34
4. DESGASTE DE ACEROS AL CARBONO	39

5. DEPENDENCIA CON LA VELOCIDAD DE LA PARTICULA.	61
6. EL MODELO DE OKA Y MATSUMURA.	66
7. BANDAS ADIABATICAS DE CORTE.	73
8. EL METODO DE DOBLE DISCO.	83
9. PROCESO DE CAJA FRIA PARA OBTENCION DE CORAZONES.	86
9.1. Generalidades del proceso.	86
9.2. Control de la arena en el proceso de caja fría.	89
9.3. Forma de la partícula.	89
9.4. Granulometría	90
9.5. Temperatura de la arena.	91
9.6. Humedad de la arena.	91
9.7. PH y demanda de ácido.	92
SINTESIS DE ANTECEDENTES.	93
10. METODOLOGIA Y EXPERIMENTACIÓN.	96
10.1. Diseño y construcción de máquina erosionadora.	96
10.2. Homogenización de las condiciones generales de prueba.	100
10.2.2. Material erosionante.	100
10.2.3. Obtención de lotes de 1 kg de arena sílica.	101
10.2.4. Materiales a erosionar.	103
10.2.5. Preparación superficial de las probetas.	104
10.3. Condiciones generales de prueba.	105

10.4.	Erosión del material de referencia.	107
10.5.	Pruebas exploratorias de erosión con arena recubierta de resina.	108
10.6.	Uso de columna de arena.	110
10.7.	Velocidad de la arena en el impacto.	111
10.7.1.	Doble disco.	111
10.7.2.	Video convencional (arena con resina).	113
10.8.	Microdurezas.	115
10.9.	Microscopia electrónica de barrido.	117
10.10.	Determinación de las presiones de ensayo.	121
11.	RESULTADOS Y DISCUSIÓN.	126
11.1.	Resultados de las pruebas de erosión.	126
11.2.	Procesamiento de resultados con el modelo de Oka y Matsumura.	140
11.3.	Resultados y discusión de las pruebas con resina.	144
11.4.	Aproximación a las condiciones reales de sople.	149
11.4.1.	Consideraciones generales.	149
11.4.2.	Gráfico presión contra tiempo, en cavidad de chaqueta de agua.	150
11.4.3.	Gráfico experimental erosión contra presión.	151
11.4.4.	Gráfico experimental flujo de arena contra tiempo.	152
11.4.5.	Cálculo de erosiones a presión y flujo variables.	154
11.5.	Mediciones de la velocidad de arena.	159
11.5.1.	Método de doble disco.	159
11.5.2.	Relación de la erosión con la velocidad de la partícula.	161
11.5.3.	Video convencional.	164
11.6.	Ensayos de microdureza en los perfiles de erosión.	165
11.6.1.	Pruebas preliminares.	165
11.6.1.1.	Pruebas en metal deformado en compresión.	165
11.6.1.2.	Mediciones en el microscopio electrónico de	

barrido (MEB) contra mediciones en microscopio óptico.....	167
11.6.2. Perfiles de microdureza.	169
11.7. Observación de las superficies de erosión.	175
11.7.1. Observaciones de las superficies de erosión con arena sin resina.....	175
11.7.1.1. H13, 30 HRC a 0.69 bar (10 Psi).....	175
11.7.1.2. H13, 55 HRC a 0.69 bar (10 Psi).....	179
11.7.1.3. H13, Recocido a 0.69 bar (10 Psi).....	189
11.7.2. Observaciones de las superficies de erosión con arena con resina.	193
11.7.3. Observaciones de impactos individuales.	198
11.7.3.1. Ángulo de 10°.....	198
11.7.3.2. Ángulo de 30°.....	200
11.7.3.3. Ángulo de 60°.....	203
11.7.3.4. Ángulo de 90°.....	205
11.7.4. Observación de perfiles de erosión.	207
11.7.4.1. Acero 4140 Recocido.....	207
11.7.4.2. H13, 30 HRC a 0.69 bar (10 Psi).....	210
11.7.4.3. H13, 55 HRC a 0.69 bar (10 Psi).....	214
11.7.4.4. H13, Recocido a 0.69 bar (10 Psi).	217
11.7.5. Tabla resumen de observaciones en el MEB.	221
12. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES PARA TRABAJO FUTURO.....	224
12.1. Conclusiones.....	224
12.2. Recomendaciones para trabajo futuro.	228
BIBLIOGRAFIA Y REFERENCIAS.	230
LISTA DE FIGURAS.....	238

LISTA DE TABLAS	249
RESUMEN AUTOBIOGRAFICO	251

SINTESIS

El desgaste erosivo de los materiales es un mecanismo de falla de diversos componentes en sistemas de producción en donde son manejadas partículas abrasivas tales como SiC, Al₂O₃, SiO₂, etc, siendo esta última el material de mayor uso en la industria de la fundición.

La empresa Nematik, S.A. de C.V., líder mundial en el desarrollo tecnológico y fabricación de cabezas y monobloques para la industria automotriz, en conjunto con la empresa MECCANICA BASSI, fabricante de herramientas, con sede en Italia, y el Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales de la F.I.M.E.-U.A.N.L. han iniciado un estudio sobre el comportamiento tribológico de los herramientas involucrados en la producción de las cajas de corazones para la industria de la fundición de componentes automotrices.

En el presente trabajo se presenta en síntesis las características principales del desarrollo de una máquina erosionadora. Se presenta también de manera analítica los resultados obtenidos de las pruebas de erosión sobre los aceros AISI H13 y 4140, variando las durezas de las mismas, además del ángulo y velocidad de impacto, usando arena sílica como material erodente. Se presenta bajo cuales condiciones es mejor usar un acero de menor dureza y cuando utilizar uno de mayor dureza, así como las condiciones en las cuales el desgaste erosivo resulta independiente de la dureza. También es demostrada la igualdad de resistencia a la erosión del acero 4140 y del H13.

Se presenta también la exploración de la resistencia a la erosión del acero H13 cuando es impactado por la mezcla de arena sílica recubierta con resinas usadas en la fabricación de corazones; así como la extrapolación de estos valores a las situaciones reales del proceso de soplo en los herramientas para la obtención de corazones. Para ello se

propone la ecuación de erosión, ahora en forma diferencial, para el problema de desgaste erosivo a presión y flujo de erodente variables. Los resultados muestran buena concordancia con los valores operativos en el soplo de corazones en la empresa Nemak.

Se presenta la caracterización de las superficies de erosión mediante la observación directa de las mismas por microscopía electrónica de barrido, así como por análisis de impactos individuales. Igualmente se realizan observaciones de los cambios en el perfil adyacente a la superficie de erosión, tales como dureza, deformación plástica de la microestructura, formaciones de fisuras y de bandas adiabáticas de deformación.

De igual manera se presenta la implementación del método de doble disco para la determinación de la velocidad de impacto. Los resultados obtenidos están en el intervalo de 90 a 110 m/s para diferentes tamaños de partícula (sin resina) y de presiones de ensayo.

Durante la presentación de los resultados y su discusión, se realizan análisis comparativos con los resultados y conclusiones expuestos por otros investigadores a nivel mundial.

1. INTRODUCCION

El problema del desgaste en la industria de la fundición es tan antiguo como la industria misma. El aspecto de la tolerancia dimensional y el desgaste con las máquinas modernas de hoy día y la necesidad por los procesos de fundición que sean capaces de reproducir partes que estén dentro de estas tolerancias es más crítica que nunca. El cuestionamiento de los mecanismos de desgaste, y cómo estos mecanismos impactan la vida útil de los herramientas, conlleva a la siguiente pregunta: aún si los mecanismos de desgaste fueran totalmente entendidos, ¿podría el problema ser eliminado?. La pregunta anterior es fácilmente contestada con una palabra: No. En la producción de moldes para fundiciones, el medio de moldeo es arena y ésta es por naturaleza muy abrasiva y causa desgaste mediante diversos mecanismos. Así, aunque todos los mecanismos de desgaste fueran conocidos, lo mejor que la industria puede esperar sería la minimización del desgaste en los sistemas de producción. Así como su control y predicción con un alto grado de certidumbre.^[44]

1.1. Objetivo.

El objetivo del presente trabajo es determinar la resistencia al desgaste erosivo de los aceros AISI H13 y 4140, así como la descripción de los mecanismos principales de remoción de material cuando éstos son sometidos a erosión por arena sílica, variando el ángulo de impacto, y para diferentes valores de dureza. De esta manera, recomendar las formas operativas que optimicen su utilización para la industria de la fundición.

1.2. Planteamiento del problema y justificación

Debido a que el desgaste erosivo es un fenómeno que no puede ser evitado, se hace entonces necesario determinar las condiciones de mínimo desgaste en función de las necesidades operativas que el sistema de producción exige. Sin embargo, la mayor parte de los autores a nivel internacional que han reportado resultados de desgaste erosivo en metales, particularmente en aceros, comentan que no existe una variación significativa de la resistencia a la erosión con respecto de la dureza. Sin embargo, al revisar sus experimentos, es fácil encontrar que en su desarrollo experimental han ensayado a un ángulo de impacto de alrededor de los 30° (debido a que en esta incidencia ocurre el máximo de erosión para materiales dúctiles), o bien a los 90° de impacto, y prácticamente no se han reportado resultados en donde el diseño experimental involucre una gama de durezas y ángulos para un solo material dado. Por otra parte muy poca información ha sido reportada para el acero AISI 4140, y prácticamente nula para el acero H13.

Por lo anterior, debido a que la resistencia al desgaste erosivo en aplicaciones industriales tales como transporte neumático, limpieza por arena y obtención de corazones para la industria de la fundición, involucran incidencia de partículas desde muy bajo ángulo, hasta ángulo de incidencia normal, se hace necesario la exploración de la resistencia al desgaste erosivo en materiales de uso industrial, tales como en los acero 4140 y H13, con sus diversos valores de dureza obtenibles, y para una amplia gama de ángulos de impacto.

La dureza al ser un indicador de la resistencia a la penetración de un material, debe estar en estrecha relación con la magnitud de la resistencia a la erosión en función del ángulo de incidencia, ya que éste determina las componentes normal y tangencial del impacto.

1.3. Hipótesis

Para la realización de este trabajo se plantea la siguiente **hipótesis**:

Debe existir una dependencia no constante entre la resistencia a la erosión de los aceros H13 y 4140 con respecto a las condiciones de dureza y ángulo de impacto, que conduzca a la optimización en la aplicación de estos aceros en la industria de la fundición.

1.4. Limitaciones.

La resistencia de un material al desgaste, al ser una propiedad dependiente del sistema tribológico en el cual se está llevando a cabo, y no una propiedad intrínseca del material, limita la posible extrapolación de los resultados obtenidos del presente trabajo a sistemas con diferentes situaciones de operación a las experimentadas para la obtención de los resultados que en este trabajo se presentan, tales como naturaleza de los materiales impactados, microestructuras, sistemas de aleación, erodentes, velocidades extremas de impacto, etc.

1.5. Metodología.

Mediante el diseño y construcción de una máquina erosionadora, se realizarán pruebas de desgaste erosivo en dos aceros de amplia aplicación industrial, el AISI H13 y el 4140, variando las durezas de los mismos y el ángulo de impacto del sistema, a dos presiones de impulso del erodente. Serán comparadas las magnitudes de desgaste de cada condición de erosión para la posterior descripción de los mecanismos de desgaste. Las

condiciones de prueba serán homogeneizadas mediante la adopción parcial de las recomendaciones establecidas en ASTM G76^[50], y el estricto control de los parámetros de prueba, como lo son la granulometría, presiones de soplo, condición superficial inicial, etc. Asimismo durante el desarrollo de las pruebas, se utilizará la erosión de un material de referencia que permita la validación del comportamiento de la máquina erosionadora y de las condiciones generales bajo las cuales se realizan las pruebas y, por ende, los valores de las magnitudes de resistencia a la erosión para el sistema establecido.

2. GENERALIDADES DEL DESGASTE EROSIVO.

La definición de erosión acorde a la norma ASTM (G40-88)^[69] es: “Pérdida progresiva de material original de una superficie sólida debido a la interacción mecánica entre esa superficie y un fluido, un fluido multicomponente, o por el impacto de líquido o partículas sólidas”.

El tipo de erosión que en el presente trabajo interesa es el referido al impacto por partículas sólidas, por lo que en lo sucesivo los términos y fenómenos comentados estarán referidos con este tipo de desgaste en particular.

Uno de los problemas debido al desgaste por erosión ha sido el desarrollo del proceso de camas fluidizadas para el craqueo catalítico de aceite a hidrocarburos de bajo peso molecular^[3], además del desgaste en aeronaves^[4] y sistemas de transporte neumático, y limpieza de componentes por medio de sand blasting, y en la industria de la fundición al emplear arenas -por naturaleza abrasivas- en la fabricación de moldes.

2.1. Mecanismos.

En el desgaste erosivo, diversas fuerzas de diferente origen pueden actuar en la partícula que está en contacto con la superficie, tal como se muestra en la figura 2.1. Las

partículas vecinas pueden ejercer fuerzas de contacto y el fluido puede causar arrastre. En algunas condiciones la fuerza de gravedad puede tomar importancia, pero la fuerza dominante es la fuerza que desacelera la velocidad inicial de impacto de la partícula, esta es la fuerza de contacto ejercida por la superficie ^[49].

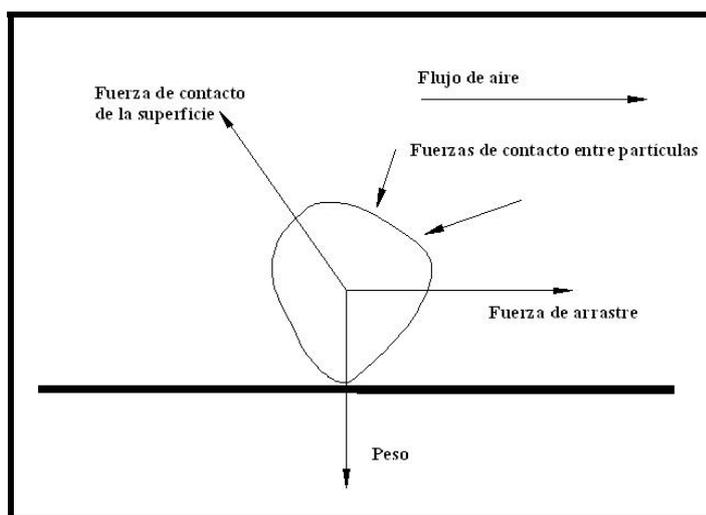


Fig. 2.1 Fuerzas de contacto partícula-superficie. ^[49]

La erosión de materiales metálicos procede mediante dos tipos de procesos de daño. Uno es la remoción de material debido a la repetida deformación plástica, y el otro es el corte. Estos procesos ocurren simultáneamente y la razón de cada contribución al daño total depende no sólo del ángulo de impacto (parámetro dominante) sino también en la velocidad de impacto, así como las propiedades mecánicas de las partículas y del material impactado. ^[5]

Un número de factores han sido identificados como influyentes en la erosión han sido clasificados por Finnie ^[3] en 3 principales categorías. Estas categorías son: ^[3, 4, 33]

1.- Condiciones del flujo de fluido:

Ángulo de impacto; velocidad de la partícula; concentración de partículas en el fluido, rotación de la partícula; naturaleza del fluido y su temperatura.

2.- Propiedades de la partícula:

Tamaño; forma; dureza; fragilidad (resistencia a la fragmentación); densidad.

3.- Propiedades de la superficie:

Esfuerzos como función de la deformación; velocidad de deformación; temperatura; tenacidad a la fractura; dureza; nivel de esfuerzos y esfuerzos residuales; microestructura; topografía; ductilidad y otras propiedades mecánicas; fatiga, punto de fusión; etc.

Cuando una gráfica de pérdida de peso de la muestra contra masa de erodente es construida, figura 2.2, la erosión en el estado estacionario, es definida como la pendiente de la relación de la línea recta, y está dada como masa perdida por la unidad de masa de erodente.^[10]

$$E = \frac{\text{masa de material removido}}{\text{masa de partículas erosivas golpeando la superficie}} \quad (2.1)$$

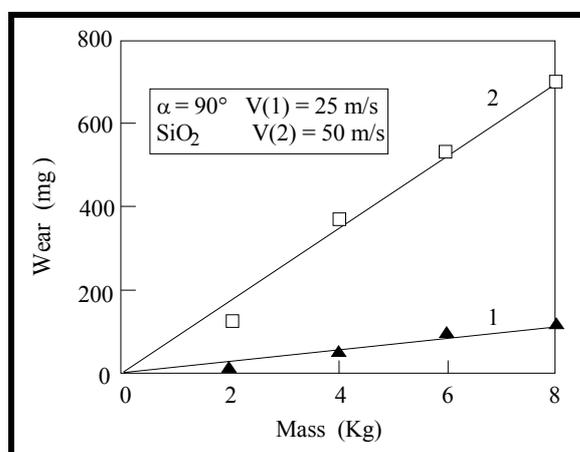


Fig. 2.2 Erosión de un acero al carbono en función de la masa impactante.^[2]

Los ángulos de impacto en erosión son comúnmente definidos en relación al plano de la superficie, para impacto normal, $\alpha = 90^\circ$, mientras que para ángulo de incidencia oblicuo α tiende a cero. La erosión de materiales dúctiles (la mayoría de los metales)

depende fuertemente del ángulo de impacto. La figura 2.3^[49] muestra un máximo a bajos ángulos (20° a 30°) y disminuyendo de un medio a un tercio^[29] del máximo de desgaste en la incidencia normal. Por otra parte, los materiales con comportamiento frágil muestran un máximo de desgaste para la incidencia normal.

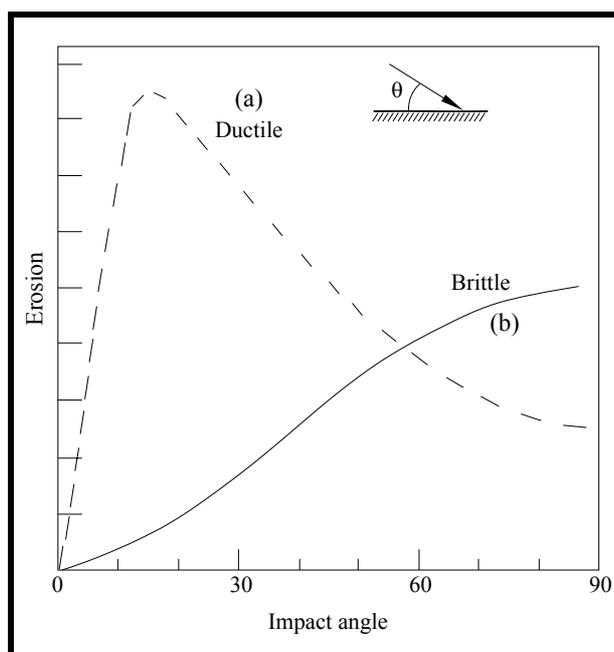


Fig. 2.3 Erosión con respecto al ángulo de impacto.

(a) Comportamiento dúctil, (b) comportamiento frágil.^[49]

2.2. Materiales dúctiles.

Para este comportamiento, una característica remarcable es que la variación de masa perdida con el ángulo de impacto es muy similar para materiales con propiedades térmicas y físicas completamente diferentes^[3]. Esto es ilustrado en la figura 2.4 para 3 metales y en la figura 2.5 para aluminio y 2 materiales nominalmente frágiles, vidrio y acero grado herramienta no revenido los cuales se comportan de una manera dúctil cuando son erosionados con partículas suficientemente pequeñas.

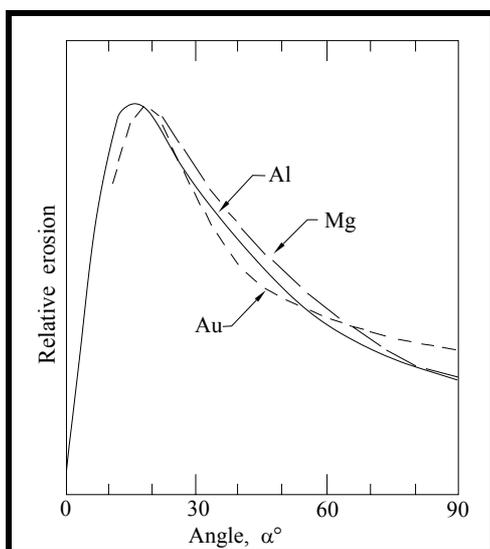


Fig. 2.4 Erosión del Al (168 m/s), Au (132 m/s) y Mg (76 m/s) por SiC malla 120. El máximo de erosión fue usado para normalizar las curvas.^[3]

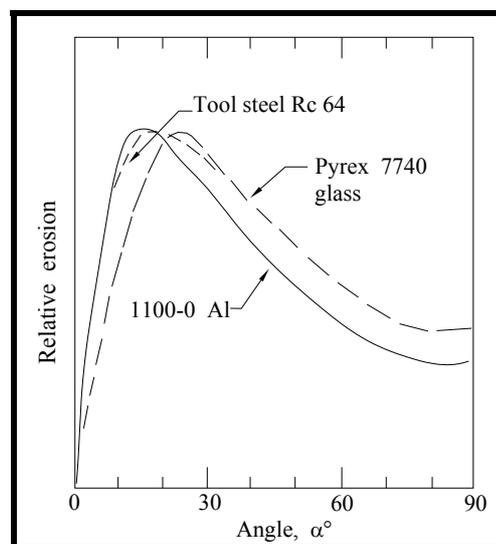


Fig. 2.5 Erosión del Al 1100-0, Pyrex 7740, y acero herramienta sin revenir erosionado por SiC (9 μ m) a 152 m/s. La máxima erosión fue usada para normalizar las curvas.^[3]

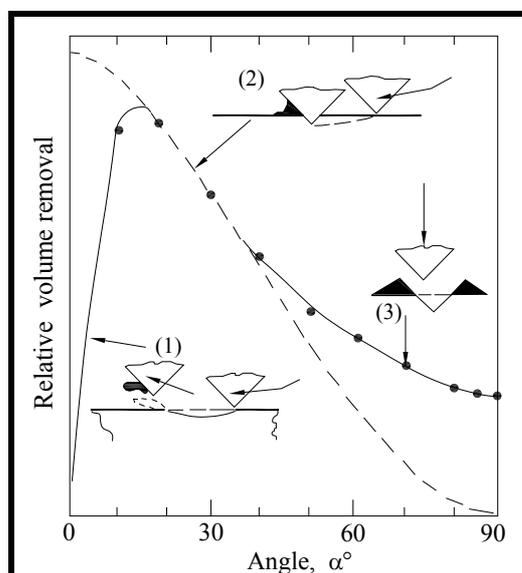


Fig. 2.6 Mecanismos dúctiles con respecto al ángulo de impacto. (1) microcorte, (2) apilamiento, (3) indentación.^[3]

A bajos ángulos de impacto, la partícula idealizada golpea la superficie, forma un cráter y deja la superficie (figura 2.6, curva 1)^[3]. Moviéndose a ángulos mayores, y justo después del ángulo de máxima erosión, la partícula se detiene en la superficie mientras realiza el corte. El material es aglomerado alrededor y enfrente de la partícula. Se asume que este material es vulnerable de ser removido por partículas subsecuentes. Se predice una curva del tipo $\cos^2 \alpha$, mostrada como curva 2 en la figura 2.6. Debido a que el análisis consideró una sola partícula y una superficie plana, se predecía que no existía remoción de material a $\alpha = 90^\circ$. Algunas razones por las que la erosión ocurre a este ángulo es que la superficie se torna rugosa debido a muchos impactos, de tal manera que impactos subsecuentes chocan la superficie con una distribución de ángulos de impacto^[35]. Un número de otros mecanismos han sido propuestos para la remoción de material debido al impacto a altos ángulos. Estos incluyen comportamiento frágil debido al endurecimiento por deformación, fatiga de bajos ciclos, efectos de temperatura debido a altas velocidades de deformación, desgaste por delaminación, y mecanismos de extrusión (surcado).

El mecanismo de formación de plaquetas^[29] (platelet) en la erosión, difiere de los procesos de corte y surcado los cuales fueron observados en impactos individuales tanto en partículas esféricas o angulares a ángulos bajos y es conocido que ocurren en erosión de múltiple impacto a estos ángulos. En estos procesos, el metal es removido de la superficie ya sea por un impacto o por un pequeño número de ellos, mientras que el material del cual las plaquetas son formadas a impacto normal son desprendidas de la superficie solo después de muchos ciclos de deformación plástica.

Finnie^[25] y otros han indicado que es posible que el fenómeno de fatiga a bajo ciclo pueda ser responsable de la fisuración subsuperficial a altos ángulos de impacto. Este tipo de fractura sería causado principalmente por la componente normal alternante de la fuerza que actúa en la superficie la cual puede causar en el material deformaciones plásticas compresivas y tensiles. La fisuración comenzaría probablemente más rápida y severamente en la zona plástica. Una vez que las fisuras se han comenzado a formar, la propagación causaría conexión de microfisuras y el material se fragmentaría.

Otra explicación para la fisuración subsuperficial está dada por investigadores en desgaste deslizante. En la teoría de la delaminación^[25] se cree que hay una capa reblandecida por trabajo causada por el proceso de desgaste debido a que las dislocaciones cerca de la superficie son capaces de alcanzar la superficie libre sin causar enmarañamiento o endurecimiento por trabajado. Sin embargo a cierta profundidad debajo de la superficie las dislocaciones ya no son capaces de moverse a la superficie y en lugar de eso se enmarañan y entonces no transmiten la energía del proceso de desgaste hacia fuera de la superficie o dentro del material. A esta profundidad los esfuerzos se incrementan y son eventualmente capaces de nuclear fisuras, especialmente en las interfases entre las partículas incoherentes de segunda fase y la matriz. Es posible que esta explicación pudiera también aplicarse a la erosión por partículas sólidas donde las velocidades de deformación son mucho más grandes que la mayoría de los procesos de desgaste. Sin embargo, la alta concentración de dislocaciones debajo de la superficie han sido asociados con impactos individuales y con condiciones de cavitación-erosión.

Naim y Bahadur^[citados en 13] investigaron la pérdida de peso debido a la erosión después de impactos normales repetitivos en el mismo lugar. Ellos indicaron que el esfuerzo residual tensil causa nucleación de huecos y que eventualmente la propagación de fisuras en el sustrato conduce a la decohesión de una partícula de la región del cráter.

El efecto de la dureza relativa de la partícula abrasiva y de la superficie en su condición de endurecimiento por deformación es un factor importante. Los resultados generalmente confirman la predicción clásica de Tabor que un decremento en la eficiencia de corte ocurre cuando la dureza del abrasivo es menor que 1.2 veces la dureza de la superficie.^[3]

Como se muestra en la figura 2.7, la eficiencia del desgaste erosivo decrece conforme el tamaño de partícula decrece por debajo de aproximadamente 100 μm . Partículas de 10 μm son alrededor de 1/4 de efectivas que las partículas de 100 μm .^[3]

La forma de la curva de erosión no cambia con el tamaño de partícula. (Figura 2.8).^[3]
Sin embargo la cantidad de desgaste cambia en una razón aproximada de 1 a 4.

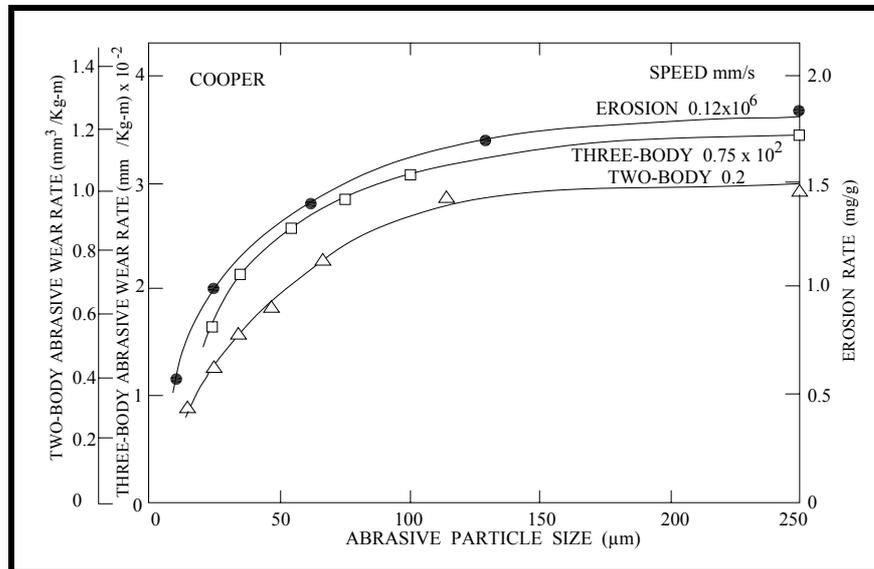


Fig. 2.7 Desgaste en función del tamaño de la partícula. Desgaste de cobre por partículas de SiC bajo los sistemas erosión (masa perdida / masa de abrasivo) y en abrasión de dos y tres cuerpos (volumen removido / (carga x distancia))^[3]

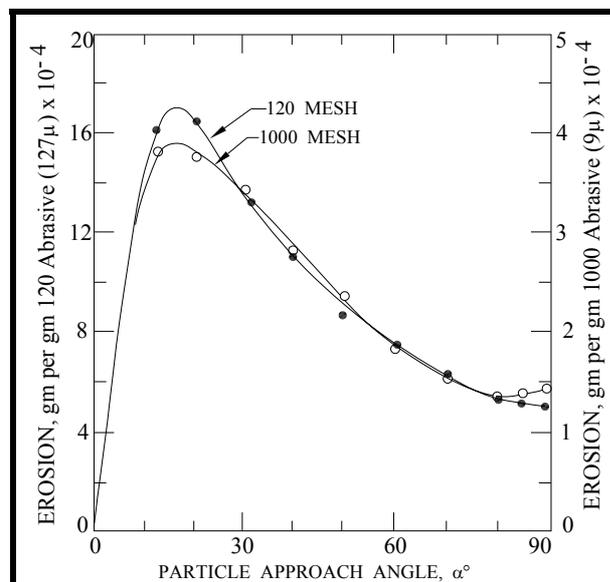


Fig. 2.8 Erosión del Al 1100-0 por partículas de 127μm a 152 m/s, y de partículas de 9 μm.^[3]

En general se ha encontrado que a propiedades físicas y mecánicas más elevadas de la partícula, se producirá una mayor erosión. También ha sido observado que las partículas angulares remueven material más efectivamente que las redondeadas. La dureza de la partícula no afecta a la erosión solo hasta un punto. A mayor dureza de la partícula mayor es la erosión, pero cuando la dureza de la partícula es mucho mayor que la del material a erosionar, la dureza de la partícula ya no es un factor que afecte a la erosión.^[33]

En la figura 2.9 se ilustra la naturaleza de la deformación subsuperficial por debajo de la partícula impactante, se ilustra para un material endurecible por deformación, para uno perfectamente plástico y uno endurecible-reblandecible por deformación.^[31] En el caso de la partícula que impacta un material que tiene una gran capacidad positiva de endurecimiento por deformación ($d\sigma/d\varepsilon > 0$, σ : esfuerzo de cedencia; ε : deformación plástica verdadera) la deformación plástica por debajo de la partícula se esparce sobre un gran volumen, como se ilustra en la figura 2.9 (a) debido a que es energéticamente favorable. En contraste, si la partícula impacta un material el cual no tiene la capacidad de endurecerse por deformación, ($d\sigma/d\varepsilon = 0$), la deformación por debajo de la partícula está inmediatamente localizada en las capas adyacentes a la superficie conduciendo a la formación de un labio como se muestra en la figura 2.9 (b). La figura 2.9 (c) representa un caso más realista donde el material exhibe una capacidad de endurecimiento por deformación a bajas deformaciones, pero un comportamiento de reblandecimiento por deformación a deformaciones más altas. El incremento de temperatura en el material causada por deformación plástica a las altas velocidades relacionadas con la erosión, es responsable de tan inusual comportamiento esfuerzo-deformación. Bajo tal condición el material se deforma homogéneamente hasta una deformación crítica en la cual $d\sigma/d\varepsilon = 0$. A deformaciones mayores que esta deformación crítica, $d\sigma/d\varepsilon < 0$, y a partir de aquí la deformación plástica se localiza para formar un labio, como se muestra en la figura 2.9 (c). La deformación crítica entonces representa la deformación más allá de la cual la formación de labio se promueve, inducida por la localización de deformación plástica.

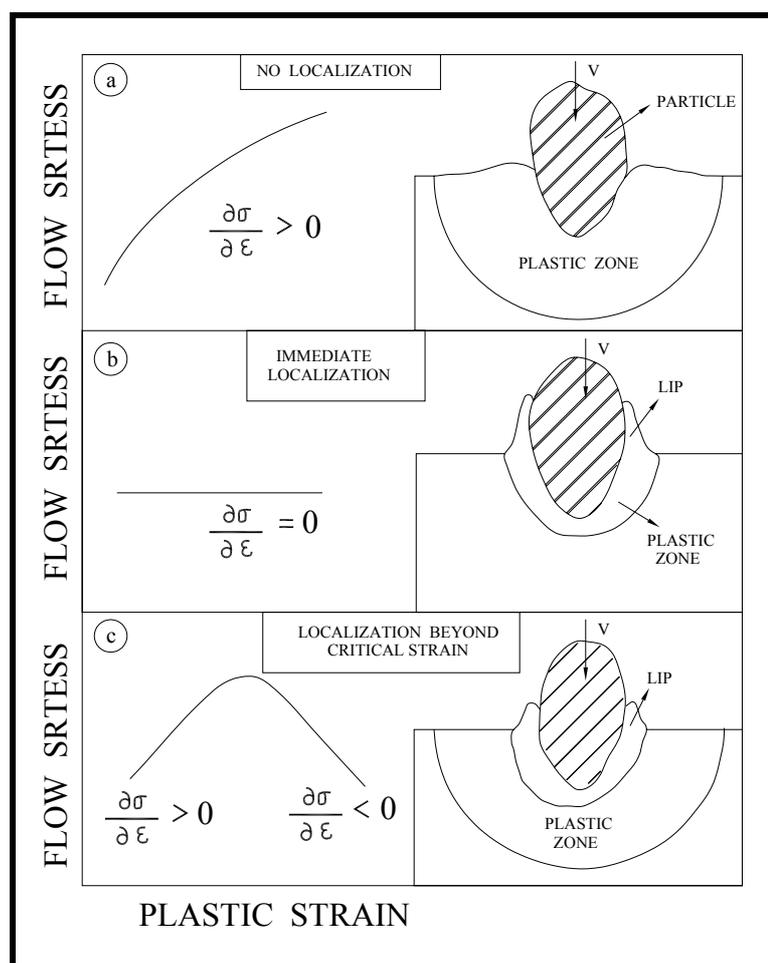


Fig.2.9 Influencia de la capacidad de endurecimiento por deformación de un material en su localización durante el impacto de una partícula.^[31]

El análisis del balance de energía durante el impacto indica que al menos 90% de la energía cinética inicial de la partícula es disipada en deformación plástica del material blanco.^[29] La figura 2.10 ilustra como la energía cinética inicial de una partícula erosiva es distribuida a impacto normal: la energía cinética de la partícula rebotante es estimada a partir de los coeficientes de restitución medidos de la partícula erosiva y la energía radiada hacia el material blanco como ondas elásticas puede ser estimada teóricamente.

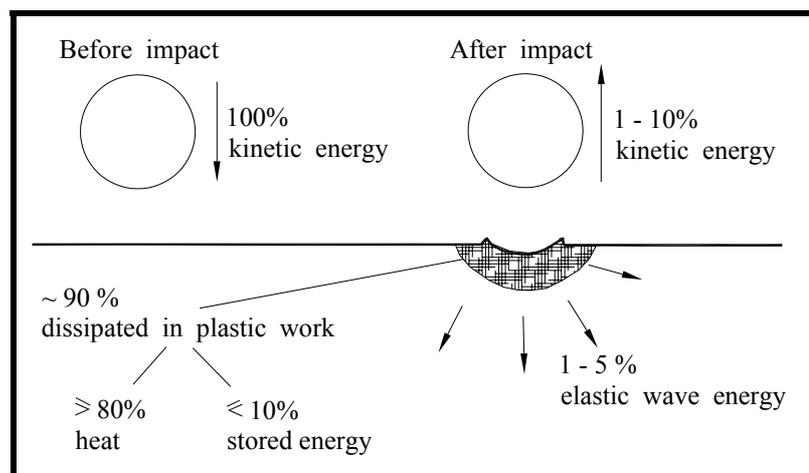


Fig. 2.10 Balance de la energía antes y después del impacto normal de una partícula erosiva esférica. ^[29]

Energía absorbida en corte, durante impacto oblicuo (modelo de Brach): ^[31]

El modelo está basado en ecuaciones de impulso y momento de una partícula de cualquier forma impactando una superficie plana y masiva y conduce a la definición de μ_c , el coeficiente de fricción crítico en la superficie de contacto entre la partícula y el material erosionado. Si $\mu < \mu_c$, existe el deslizamiento entre la partícula y el material erosionado. En contraste, si $\mu = \mu_c$ se detiene el deslizamiento y la partícula puede rodar (rodando usualmente conduce a una absorción de energía despreciable). La expresión para μ_c derivada por Brach está dada por: ^[31]

$$\mu_c = 1 / \{ (1+\lambda) (1+e) \tan \alpha \} \quad (2.2)$$

donde α es el ángulo de impacto, e es el coeficiente de restitución (0-1), λ es determinada por la forma de la partícula. Un valor de λ razonable para partículas angulares es 3. En el caso de partículas esféricas o redondeadas, se ha indicado que un valor de $\lambda = 0$ es apropiado. ^[31]

Bajo condiciones de erosión, el coeficiente de fricción (μ) está determinado por el sistema material blanco-partícula y no puede ser controlado, no así el ángulo de impacto. Así, es más relevante rearrreglar la ecuación anterior para obtener: ^[31]

$$\alpha_c = \tan^{-1} \left\{ 1 / (1+\lambda) (1+e) \mu \right\} \quad (2.3)$$

α_c representa el ángulo crítico de impacto por debajo del cual ocurre el deslizamiento relativo entre la partícula y el material blanco resultando en una significativa absorción de energía en corte. Para $\alpha > \alpha_c$, el deslizamiento se detiene y la partícula puede rodar. En la figura 2.11 se indica la variación de α_c con μ para $\lambda = 0$ y $\lambda = 3$. La banda sombreada representa la influencia de “e” (de 0 a 1) en α_c . Es claro que con el incremento de μ , α_c decrece. Además, la figura 2.11 también indica que α_c será generalmente menor para partículas angulares ($\lambda = 3$) que para partículas redondas ($\lambda = 0$).

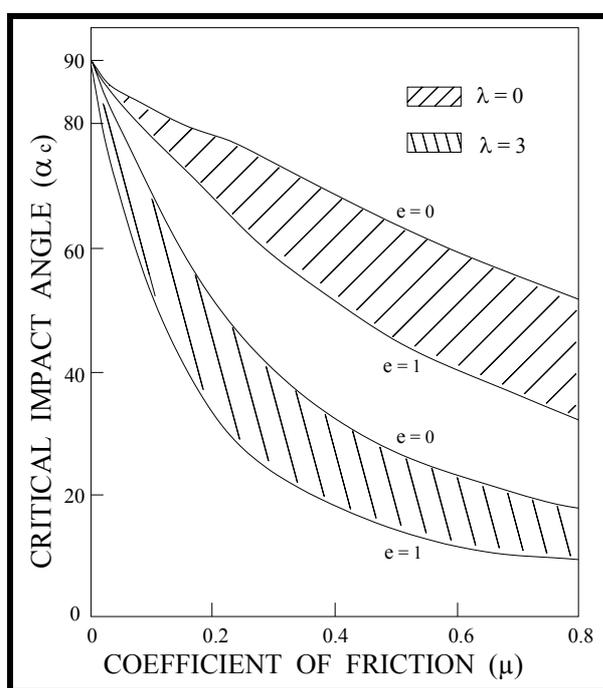


Fig. 2.11 Variación del ángulo crítico de impacto con el coeficiente de fricción para $\lambda=0$ y $\lambda=3$. Las bandas sombreadas representan la influencia de “e”, el cual yace en el intervalo 0-1. ^[31]

Bellman y Levy^[citados en 31] han propuesto que la condición de estado estacionario ocurre cuando una zona subsuperficial endurecida por trabajo actuando como un yunque se establece en el material erosionado^[26]. Esta zona ocurre por debajo de una superficie reblandecida, quizá recocida, causada por el calor localizado que es debida a la severa deformación plástica del material superficial, y posiblemente de la fricción superficial entre las partículas y la superficie de erosión. Las partículas impactantes actúan como martillos, extruyendo, luego forjando en frío, la superficie metálica reblandecida entre ellas y el yunque. La erosión en estado estacionario de un metal dúctil resulta cuando la condición mostrada en la figura 2.12 se establece. La distribución de durezas en la sección transversal que ocurriría en tal modelo fue verificada por la medición de la distribución de dureza de la sección transversal de una muestra erosionada. Los resultados de la prueba de microdureza para la aleación de aluminio 1100-O serán mostrados en la sección de aspectos de dureza.

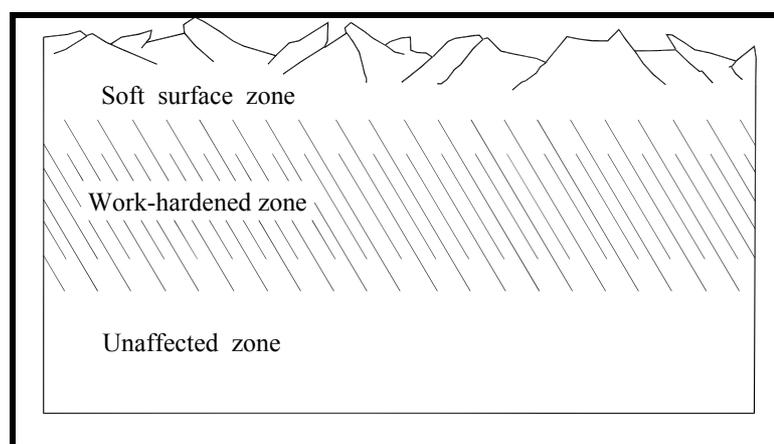


Fig. 2.12 Ilustración de la superficie suave y las capas endurecidas por trabajo.^[26]

El número de partículas requeridas para alcanzar el estado estacionario en un acero AISI 4340 fue independiente de la condición de tratamiento térmico. El acero 1020 requirió la misma masa para llegar al estado estacionario (100gr de erodente).^[26]

2.3. Materiales frágiles.

En estos materiales, la erosión ocurre por propagación e intersección de fisuras producidas por el impacto de las partículas. El mecanismo de fractura propuesto ha sido basado en el patrón producido cuando una sola partícula golpea una superficie^[3]. Casi todos los estudios analíticos han sido confinados a impactos perpendiculares con la suposición de que la componente normal de la velocidad puede ser usada para el impacto oblicuo.

El modelo de Fisuración Hertziana bajo un indentador esférico fue el primero en utilizarse en los inicios de la mecánica de fractura,^[3] es decir, a finales de los 70's. A una carga suficientemente grande, o velocidad de impacto, una fisuración en forma de anillo aparece alrededor del área de contacto y con el incremento de la carga la fisura se abre para formar el tronco de un cono. Al incrementarse la carga se conduce a un incremento en el número de fisuraciones concéntricas. El volumen de material removido por una partícula impactante es proporcional al volumen limitado por la fisuración externa y la profundidad de la fisura inicial. Cuando la mecánica de fractura fue desarrollada por Evans y sus colegas a finales de los 70's, la aproximación seguida involucró el comportamiento elasto-plástico.

En la Mecánica de Fractura de Indentación^[3], durante la carga una zona plásticamente deformada es formada debajo del indentador, y eventualmente a un umbral de carga una fisuración mediana se propagará hacia abajo, desde la base de la zona plástica, figura 2.13. Esta fisura no remueve material pero degrada la resistencia. En la descarga, los esfuerzos residuales, al menos para el vidrio, conducen a la propagación de fisuración lateral si la carga inicial está suficientemente arriba del umbral de la fisuración mediana. El volumen removido por una partícula individual es tomado como proporcional al volumen cilíndrico dado por el radio de la fisuración lateral y su profundidad.

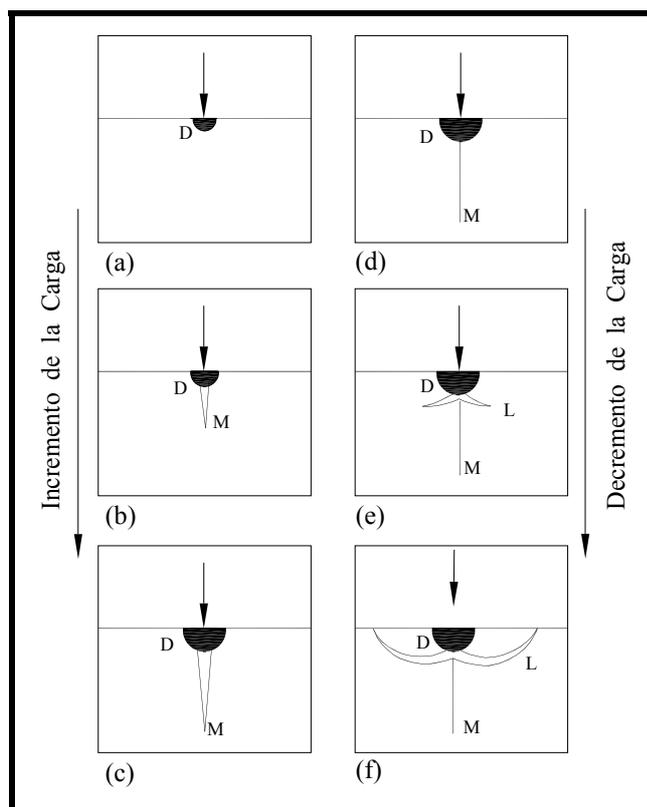


Fig. 2.13 Secuencia del mecanismo por fractura frágil.^[3]

A pesar de las diferencias entre la fisuración hertziana y modelos de indentador, ellos conducen a predicciones remarcadamente similares para los efectos del tamaño de partícula, velocidad y tenacidad a la fractura.^[3]

Cuando la velocidad y tamaño de la partícula decrecen, eventualmente las partículas no son capaces de iniciar fisuraciones y solo deformarán al material plásticamente.^[20] Esto se ilustra en la figura 2.14, en donde se muestran los valores de erosión para vidrio para cada uno de los tamaños de partícula utilizados. Se aprecia la transición del comportamiento frágil a dúctil cuando el tamaño de partícula se ha reducido a $9\ \mu\text{m}$.^[3]

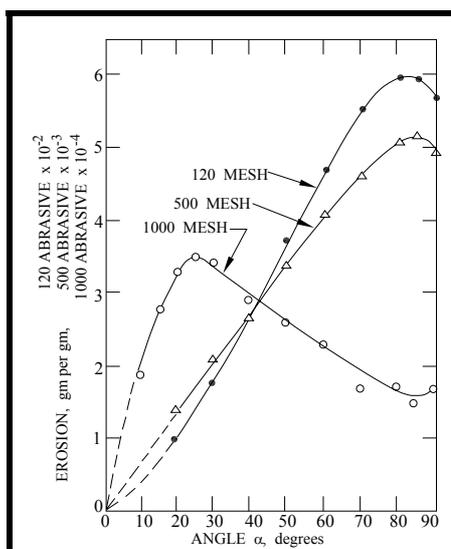


Fig. 2.14 Erosión del vidrio por SiC, a diferentes mallas, en función del ángulo de impacto. Escala de erosión 9 μm (malla 1000), $\times 10^{-4}$. Escala de erosión 21 μm (malla 500), $\times 10^{-3}$. Escala de erosión 127 μm (malla 127), $\times 10^{-2}$. [3]

Slikkerveer y coautores^[14] calcularon el umbral por debajo del cual la fisuración lateral para erosión por partículas sólidas no ocurre. El umbral aparente se refiere a la energía cinética mínima de una partícula (U_{th}) a la cual la fisuración todavía ocurre: [20,14]

$$U_{th} = 23225 E^{3/2} K_{Ic}^6 / H^{13/2} \quad (2.4)$$

donde E es el módulo de Young, K_{Ic} es la tenacidad a la fractura y H es la dureza del material (se considera partícula esférica para el cálculo de la masa).

Los umbrales calculados U_{th} (nJ) y el inicio de transición son: [20]

Pyrex: 30 y 17

Silicon: 32 y 21

Sodalime: 37 y 24

Feng y Ball^[10] experimentaron con cuatro materiales usando 7 diferentes erodentes (diámetro 63 a 1000 μm), Tabla 2.1, a velocidades de 33 a 99 m/s en ángulos de impacto

de 30, 60 y 90°. Los materiales fueron vidrio, alúmina, WC-7% Co y acero inoxidable 304. Los erodentes fueron acero, vidrio, sílica, alúmina, WC, SiC, y partículas de diamante.

Tabla 2.1 Propiedades de las partículas erodentes.^[10]

Partículas Erodentes	Dureza (HV)	Tenacidad (MPa m^{0.5})	Densidad (g cm⁻³)
Acero	286	50	7.8
Vidrio	540	0.2 – 0.7	2.55
Sílica	1100	1.2	2.67
Alúmina	1800	3 – 3.5	3.99
Carburo de Tungsteno	2200	5.0	15.7
Carburo de Silicio	2500	3.5 – 4.5	3.2
Diamante	8000	7 - 11	3.5

Una evaluación comparativa del desempeño relativo de todos los materiales ensayados se muestra en las figuras 2.15 y 2.16. Se observa que la resistencia a la erosión del acero inoxidable 304, relativamente suave, es mejor que el de la alúmina y WC-7% Co para partículas erodentes como el SiC cuando el ángulo es mayor a 40°. Por otra parte la resistencia a la erosión del más duro WC-7% Co y alúmina es mejor que el inoxidable para partículas erodentes más suaves como la sílica. El inoxidable 304 realmente es insensible a la dureza de la partícula. Sin embargo, los materiales duros, particularmente los frágiles son muy sensibles a la dureza y fragilidad de los erodentes. El vidrio siempre mostró una pobre resistencia a la erosión.

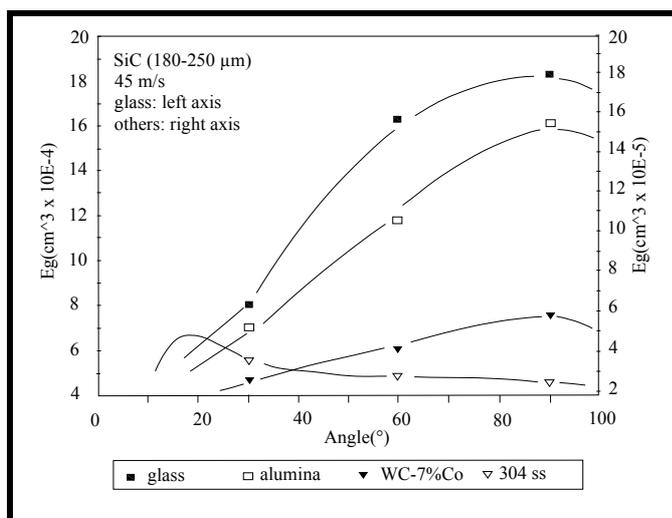


Fig. 2.15 Resistencia a la erosión contra ángulo. SiC como erodente.^[10]

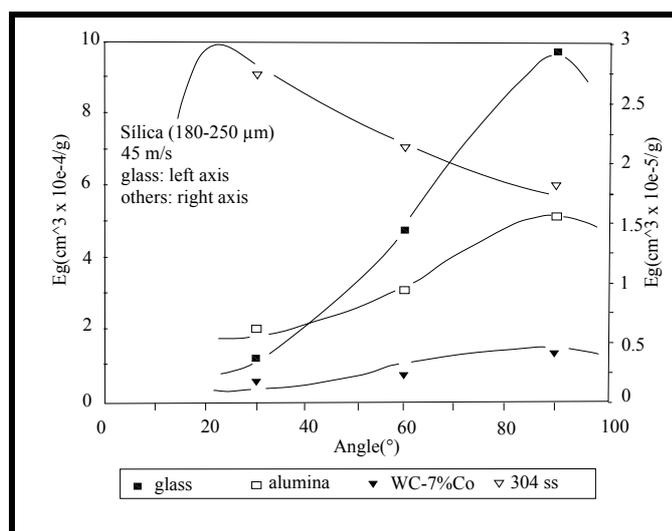


Fig. 2.16 Resistencia a la erosión contra ángulo. Sílica como erodente.^[10]

El mecanismo de erosión para el vidrio usando partículas irregulares está asociado con la formación e interacción de fisuras laterales. Con el impacto por partículas esféricas el modo de remoción de material está determinado por el tamaño de partícula y velocidad de impacto. La erosión de la alúmina policristalina está asociada con el astillamiento intergranular y la trituración de grano. La erosión del WC-7% Co está asociada con la combinación de los modos dúctil y frágil. El comportamiento a la erosión del inoxidable 304 está asociado con el corte, surcado y la acumulación de deformación.

3. INFLUENCIA DE LA DUREZA.

En la presente sección se presentarán los resultados de diversos investigadores referentes a la influencia de la dureza sobre la resistencia al desgaste erosivo en algunos materiales que se han considerado de interés para el desarrollo del presente trabajo.

3.1. Relaciones con la macrodureza.

Alan V. Levy^[25] presenta resultados de la resistencia a la erosión de diferentes microestructuras comentando que no es lo que se había estado esperando de los datos de dureza; la erosión se incrementa con el aumento en lugar que con el decremento de la dureza. Figuras 3.1 y 3.2.

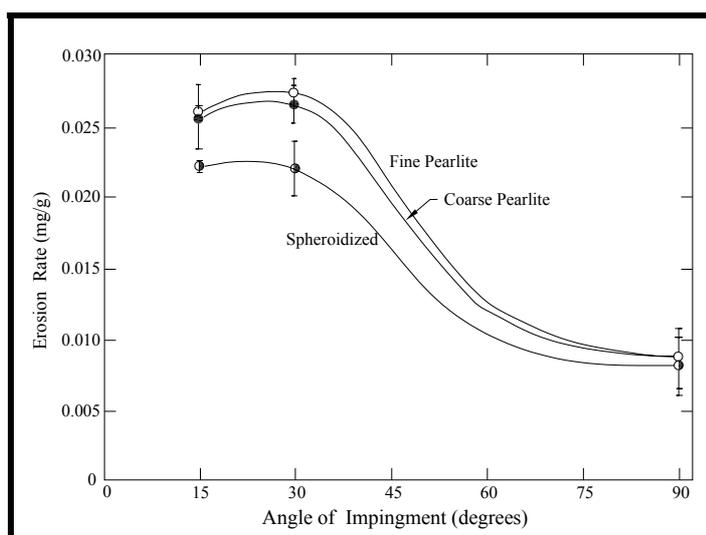


Fig. 3.1 Gráfica de la erosión contra el ángulo de impacto para un acero 1075 usando partículas de SiC de 240 μm de diámetro ($V_p = 30.5 \text{ m/s}$).^[25]

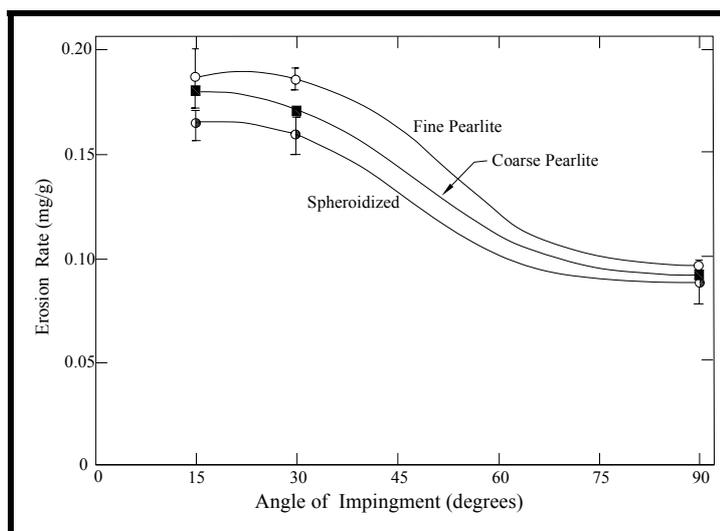


Fig. 3.2 Gráfica de la erosión contra el ángulo de impacto para un acero 1075 usando partículas de SiC de $240\ \mu\text{m}$ de diámetro ($V_p = 61\ \text{m/s}$).^[25]

G. Sundararajan^{[30][4]} comenta que la resistencia a la erosión de aceros a ángulo de impacto oblicuo ($15\text{-}30^\circ$) ha sido detalladamente caracterizado por un número de investigadores y la compilación de los datos relevantes es presentada en la figura 3.3. Esta figura ilustra claramente que dada una composición del acero, velocidad y ángulo de impacto y la naturaleza de la partícula erodente, la resistencia a la erosión de los aceros permanece casi constante con el incremento de la dureza.

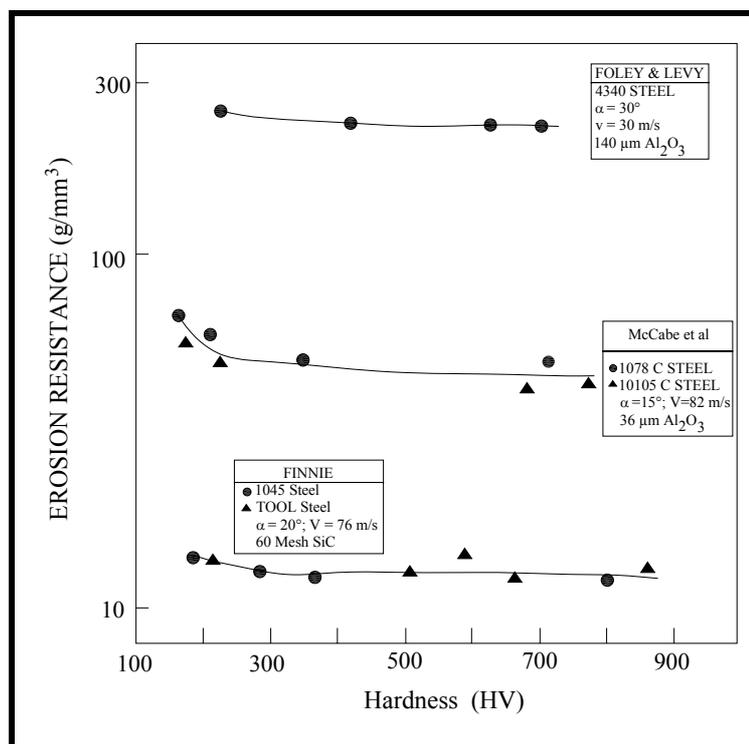


Fig. 3.3 Variación de la resistencia a la erosión experimentalmente observada de tres aceros con dureza de temple y revenido.^[30]

Iain Finnie^[3] muestra mediciones de volumen de material removido por erosión como función de la dureza Vickers, figura 3.4. Se observa que una gran cantidad de metales puros recocidos, muestran un volumen de material removido inversamente proporcional a la dureza Vickers medida antes de la erosión. Un incremento en el número de dureza por tratamiento térmico de los aceros, no tiene virtualmente efecto en la erosión.

Este efecto puede ser debido en parte al decremento en el endurecimiento por deformación con el incremento en el esfuerzo de cedencia. En adición, conforme la dureza en el acero se incrementa, la respuesta al ángulo ya no es típica de los metales dúctiles y eventualmente muestran comportamiento frágil. Antes del trabajado en frío, aunque se incremente la dureza, virtualmente no tiene efecto en la erosión, lo cual es razonable debido a que el esfuerzo de cedencia a muy altas deformaciones debería cambiar muy poco debido a la deformación previa.

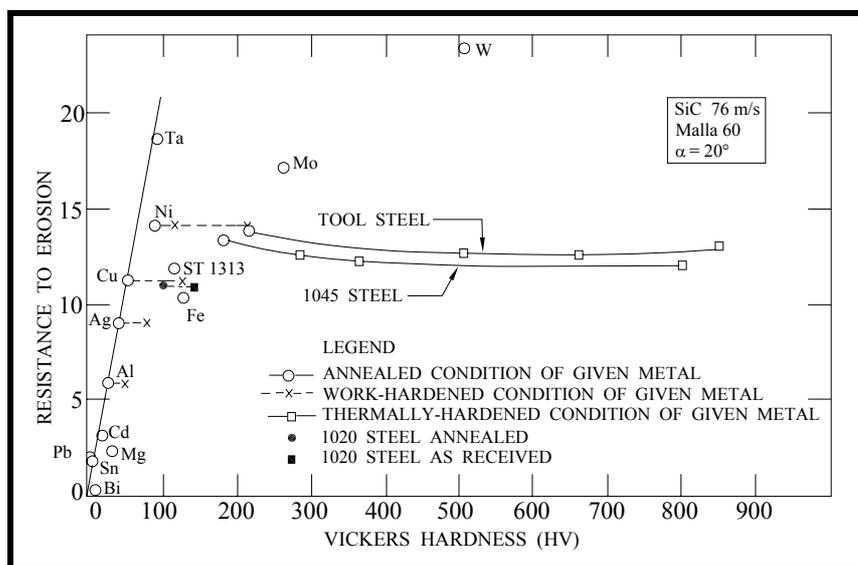


Fig. 3.4 Resistencia a la erosión contra dureza del material. ^[3]

T. Foley y Alan Levy^[26] señalan que para una familia dada de aleaciones de acero la resistencia al desgaste puede realmente incrementarse con el decremento de la dureza (más detalles serán vistos en el capítulo de Desgaste de Aceros al Carbono). La figura 3.5 ilustra este efecto en aluminio puro (1100-O) a la dureza de 23 HB, y un aluminio de alta resistencia (7075-T6) a la dureza de 150 HB. Este efecto solo es observado sobre un intervalo específico de dureza debido a que el aluminio o el acero incrementa su suavidad hasta que alcanza un punto en el cual el material no es lo suficientemente fuerte para resistir la fuerza erosiva del flujo de partículas y la resistencia a la erosión se disminuye otra vez. Para estos resultados, el autor no indica el ángulo de incidencia.

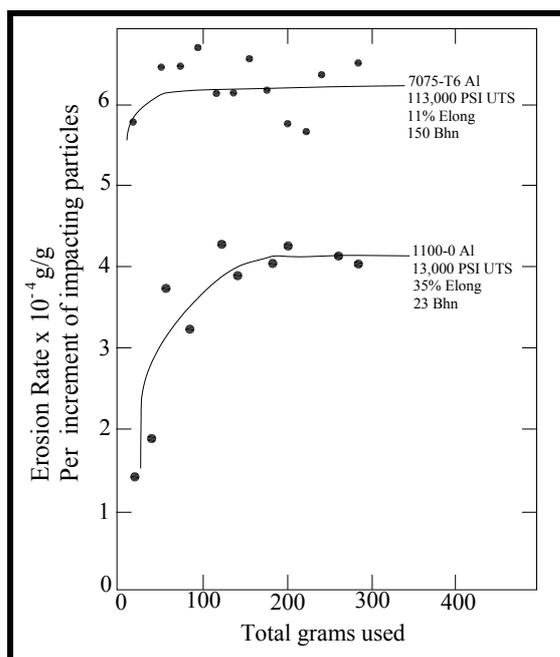


Fig. 3.5 Comportamiento de la erosión de Al 1100-0 y 7075-T6. Condiciones de prueba: Partículas de SiC de 280 μm , $V = 30 \text{ m/s}$.^[26]

Por otra parte, otros investigadores^[34] encontraron que la erosión tiende a incrementarse con un incremento en la dureza o resistencia tensil, y decrece con el mejoramiento de la ductilidad. Consecuentemente la relación entre la dureza y la resistencia a la erosión necesita ser clarificada. Levy y Jahanmir ^[citados en 33] concluyeron que es la ductilidad del acero (SAE 1075), más que la dureza, la que gobierna la cantidad de erosión. Un revés al hallazgo de que la ductilidad mejora la resistencia a la erosión ha sido observado y reportado por Foley y Levy^[26]. Parece haber un límite en el cual puede ser tratada el descenso de resistencia por ductilidad en ganancia en resistencia a la erosión.

McCabe y Sargent ^[33] mencionan que Finnie y coautores mostraron que el trabajo en frío previo a la erosión no tiene efecto en la resistencia a la erosión de los materiales dúctiles, lo cual los conduce a concluir que la dureza Vickers no puede ser usada para estimar la resistencia a la erosión. De hecho, fue encontrado por Sheldon y Kanhere ^[28] que el aluminio 6061 trabajado en frío se erosiona más rápido que el aluminio recocido de la misma composición arriba de una velocidad crítica de impacto.

C.K. Fang y T. Chuang^[15] muestran los resultados de pérdida de volumen contra ángulo de ataque para 5 materiales, Tabla 3.1, figura 3.6. Las condiciones experimentales fueron: Temperatura ambiente, 80% humedad relativa, SiC malla 24.

Tabla 3.1 Composición química de los 5 metales evaluados.^[15]

	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mg	Fe	Al	Zn
AISI 430	0.11	0.89	0.88	-	-	17.85	-	bal.	-	-
AISI 304	0.08	0.94	1.22	-	8.41	18.14	-	bal.	-	-
ARC-TEN	0.12	0.42	0.45	0.46	0.85	0.61	-	bal.	-	-
Latón	-	-	-	70.4	-	-	-	0.08	-	bal.
Al 6063	-	0.45	0.07	0.08	-	0.06	0.75	0.29	bal.	-

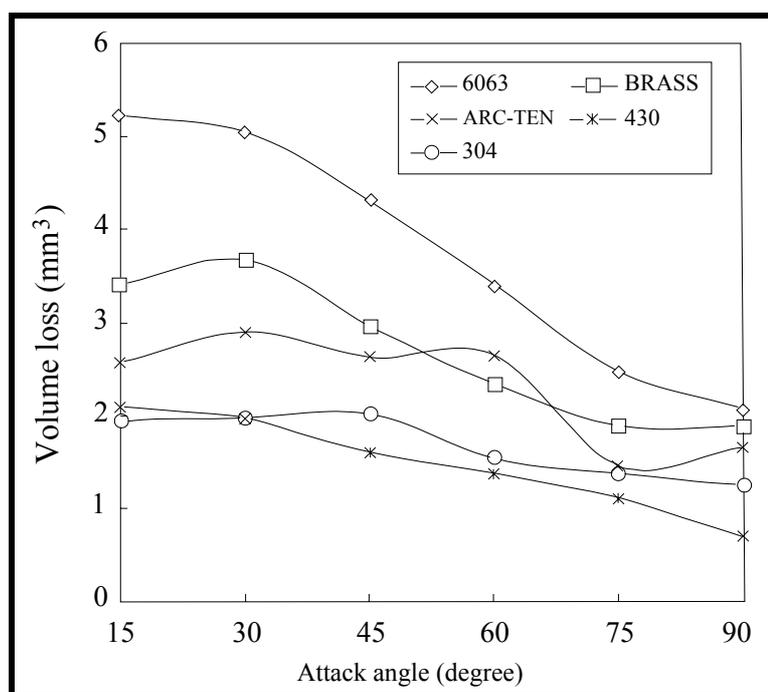


Fig. 3.6 Pérdida de volumen contra ángulo de ataque para 5 materiales.^[15]

En general, la secuencia de pérdida de volumen es 304 SS < 430 SS < Arc Ten < Latón < Al 6063. Los valores de HV^{-1} tienen la misma secuencia cuando se considera la dureza después de la erosión (figura 3.7), mientras no lo hace con las durezas anteriores a la

erosión. Consecuentemente, la dureza superficial después de la erosión está más relacionada a la pérdida de volumen que la de la anterior a la prueba.

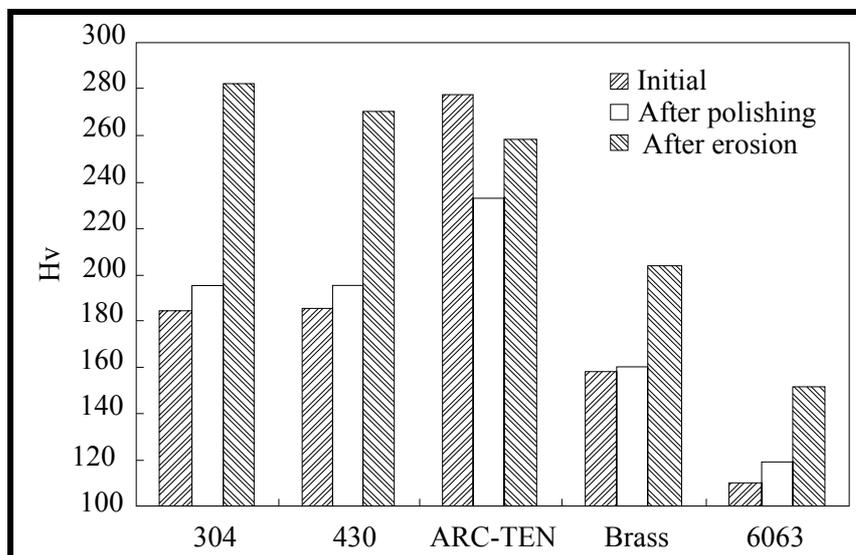


Fig. 3.7 Valores de dureza antes del ensayo, después del pulido, y después de la erosión.^[15]

Oka y coautores^[27] encontraron que la relación entre la erosión y la dureza del material es mejorada notablemente midiendo la dureza del material luego de la erosión en lugar de la dureza inicial, figura 3.8. Recientemente, Oka y coautores^[7] encontraron que el máximo daño de erosión y la forma de las curvas cambiaban monótonamente acorde a la dureza inicial del material. Ellos derivaron una ecuación en la cual la erosión es una función trigonométrica del ángulo de impacto y de la dureza del material.

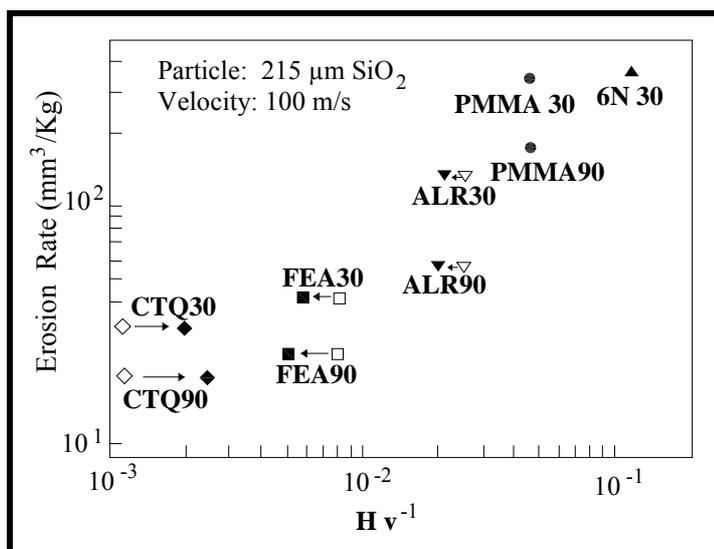


Fig. 3.8 Relación entre la erosión y el recíproco de los valores de dureza, ambos antes y después de las pruebas de erosión. CTQ: Carbon tool steel quenched; FEA: Iron annealed; ALR: Aluminium as received; PMMA: Polymethyl methacrylate; 6N: Nylon-6.^[27]

Gulden^[citado en 33] encontró que los aceros martensíticos 1095 no revenidos y con dureza 66 HRC se erosionaban de un modo frágil cuando se impactaron con cuarzo de 163 μm de diámetro a 153 m/s. Sólo el comportamiento dúctil fue observado para el 1045 con similar tratamiento térmico y valores de dureza ligeramente más bajos. Gulden postula la existencia de la respuesta frágil de la erosión la cual ocurre cuando la resistencia al esfuerzo de fluencia excede un valor mínimo. Gulden también encontró que la erosión decrece con el decremento de la dureza, en contraste con lo observado para materiales puros.

Estudios preliminares del comportamiento erosivo del acero 1050^[33], han revelado una mayor erosión para la microestructura martensítica de temple en agua que para la microestructura perlítica normalizada a la velocidad de 68 m/s usando Al_2O_3 de malla 240. A la velocidad más baja de 28 m/s, lo opuesto fue verdad. McCabe, Sargent y Conrad^[33] en acero 1078 concluyen que para la mayoría de los ángulos de impacto, el orden de microestructuras con el decremento de la erosión es: martensita, martensita revenida (62.1 HRC), perlita y esferoidita. Así, la erosión disminuye conforme

disminuye la dureza. La más grande desviación de esta tendencia ocurre a los ángulos más bajos (15°) y la velocidad más baja (42 m/s). Jones y Lewis^[citados en 33] han sugerido que el decremento en ductilidad debido al tratamiento térmico es más significativo en el desgaste erosivo que lo que es en el resultante incremento de dureza.

Aleaciones de alta dureza y baja ductilidad pueden mostrar su máximo de erosión a incidencia normal^[49]; un ejemplo para el acero AISI 52100 después de diferentes tratamientos térmicos se muestra en la figura 3.9. A durezas comparativamente bajas y alta ductilidad, el acero muestra características de comportamiento dúctil, mientras que con altas durezas éste muestra un comportamiento aparentemente frágil, aunque la examinación microscópica no muestra signos de fractura frágil. Los términos “dúctil” y “frágil”, en el contexto de la erosión deben ser utilizados con precaución.

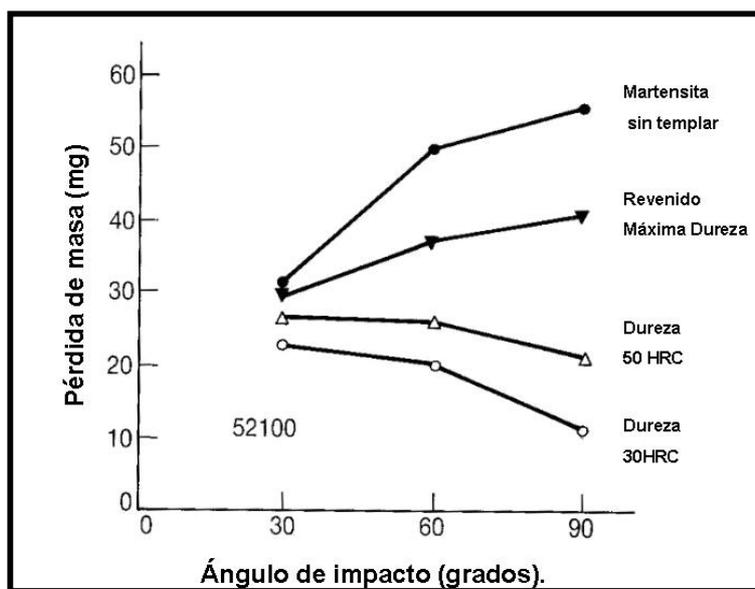


Fig. 3.9 Erosión del acero 52100 (1% C, 1.5% Cr) con diferentes microestructuras, como función del ángulo de impacto. Erodente: Sílica a 153 m/s.^[49]

3.2. Perfiles de microdureza.

Para comprender los cambios debidos a la deformación plástica en la zona adyacente a la superficie de erosión, principalmente aquellos cambios en los valores de dureza, se efectuó una revisión de resultados en los perfiles de microdureza de algunos metales erosionados. A continuación se presentan algunos de los resultados encontrados.

Lindsley y Marder^[8] realizaron medidas de microdureza en las muestras de aceros templados, y en latones. Las muestras templadas no mostraron cambios en la dureza en la zona de erosión y en la matriz del material, el promedio de dureza fue de 1260 en escala de dureza Knoop (Khn) (10g carga). El latón en estado de recocido se endureció a 225 Khn en la superficie mientras que su dureza base fue de solo de 170 Khn, y la muestra con 70% de trabajo en frío (CW) resultó con reblandecimiento superficial (figura 3.10).

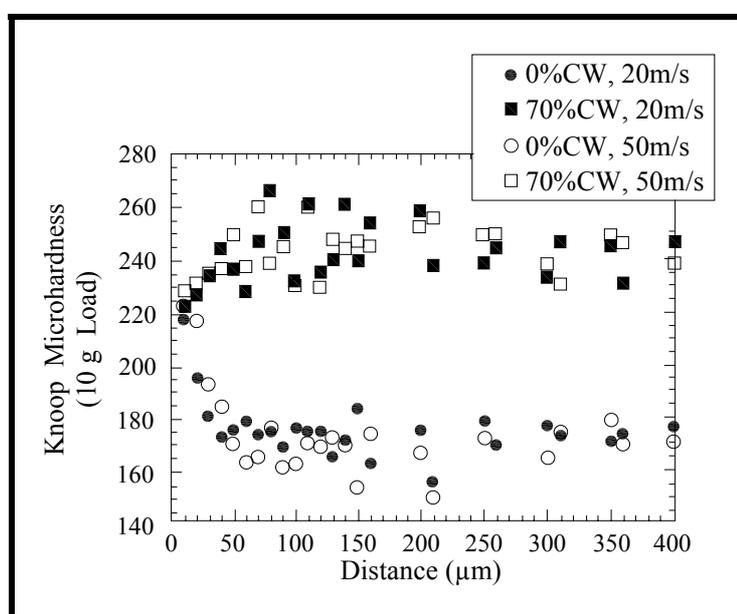


Fig. 3.10 Perfiles de microdureza Knoop para latón 0% y 70% trabajado en frío. Angulo de impacto 90°, alúmina de 355 µm, alimentados a 90 g/min.^[8]

La distribución de durezas en la sección transversal que ocurriría en el modelo de la condición de estado estacionario de Bellman y Levy fue verificada por la medición de la distribución de dureza de la sección transversal de una muestra erosionada^[26]. Los resultados de la prueba de microdureza para la aleación de aluminio 1100-O son mostrados en la figura 3.11.

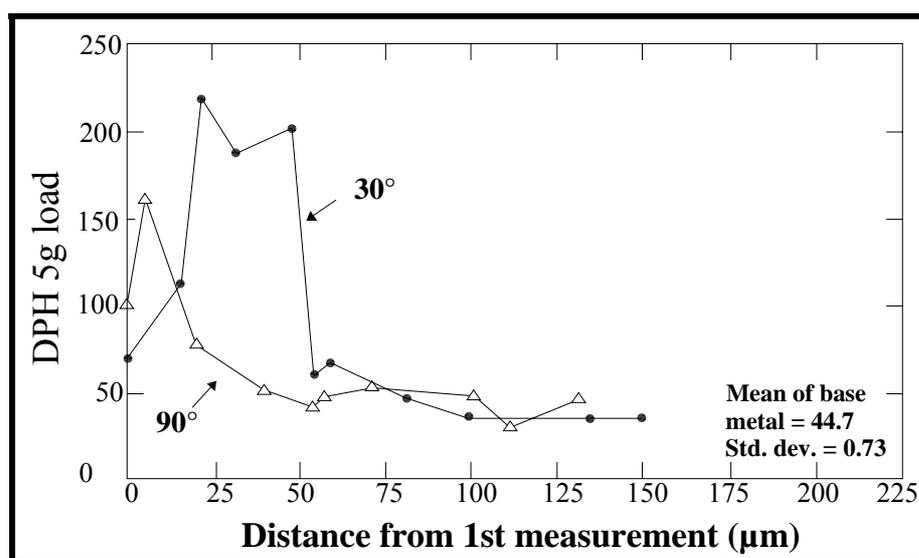
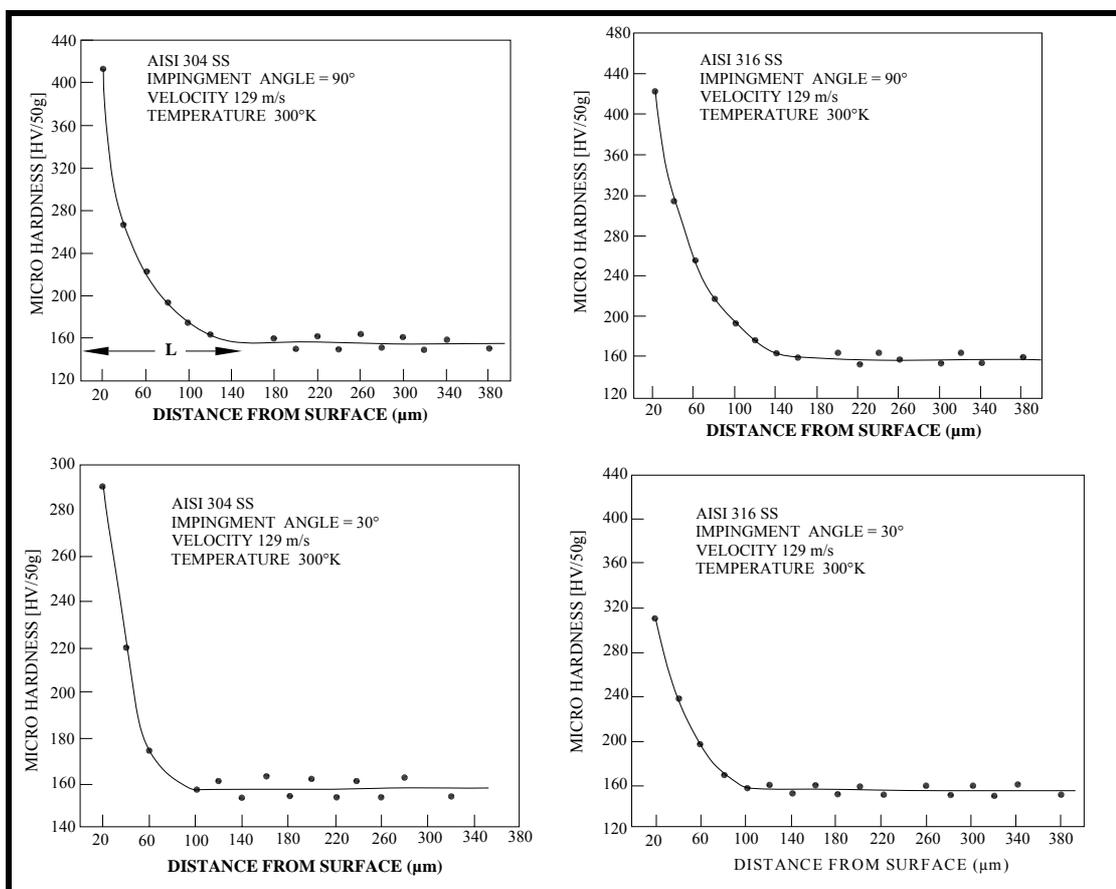


Fig. 3.11 Microdurezas de aluminio 1100-0 erosionado (SiC 250-300 μm , $V=60$ m/s).^[26]

Foley y Levy^[26] reportan evidencia en acero SAE 1020 de un área de superficie suave altamente deformada por debajo de la cual está una región subsuperficial endurecida en frío que está arriba de la matriz del material.

En el caso de los perfiles de microdureza de los aceros 304 y 316 SS reportados por Sing Trilok, Tiwari y Sundararajan,^[32] los valores decrecen suavemente con el incremento de la profundidad (figuras 3.12 y 3.13) hasta alcanzar el valor característico de la zona no deformada. En contraste con el caso del 410 SS (figura 3.14) muestra la presencia de una zona suave, extendiéndose a una profundidad de aproximadamente 50 μm de la superficie de erosión, independientemente del respectivo ángulo de impacto y de la velocidad.



Figs. 3.12 y 3.13 Variación de la microdureza de los aceros inoxidable 304 y 316 debajo de la superficie erosionada, a ángulos de 90° y 30° y velocidad de 129 m/s. ^[32]

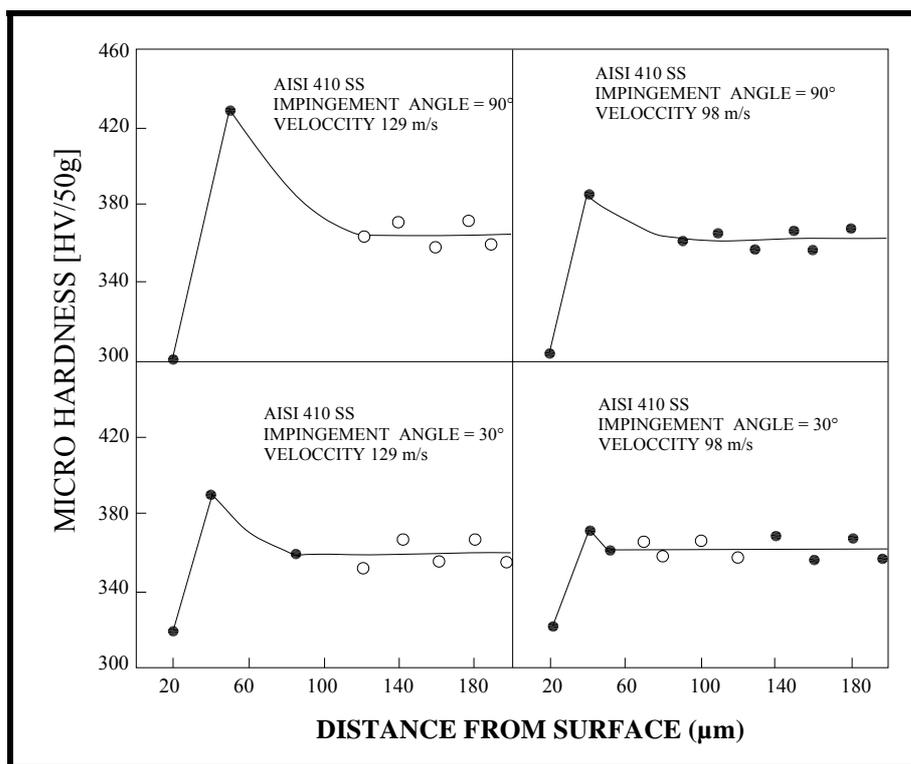


Fig. 3.14 Variación de la microdureza del acero inoxidable 410 debajo de la superficie erosionada, a ángulos de 90° y 30° y velocidades de 129 y 98 m/s.^[32]

Levin, DuPont y Marder^[37] realizaron perfiles de microdureza para medir la zona de deformación plástica sobre algunos recubrimientos por soldadura. Algunos de sus resultados se presentan en la figura 3.15.

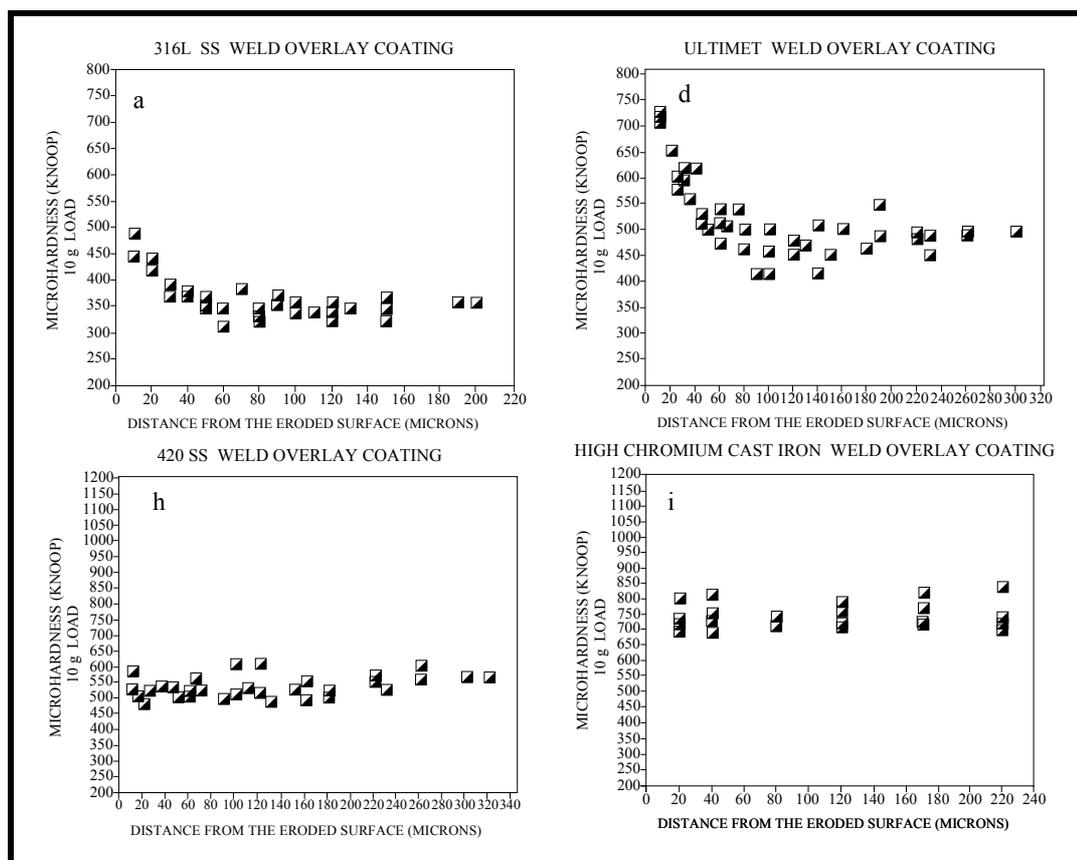


Fig. 3.15 Variación de la dureza como función de la distancia desde la superficie erosionada para algunos recubrimientos por soldadura.^[37]

4. DESGASTE DE ACEROS AL CARBONO.

Ambrisini y Bahadur^[34] relazaron estudios de desgaste en un acero 4140 con varios tratamientos térmicos. Se utilizó gas nitrógeno como flujo transportador de partículas de SiC de 125 μm , a una separación de 6 mm del material a impactar. El ángulo fue de 30° en todos los casos, así como la velocidad fue mantenida constante a 50 m/s, medida por el método de doble disco.

La variación de erosión fue graficada contra las propiedades mecánicas, las cuales están representadas en la Tabla 4.1. En las gráficas de la figura 4.1, las muestras de acero en las condiciones austenizadas y templadas en aceite no fueron incluidas debido a que este tratamiento térmico produjo martensita primaria la cual es frágil y está acompañada por una gran cantidad de esfuerzos residuales. De manera general, la erosión se incrementa con un incremento en la dureza, y un incremento en el esfuerzo último; pero decrece con el incremento de la ductilidad. No se presentó una tendencia discernible de la erosión en función de la tenacidad tensil y la resistencia al impacto, como se muestra en la figura 4.2. La observación general, aplicada a todos los casos, es que los cambios en erosión son muy pequeños aún cuando hay grandes cambios en términos de propiedades mecánicas.

Tabla 4.1. Propiedades mecánicas del acero 4140 tratado térmicamente.^[34]

Tratamiento Térmico	Dureza Rockwell	Esfuerzo último (MPa)	% Reducción de área	Tenacidad Tensil (J)	Tenacidad impacto (ft-lb)
Austenizado y templado en aceite (OQ)	55 HRC	1470	0.0	37	13
(OQ) y revenido a 260°C, 2 h	52 HRC	1715	28.8	198	13
(OQ) y revenido a 300°C, 2 h	49 HRC	1682	40.4	142	13
(OQ) y revenido a 370°C, 2 h	47 HRC	1549	29.4	120	15
(OQ) y revenido a 480°C, 2 h	44 HRC	1253	60.4	145	34
(OQ) y revenido a 595°C, 2 h	34 HRC	966	64.1	165	90
Austemperizado a 290°C, 1 h	51 HRC	1691	45.7	195	20
Austemperizado a 300°C, 1 h	49 HRC	1610	53.4	146	16
Austemperizado a 315°C, 1 h	49 HRC	1645	55.9	212	19
Austemperizado a 330°C, 1 h	48 HRC	1606	55.0	151	14
Austemperizado a 370°C, 1 h	45 HRC	1384	61.4	165	27
(Esferoidizado) OQ y revenido 705°C por					
6 h	96 HRB	704	72.5	172	154
12 h	95 HRB	647	73.4	194	140
18 h	92 HRB	641	73.8	183	151
Normalizado	33 HRC	998	30.6	209	20
Recocido	91 HRB	615	64.4	156	103
Austemperizado	Austemperizado 290°C 1h	70% martensita, 30% bainita			
	Austemperizado 300°C 1h	50% martensita, 50% bainita			
	Austemperizado 315°C 1h	35% martensita, 65% bainita			
	Austemperizado 330°C 1h	15% martensita, 85% bainita			
	Austemperizado 370°C, 1h	100% bainita inferior			

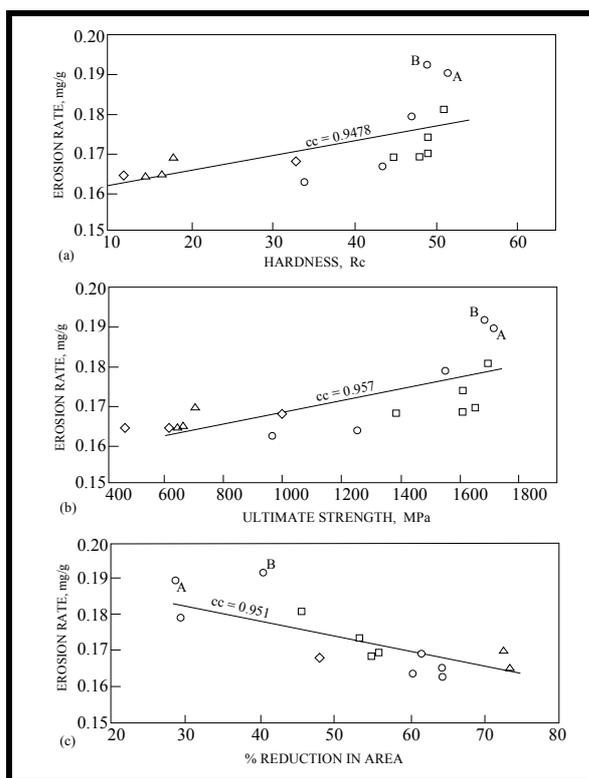


Fig. 4.1. Variación de la erosión del acero AISI 4140 con respecto a (a) Dureza, (b) Esfuerzo último, (c) % de reducción de área. „ Templado y revenido, \circ Austemperizado, Δ Esferoidizado, \diamond Recocido y normalizado. [34]

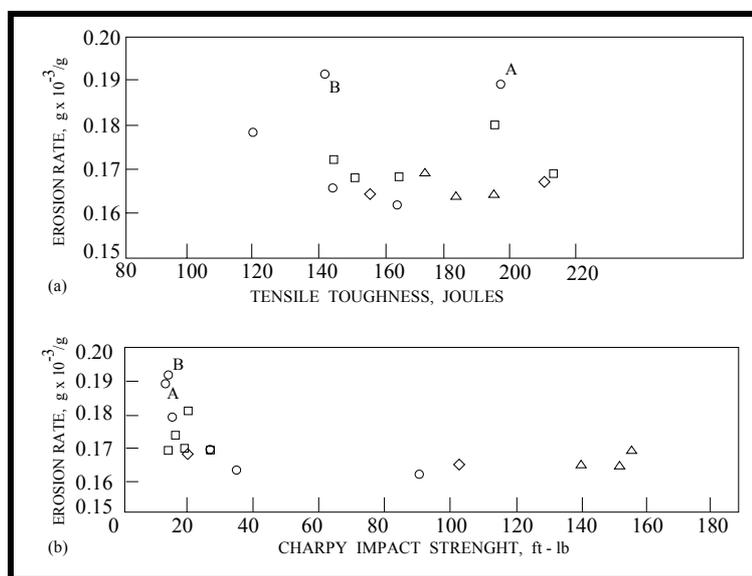


Fig. 4.2. Variación de la erosión del acero AISI 4140 con respecto a: (a) Tenacidad a la tensión, (b) Resistencia al impacto Charpy. „ Templado y revenido, \circ Austemperizado, Δ Esferoidizado, \diamond Recocido y normalizado. [34]

A. Magnée^[2] presenta en la figura 4.3, la evolución del desgaste de acero al carbono, de 1.5% Cr y de un hierro vaciado al alto cromo, como función de la dirección de incidencia de partículas de cuarzo (morfología virtualmente esférica y diámetro promedio de 1 mm). El acero suave es caracterizado por tener su máximo desgaste correspondiente a impacto oblicuo. Los grados más endurecidos muestran máximo desgaste bajo impactos normales.

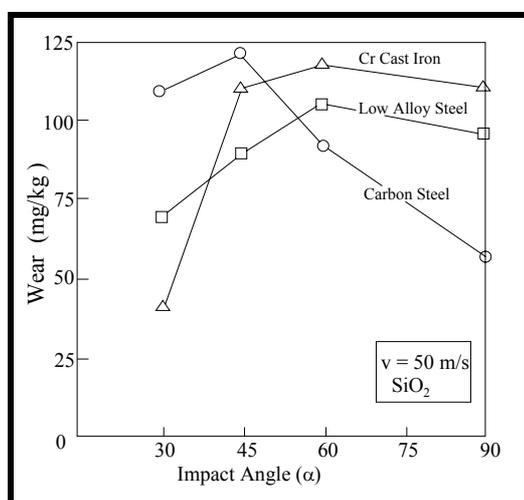


Fig. 4.3 Influencia del ángulo de impacto en el comportamiento del material, según Magnée.^[2]

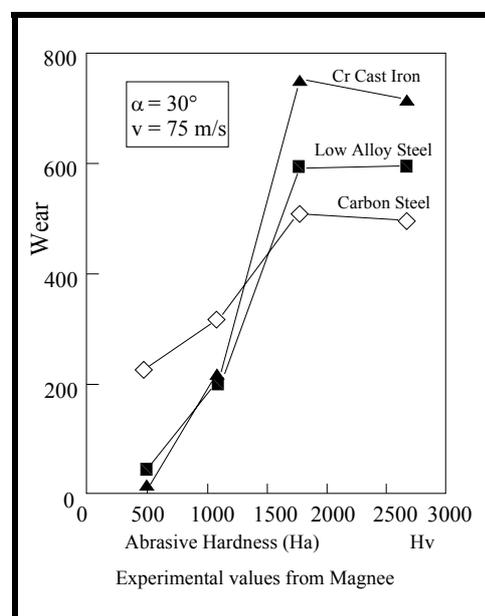


Fig. 4.4 Influencia de la dureza de las partículas erosivas en el comportamiento del material, según Magnée.^[2]

En la figura 4.4, se muestra la importancia de la dureza de las partículas erosivas en la magnitud del desgaste por erosión. Esto indica que una posible solución para materiales erosivos de baja dureza no es necesariamente la solución para el desgaste con el uso de partículas más duras.

Un importante parámetro, en adición a la dureza, es la tenacidad de la aleación. Un ejemplo es el tratamiento de una fundición de hierro hipereutéctica (35% Cr - 4.3 %C) con dureza de 740 HV; la cual muestra una resistencia a la erosión menor que el acero al carbono con dureza de 200 HV, cuando son erosionadas con cuarzo. El pobre comportamiento de esta fundición de hierro es debida a la exposición y fractura de los carburos tipo M_7C_3 en la matriz martensítica.^[2]

D.J. O'Flynn, Bingley y coautores^[16] experimentaron sobre dos aceros, uno eutectoide y otro de baja aleación, cuyas composiciones químicas se muestra en la Tabla 4.2. Realizaron ensayos sobre una gran gama de tratamientos térmicos los cuales se describen en la Tabla 4.3. Los ángulos empleados fueron de 8, 30 y 90°, a velocidades de 15, 25 y 35 m/s. El erodente empleado fue arena olivina fina. Se determinó la magnitud de erosión luego del uso de 600 g de partículas. En la Tabla 4.4 se presentan los resultados de las pruebas de erosión. Las Tablas 4.5 y 4.6 dan detalles de las propiedades mecánicas.

Tabla 4.2 Composiciones químicas (% en peso)^[16]

Steel	C	S	P	Mn	Si	Ni	Cr	Cu	Mo	Al
EN 42	0.72	0.023	0.010	0.69	0.21	0.02	0.02	-	0.001	0.008
EN 24	0.43	0.05	0.034	0.65	0.23	1.31	1.30	0.21	0.291	0.053

Tabla 4.3 Tratamientos térmicos usados para obtener las diferentes microestructuras.^[16]

No	Microestructura	Acero	HRC	Proceso de tratamiento térmico
1	Perlita	EN 42	16	850°C/1h, enfriado rápidamente a 690°C. Isotérmicamente transformado a 690°C, enfriado al aire.
2	Esferoidita	EN 42	16	850°C/1h, enfriado rápidamente a 570°C. Isotérmicamente transformado a 570°C, enfriado al aire. Revenido a 700°C/24h, enfriado al aire.
3	Perlita	EN 24	25	850°C/1h, enfriado rápidamente a 620°C. Isotérmicamente transformado a 620°C, enfriado al aire.
4	Bainita superior	EN 24	35	850°C/1h, enfriado rápidamente a 400°C. Isotérmicamente transformado a 400°C, enfriado al aire.
5	Bainita inferior	EN 24	45	850°C/1h, enfriado rápidamente a 320°C. Isotérmicamente transformado a 320°C, enfriado al aire..
6	Martensita	EN 24	55	850°C/1h, templado en aceite.
7	450°C Martensita revenida	EN 24	45	850°C/1h, templado en aceite. Revenido a 450°C/1/2h, enfriado al aire.
8	550°C Martensita revenida	EN 24	40	850°C/1h, templado en aceite. Revenido a 550°C/1h, enfriado al aire.
9	650°C Martensita revenida	EN 24	35	850°C/1h, templado en aceite. Revenido a 650°C/1h, enfriado al aire.
10	700°C Martensita revenida	EN 24	24	850°C/1h, templado en aceite. Revenido a 700°C/24h, enfriado al aire.
11	Mezcla bainita-martensita (50-50)	EN 24	46	850°C/1h, enfriado rápidamente a 400°C. Isotérmicamente transformado a 400°C/3.30 min, enfriado en agua.
12	Mezcla perlita -martensita (50-50)	EN 24	28	850°C/1h, enfriado rápidamente a 620°C. Isotérmicamente transformado a 620°C/45 min, enfriado en agua.

Tabla 4.4 Erosión en estado estacionario para todas las condiciones de prueba.^[16]

Microestructura	Erosión en estado estacionario ($\text{mm}^3 \text{kg}^{-1}$)								
	Impacto a 15 ms^{-1}			Impacto a 25 ms^{-1}			Impacto a 35 ms^{-1}		
	8°	30°	90°	8°	30°	90°	8°	30°	90°
Perlita en EN 42	3.234	1.535	0.335	5.377	3.603	2.04	13.50	8.335	5.029
Esferoidizado	1.759	0.924	0.426	4.877	3.389	1.89	22.01	11.05	5.283
Perlita en EN 24	1.447	0.400	0.307	2.428	2.322	1.42	6.284	7.596	5.235
Bainita superior	2.138	1.293	0.335	4.291	3.812	2.78	12.12	7.143	4.320
Bainita inferior	3.234	1.400	0.649	19.05	9.549	4.00	20.08	12.04	7.531
Martensita	1.759	1.592	1.325	4.453	2.538	2.04	11.63	9.509	6.543
Martensita revenida a 450°C	2.919	1.942	0.914	11.14	7.311	3.94	20.89	13.07	8.318
Martensita revenida a 550°C	4.277	2.153	0.607	15.99	6.732	4.12	30.35	22.88	11.92
Martensita revenida a 650°C	1.251	1.100	0.467	6.826	6.121	2.70	10.76	10.49	4.514
Martensita revenida a 700°C	1.418	1.242	0.698	8.719	4.943	2.26	40.05	22.61	10.48
Mezcla bainita-martensit (50-50)	5.944	3.395	1.632	21.95	11.58	6.40	17.31	15.66	10.94
Mezcla perlita-martensit (50-50)	4.398	3.277	3.348	12.79	7.683	3.74	19.88	10.79	6.161

Tabla 4.5. Propiedades tensiles a temperatura ambiente.^[16]

Microestructura	Yield stress (MNm^{-2})	True UTS (MNm^{-2})	True fracture stress (MNm^{-2})	True fracture strain ^a	True uniform strain	Toughness (MNm^{-2})
EN 42 steels						
Pearlite	300	738	1035	0.317	0.147	228
Spheroidized	302	606	947	0.803	0.129	584
EN 24 steels						
Pearlite	579	924	1442	0.956	0.094	1093
Upper bainite	959	1282	1383	0.231	0.055	296
Lower bainite	1298	1610	1891	0.639	0.062	1100
Martensite						
450°C tempered martensite	1253	1406	1582	0.511	0.035	759
550°C tempered martensite	1088	1269	1925	0.944	0.062	1482
650°C tempered martensite	904	1075	1432	0.791	0.083	971
700°C tempered martensite	714	848	1693	1.172	0.108	1439
Bainite-martensite (50-50 mixture)						
Pearlite-martensite (50-50 mixture)	555	908	1410	0.925	0.088	1036

^aBased on reduction in area

Tabla 4.6. Propiedades tensiles a alta temperatura.^[16]

Microestructura	Cedencia (MNm ⁻²)		UTS verdadero (MNm ⁻²)		Esfuerzo de fractura verdadero (MNm ⁻²)		Deformación a la fractura verdadero ^a		Tenacidad (MNm ⁻²)	
	200°C	300°C	200°C	300°C	200°C	300°C	200°C	300°C	200°C	300°C
Aceros EN 42										
Perlita	260	140	686	823	875	877	0.466	0.212	343	837
Esferoidizado	270	250	540	593	952	1116	0.900	1.015	632	817
Aceros EN 24										
Perlita	524	409	828	848	1630	1769	1.022	1.075	1202	1343
Bainita superior	884	979	1124	1171	1752	1721	0.600	0.628	840	888
Bainita inferior	1248	1273	1569	1620	2067	2143	0.644	0.814	1154	1501
Martensita		1498		1737		2829		1.042		2339
Martensita revenida a 450°C	1048	1198	1328	1393	1981	2276	0.710	0.875	1156	1578
Martensita revenida a 550°C	1048	994	1120	1248	1833	1840	0.875	0.739	1275	1117
Martensita revenida a 650°C	674	744	888	1000	1484	1836	1.109	1.001	1289	1374
Martensita revenida a 700°C	484	464	770	812	1154	1933	0.733	1.180	674	1534
Mezcla bainita-martensit (50-50)	1523	1348	1887	1555	2575	2485	0.416	0.963	909	1919
Mezcla perlita-martensit (50-50)	549	524	911	1015	1230	1565	0.476	0.711	484	860

^aBasado en reducción de área

Bingley y coautores^[citados en 16] encontraron que las propiedades a alta temperatura explican satisfactoriamente el comportamiento erosivo de los aceros bajo investigación. Las relaciones empíricas examinadas bajo cada condición de erosión se dan en la figura 4.5. Se observa que existe una tendencia a una relación lineal entre la erosión y $1/U_t \epsilon_U$, donde:

U_t : Tenacidad del material erosionado.

ϵ_U : Deformación uniforme a la estricción.

D.J O'Flynn deriva una ecuación para este comportamiento, la cual está dada por:^[16]

$$E_{\square} = V^2 [a \cos^4 \alpha + b \sin^2 \alpha] / U_t \epsilon_U \quad (4.1)$$

a y b son constantes del mecanismo de corte y del mecanismo de formación de labio o plaqueta, respectivamente.

Debe de ser notado que la ecuación anterior no predice el pico en la erosión con el ángulo de impacto como es comúnmente observado para materiales dúctiles. Sin embargo, sus resultados experimentales no muestran tal pico tampoco, o al menos sugiere que el pico ocurre a ángulos inferiores a 8° . Lo anterior puede ser debido a que el dispositivo de erosión usado fue el acelerador centrífugo. Se ha recolectado evidencia de que este dispositivo induce rotación de la partícula, lo cual incrementa la eficiencia del corte a bajo ángulo.

La eficiencia de erosión η , es definida como la fracción de la energía cinética usada en la remoción de material. Se llega a una expresión de la forma:^[16]

$$\eta = 2 c / \varepsilon_U \quad (4.2)$$

Donde c, se espera que sea dependiente de las características de las partículas impactantes y el efecto que estas características tienen en el flujo plástico del material blanco.

Esto conduce a eficiencias de erosión de entre 1.7 y 4.1% (dependiendo del valor de ε_U) para erosión a 8° y 35 m/s . La eficiencia de erosión es significativamente menor (0.6 - 1.5%) para condiciones de erosión similares a 90° ; y con valores intermedios a 30° .

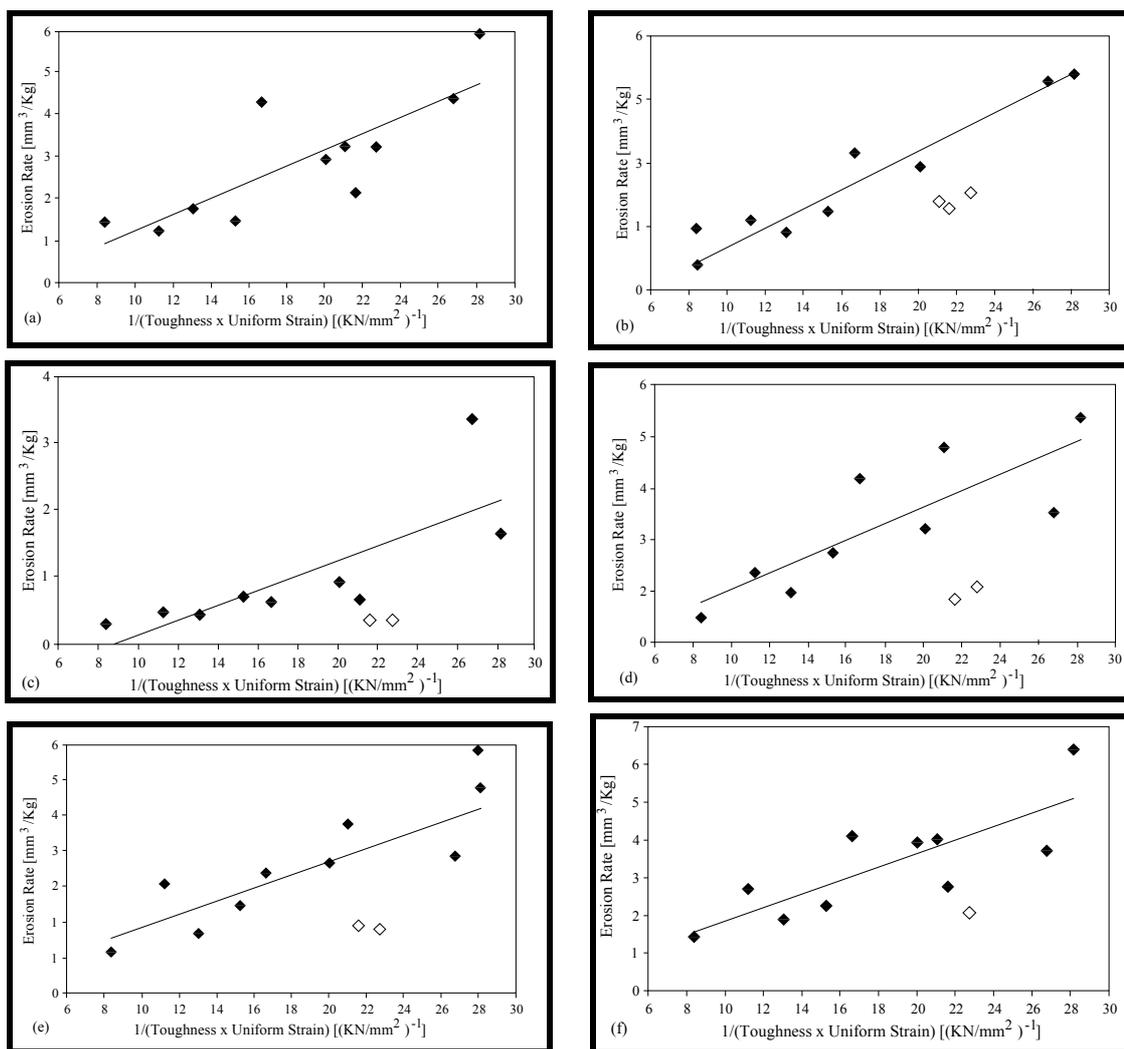


Fig. 4.5. Erosión contra $1/ U_t \epsilon_U$ usando datos de propiedades mecánicas (M.P.) a alta temperatura. (CONTINUA)

	Angulo	Velocidad	M.P. Temperatura
a)	8°	15 m/s	200°C
b)	30°	15 m/s	200°C
c)	90°	15 m/s	200°C
d)	8°	25 m/s	200°C
e)	30°	25 m/s	200°C
f)	90°	25 m/s	200°C
g)	8°	35 m/s	300°C
h)	30°	35 m/s	300°C
i)	90°	35 m/s	300°C

Los resultados eliminados están señalados con puntos abiertos.^[16]

(CONTINUACIÓN DE FIG. 4.5.)

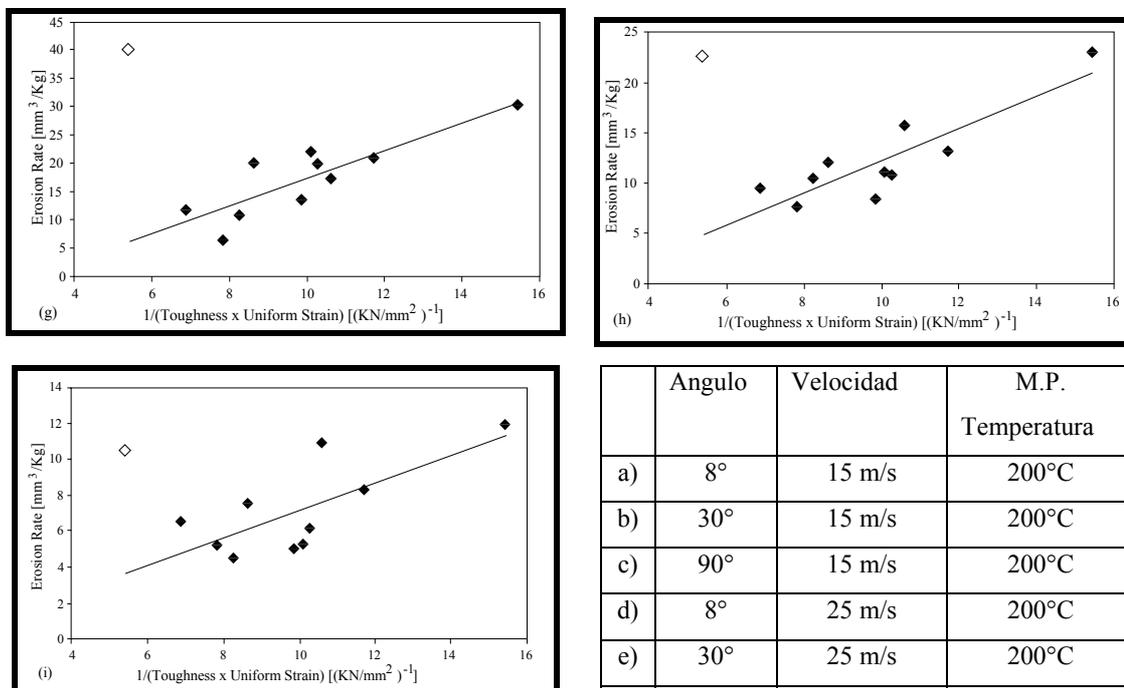


Fig. 4.5. Erosión contra $1/ U_t \epsilon_U$ usando datos de propiedades mecánicas (M.P.) a alta temperatura.

	Angulo	Velocidad	M.P. Temperatura
a)	8°	15 m/s	200°C
b)	30°	15 m/s	200°C
c)	90°	15 m/s	200°C
d)	8°	25 m/s	200°C
e)	30°	25 m/s	200°C
f)	90°	25 m/s	200°C
g)	8°	35 m/s	300°C
h)	30°	35 m/s	300°C
i)	90°	35 m/s	300°C

Los resultados eliminados están señalados con puntos abiertos.^[16]

Gráficas de log erosión vs log velocidad mostraron que el valor del exponente n es de aproximadamente 2.4^[16] (Ver ecuación 5.1), aunque hubo indicación que podía ser más grande para ángulos mayores. En la caracterización de la microdureza, las probetas muestran un incremento en la dureza durante el desgaste erosivo.

Alan V. Levy^[25] determinó los efectos de la microestructura en dos aceros dúctiles en su comportamiento al desgaste erosivo. Uno fue el acero AISI 1075 en sus formas esferoidizada, perlita fina y perlita gruesa. El otro fue el AISI 1020 en tres condiciones esferoidizadas. Los resultados se resumen a continuación:

Acero 1075

La resistencia a la erosión de diferentes microestructuras no es lo que se había estado esperando de los datos de dureza; la erosión se incrementa con un incremento de la dureza, como se puede observar en las gráficas de las figuras 4.6 y 4.7.

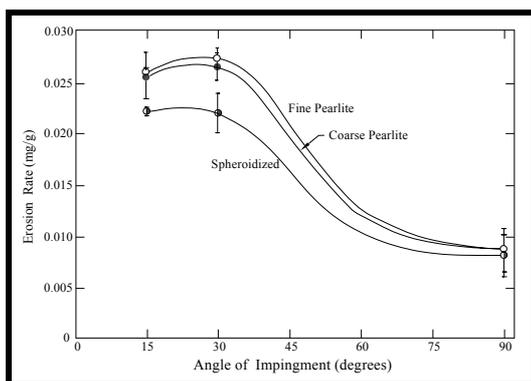


Fig. 4.6. Gráfica de la erosión vs. Ángulo de impacto para el acero 1075 usando partículas de SiC de 240 μm de diámetro. ($V_p = 30.5 \text{ m/s}$)^[25]

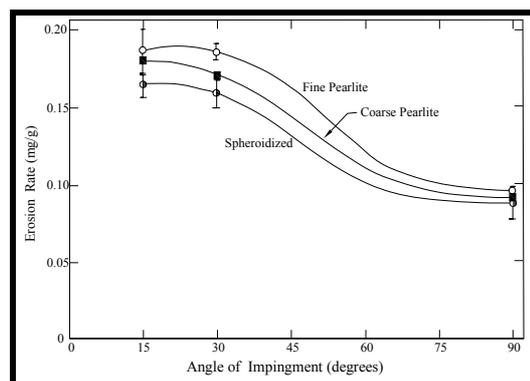


Fig. 4.7. Gráfica de la erosión vs. Ángulo de impacto para el acero 1075 usando partículas de SiC de 240 μm de diámetro. ($V_p = 61 \text{ m/s}$)^[25]

Resultados de pruebas de impactos individuales mostraron que la perlita y las estructuras esferoidizadas exhibieron mecanismos de erosión marcadamente diferentes. Los aceros perlíticos mostraron típicamente fractura de las láminas de perlita. Este tipo de superficie de fractura sería el esperado debido a la fragilidad de la cementita. Debido a que la matriz de ferrita es muy suave y dúctil, parece ser desplazada dejando expuestas las láminas de perlita. El acero esferoidizado en los impactos individuales no mostraron fisuración severa, más bien exhibieron un mecanismo en el cual la matriz de ferrita fue plásticamente deformada con las partículas de carburo yaciendo cerca de o en la superficie de impacto.^[25]

También se hace notar que las láminas de cementita bajo la superficie están siendo dobladas en el proceso de la formación del cráter. La deformación de la cementita indica la extensión y dirección del flujo plástico por debajo de la superficie. En muchas instancias esta cementita fue doblada sin la fractura. Levy concluye que existe una

compresión hidrostática directamente por debajo del punto de impacto de una partícula. Esto es mostrado por el bandeo de algunas de las laminillas de carburo de la perlita sin que ocurra su fractura.^[25]

La sección transversal de las muestras impactadas con varias partículas mostraron la formación de microfisuras debajo de la superficie. A la velocidad de 61 m/s y 30.5 m/s y ángulos de 15 y 30° la estructura esferoidizada mostró fisuraciones a la profundidad de 20 μm . Bajo las mismas condiciones, el acero perlítico mostró fisuraciones más cerca de la superficie (3-6 μm). A 90°, 61 m/s, tanto el esferoidizado como las estructuras perlíticas mostraron que la mayoría de las fisuraciones subsuperficiales ocurrieron en o muy cerca de la capa plásticamente deformada.^[25]

Acero 1020:

La figura 4.8 es una curva del comportamiento erosivo de las 3 microestructuras esferoidizadas, y la distribución de carburos se presenta en la Tabla 4.7. Se puede observar que la cantidad de erosión en la corrida 2 es 33% menor que en la corrida 1 en la condición de estado estacionario. Lo anterior debido a que los esferoides frágiles fueron consolidadas en un menor número de partículas más grandes. Esto permitió que ocurriera mayor deformación plástica sin remoción de material y la erosión fue reducida.

Tabla 4.7 Datos microestructurales de los aceros 1020 esferoidizados.^[25]

Corrida	Espaciamiento promedio entre carburos	Tamaño promedio de los carburos	Dureza (HRB)
1	3.4 μm	0.5 μm	30
2	5.67 μm	1 μm	25
3	10 μm	3 μm	10

En la corrida 3 las partículas de carburo han sido consolidadas a tal grado que no juegan un rol efectivo en el fortalecimiento del acero el cual asumió completamente las características de baja resistencia de la matriz ferrítica.

Se comprueba que las variaciones microestructurales que cambian la ductilidad sólo tienen un efecto positivo en el comportamiento a la erosión sobre un intervalo limitado; fuera de este intervalo la erosión se revierte a una función inversa de la resistencia o la dureza.

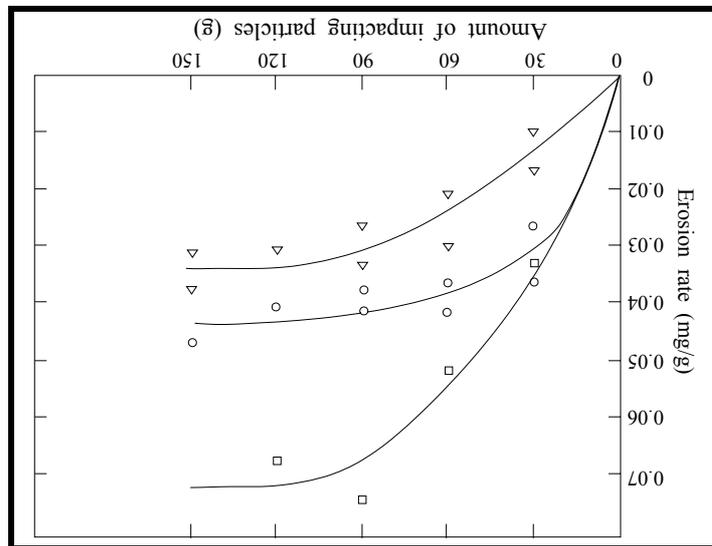


Fig. 4.8 Erosión de microestructuras esferoidizadas en el acero 1020. ($\alpha=30^\circ$, $V=30.5$ m/s), " Corrida 1 (30 HRC), Δ Corrida 2 (25 HRC), \circ Corrida 3 (10 HRC).^[25]

T. Foley y A. Levy^[26] estudiaron el comportamiento de los aceros AISI 4340, 1020 y 304, en condiciones de erosión con partículas irregulares de Al_2O_3 con tamaño promedio 140 μm . La distribución de tamaños se muestra en la Tabla 4.8. El promedio de carga por prueba fue de 300g. La velocidad de la partícula medida por el método de doble disco, fue de 30, 60, y 90 m/s, a ángulos de impacto de 30 y 90°.

Tabla 4.8. Distribución de tamaños de partícula Al_2O_3 .^[26]

Particle size distribution	Average particle size, 140 μm
Particle size range (μm)	Frequency (%) of particle sample in range
> 177	Negligible
149-176	14.6
126-148	46.0
106-125	26.0
<105	13.4

Los tratamientos térmicos efectuados en cada aleación fueron:

1020: carburos esferoidizados por 10, 30, y 50 hrs. El acabado superficial fue hasta el desbaste con abrasivo malla 600.

4340: Austenizado y templado en aceite, sin revenir; revenidos a 200°C; revenidos a 500°C; esferoidizados a 700°C, 30 hr. El acabado superficial fue de 16 μm r.m.s, o menor, antes del ensayo.

En los resultados para la aleación 1020 se observó una tendencia de incremento en la resistencia a la erosión con el decremento de la dureza, como se muestra en la figura 4.9.

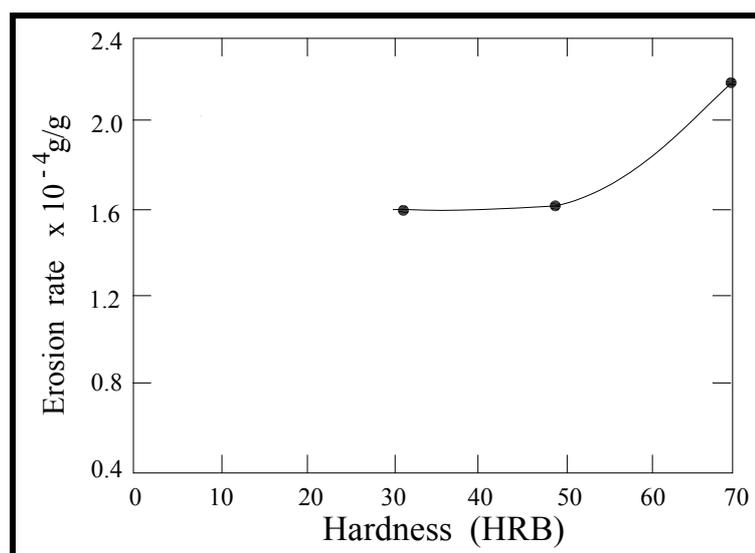


Fig. 4.9. Erosión contra dureza para el acero AISI 1020 (Al_2O_3 140 μm , $\alpha=30^\circ$, $V=60$ m/s).^[26]

También se establecen diferencias en erosión de los aceros en estado de laminación en caliente y en frío, ver Tabla 4.9, lo anterior lo proponen ser otro ejemplo de cómo la capacidad del material de deformarse plásticamente bajo el impacto de partículas erosionantes se relaciona directamente con la magnitud de erosión.

Tabla 4.9. Efecto de la ductilidad, resistencia y dureza en la erosión del acero 1020.^[26]

Condition	Ultimate tensile strength (klbf in ⁻²)	Hardness (HRB)	Elongation (%)	Erosion mass loss ^a (mg)
Hot rolled	55	65	25	2.8
cold rolled	61	70	15	4.0

^aStatistical average of incremental mass loss per 30 g load of Al₂O₃ particles (average size, 140 μm) at steady state erosion ($\alpha = 30^\circ$; $V = 30 \text{ ms}^{-1}$; $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$).

El acero 4340 fue ensayado para determinar como el acero martensítico se comporta bajo erosión, después de diferentes tratamientos térmicos donde pueden lograrse grandes cambios en resistencia, ductilidad y tenacidad. La Tabla 4.10 muestra los resultados de esta serie de ensayos. Los valores de erosión para todos los tratamientos térmicos fueron casi los mismos. Foley y Levy^[26] mencionan que los resultados son similares a los obtenidos por Kruschov para desgaste abrasivo, y por Gulden para erosión. Este resultado muestra que a pesar de existir variaciones en resistencia a la tensión y en dureza del 300% existe poco cambio en las magnitudes de erosión. Los autores proponen que el calentamiento por corte adiabático de la región de la superficie, remueve los efectos de cualquier tratamiento térmico previo.

Tabla 4.10. Efecto de la ductilidad, resistencia y dureza en la erosión del acero 4340.^[26]

Heat treatment condition	Ultimate tensile strength (klbf in ⁻²)	Hardness (HRC)	Elongation (%)	Reduction in area (%)	k_{1c} (klbf in ^{-3/2})	Charpy impact strength (fl lbf)	Erosion mass loss ^a (mg)
As quenched	307	60	8	24	34	10	1.03
Tempered at 200°C	273	53	11	36	58	16	0.97
Tempered at 500°C	182	39	14	47	62	12	0.97
Spheroidized by annealing	≈ 100	≈ 19	≈ 25				0.90

^aStatistical average of incremental weight loss per 30 g load of Al₂O₃ particles (average size, 140 μm) at steady state erosion ($\alpha = 30^\circ$; $V = 30 \text{ ms}^{-1}$; $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$).

Como puede ser visto en la figura 4.10, la erosión al ángulo de impacto de 30° es mucho más grande que el de 90° , el cual es típico de metales dúctiles. Así, el comportamiento a la erosión del acero templado sin revenir, soporta la premisa de que todas las condiciones de tratamientos térmicos para el acero AISI 4340 ensayado están básicamente en el régimen dúctil. La curva de revenido a 200°C mostrada en la figura 4.11 es similar pero hay menor diferencia entre las magnitudes de erosión a 30° y 90° , también comportándose en el régimen dúctil.

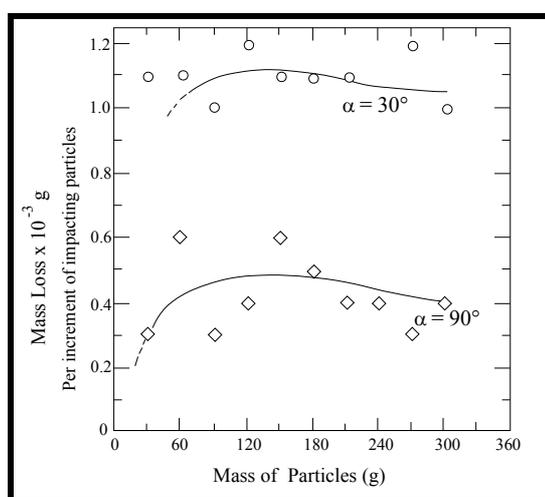


Fig. 4.10. Erosión del acero 4340 templado (Al_2O_3 $140\ \mu\text{m}$, $V = 30\ \text{m/s}$).^[26]

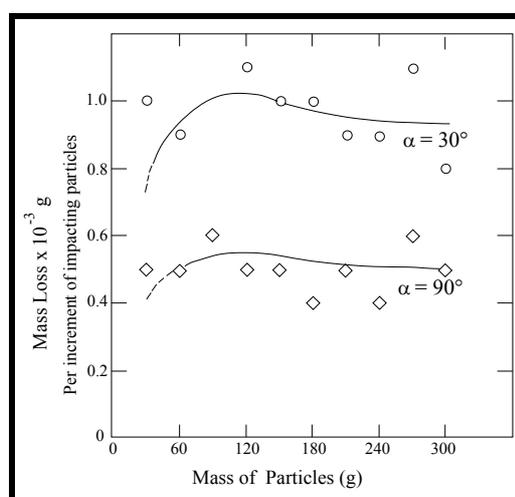


Fig. 4.11. Erosión del acero 4340 revenido a 200°C (Al_2O_3 $140\ \mu\text{m}$, $V = 30\ \text{m/s}$).^[26]

Los resultados de las pruebas del acero 4340 parecen descontar la posibilidad de que la tenacidad a la fractura y la resistencia al impacto afecten el comportamiento a la erosión y dan soporte a la idea de que el comportamiento es fuertemente dependiente en la ductilidad o características de deformación plástica de los metales.

Laura P. McCabe^[33] estudió el efecto de la microestructura en la erosión del acero eutectoide AISI 1078 y el hipereutectoide 10105. Las microestructuras fueron de esferoidita (fina a gruesa), martensita (con y sin austenita retenida), y martensita revenida. En la Tabla 4.11 se presentan las durezas y tratamientos y tratamientos térmicos efectuados. Se emplearon partículas de Al_2O_3 de tamaño promedio de $36\ \mu\text{m}$

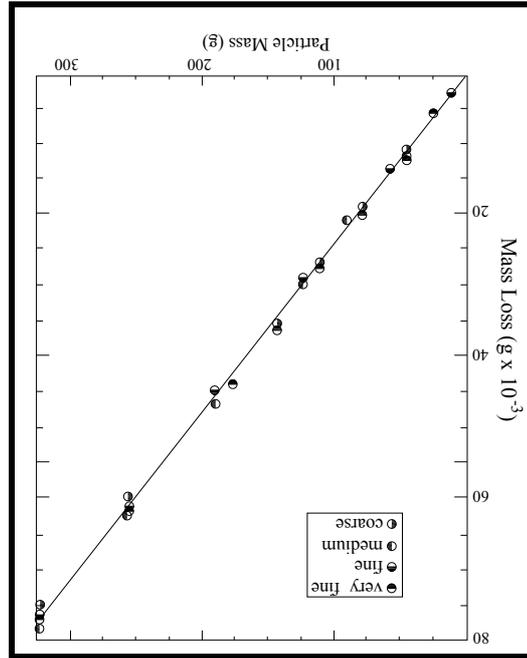
(granulometría 240), pero los tamaños variaron entre 3 a 110 μm . Los tiempos de exposición fueron de hasta 600 s, a un flujo de partículas de 0.5 g/s.

Tabla 4.11. Tratamientos térmicos, microestructuras y valores de dureza para el acero AISI 1078 (composición eutectoide) y para el acero AISI 10105 (composición hipereutectoide) ^[33]

Microestructura	Tratamiento térmico ^a	Dureza Vickers	Dureza Rockwell
AISI-SAE 1078			
Esferoidita muy fina	Recocidas por 20 h at 700°C, enfriadas en vacío	191	96.4 HRB
Esferoidita fina	Recocidas por 50 h at 700°C, enfriadas en vacío	169	93.0 HRB
Esferoidita media	Recocidas por 100 h at 700°C, enfriadas en vacío	166	90.9 HRB
Esferoidita gruesa	Recocidas por 200 h at 700°C, enfriadas en vacío	163	87.6 HRB
Perlita fina	Austenizadas por 45 min a 850°C, enfriadas en aire.	234	27.3 HRC
Perlita gruesa	Austenizadas por 45 min a 850°C, enfriadas en horno.	207	18.9 HRC
Martensita	Austenizadas por 45 min a 850°C, enfriadas en agua.	715	63.1 HRC
Martensita y austenita retenida	Austenizadas por 45 min a 850°C, enfriadas en aceite.	590	61.6 HRC
Martensita revenida	Austenizadas por 45 min a 850°C, enfriadas en agua, tempered for 1 h at 125°C, enfriadas en aire.	346	54.3 HRC
AISI-SAE 10105			
Esferoidita	Recocidas por 100 h a 700°C, enfriadas en vacío.	177	93.3 HRB
Perlita	Austenizadas por 1 h a 900°C, enfriadas en aire.	218	22.9 HRC
Martensita	Austenizadas por 1 h a 900°C, enfriadas en agua.	775	63.9 HRC
Martensita revenida	Austenizadas por 1 h a 900°C, enfriadas en agua, revenidas por 1 h a 200°C, enfriadas en aire	680	62.1 HRC
^a Todas las muestras fueron normalizadas primero a 900 \pm 15°C por 30 minutos y enfriadas en aire			

En las figuras 4.13 a la 4.16, se muestra la respuesta a la erosión de los 2 aceros como función del ángulo de impacto y de la velocidad de la partícula para las diversas microestructuras.^[33]

Fig. 4.12. Erosión como función de la masa de partículas impactantes para un acero 1078 de varias microestructuras esféricas. (Al_2O_3 malla 240, 80 m/s a 45° , alimentación 0.55 g/s).^[33]



En la figura 4.12 se presenta la gráfica de la masa perdida de las 4 microestructuras esféricas del acero 1078, a 45° y 82 m/s. Dentro de los límites experimentales todas tuvieron la misma erosión. Contrario a lo afirmado por T. Foley y A. Levy (figuras 4.8 y 4.9), en el presente caso, en las microestructuras esféricas no dependió del tamaño o distribución de carburos.

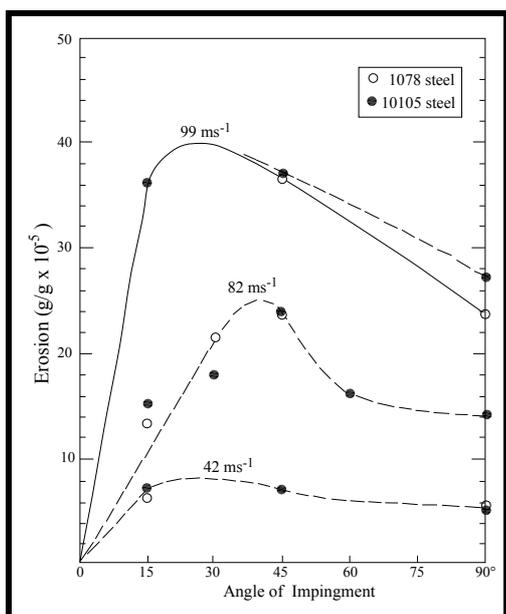


Fig. 4.13. Erosión contra ángulo de impacto para microestructuras esferoidíticas a varias velocidades de partícula Al_2O_3 , 240).^[33]

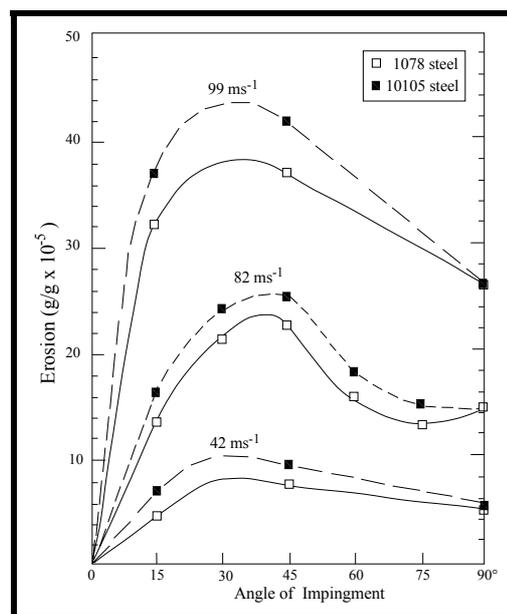


Fig. 4.14. Erosión contra ángulo de impacto para microestructuras perlíticas a varias velocidades de partícula (Al_2O_3 , 240).^[33]

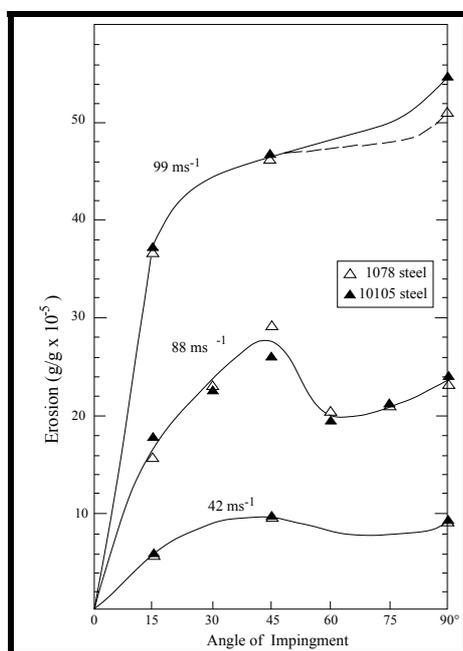


Fig. 4.15. Erosión contra ángulo de impacto para microestructuras martensíticas a varias velocidades de partícula (Al_2O_3 , 240).^[33]

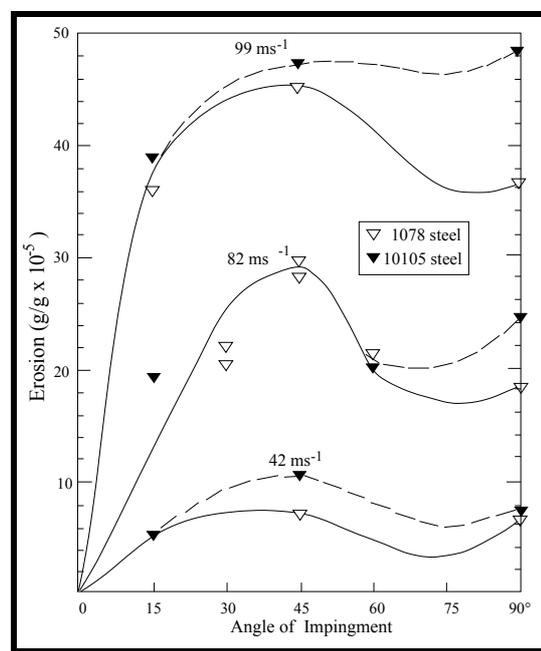


Fig. 4.16. Erosión contra ángulo de impacto para microestructuras martensíticas revenidas, a varias velocidades de partícula. (Al_2O_3).^[33]

Excepto para las velocidades más altas, en el caso de martensita y martensita revenida, todos los materiales muestran una respuesta dúctil, exhibiendo un máximo en el ángulo de entre 20 y 40°. Los datos de erosión para martensita y martensita revenida para el acero 10105, mostradas en las figuras 4.15 y 4.16, parecen indicar que hay una transición de la respuesta dúctil, a comportamiento de frágil cuando la velocidad de la partícula se incrementa. También es el caso para el acero 1078 en la condición martensítica, pero la respuesta dúctil es indicada en la condición de martensita revenida. [33]

Los autores hacen notar que aún para el caso de la microestructura martensítica, el mecanismo del daño parece involucrar desplazamiento dúctil del material, y no pudo ser observada fisuración frágil en la superficie. [33]

Estudios preliminares del comportamiento erosivo del acero 1050, han revelado una erosión más grande para la microestructura martensítica de temple en agua que para la microestructura perlítica normalizada, a la velocidad de 68 m/s usando Al_2O_3 de malla 240. A la velocidad más baja de 28 m/s, lo opuesto fue verdad. Para la mayoría de los ángulos de impacto, el orden de microestructuras con el decremento de la erosión es martensita, martensita revenida, perlita y esferoidita. Así, la erosión disminuye conforme disminuye la dureza. La mayor desviación de esta tendencia ocurre a los ángulos más bajos (15°) y la velocidad más baja (42 m/s). [33]

Trilok, Tiwari y Sundararajan^[32] estudiaron el comportamiento a la erosión de aceros inoxidables 304, 316 y 410. Para el acero 410 la dureza medida fue de 350-365 HV (36 HRC). El erodente fue SiC, $160 \pm 20 \mu\text{m}$, a los ángulos de incidencia de 30°, 60° y 90°, con velocidades de 98 y 120 m/s.

La figura 4.17 muestra los resultados de erosión para el 410 SS, a 129 m/s. El estado estacionario se alcanzó alrededor de los 30 a 35 gramos de erodente. [32]

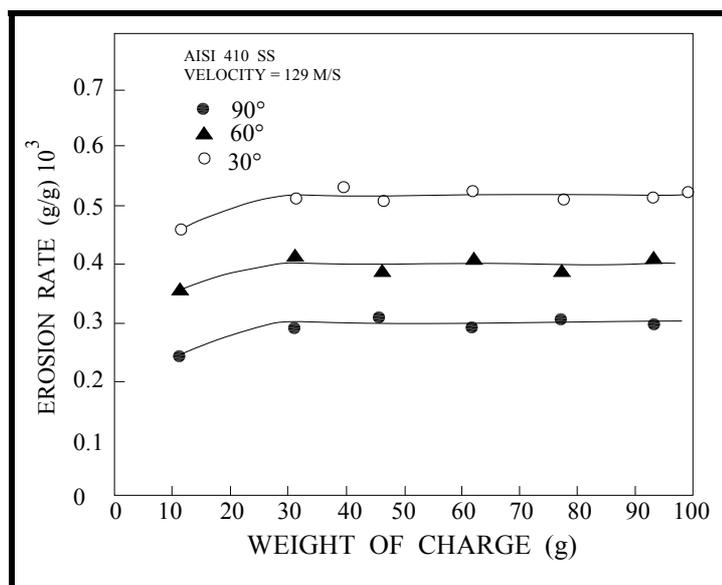


Fig. 4.17. Variación de la erosión del acero 410 con respecto a la masa de erodente a ángulos de impacto de 30°, 60° y 90°. [32]

Las curvas de los valores de erosión en el estado estacionario se presentan en la figura 4.18 como una función del ángulo de impacto. La erosión fue máxima a los 30°.

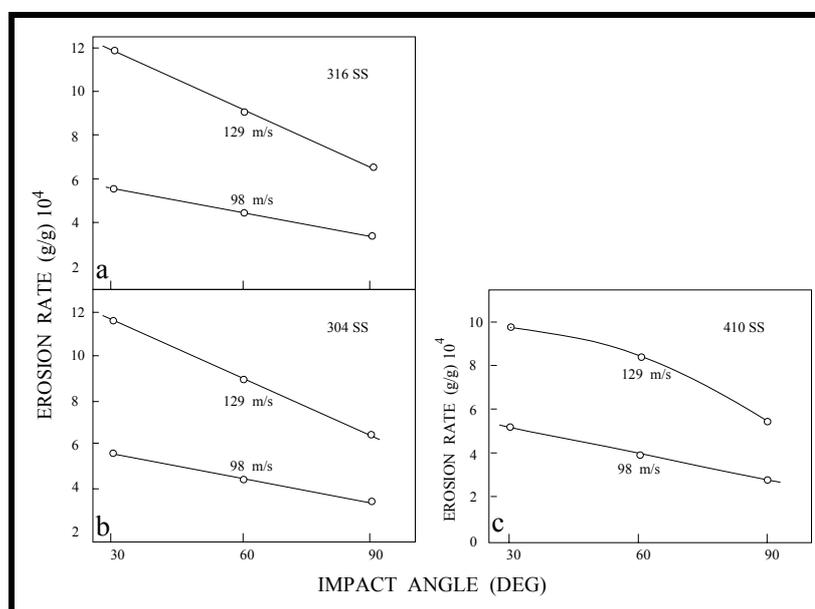


Fig. 4.18. Variación de la erosión en estado estacionario de los aceros inoxidables, a velocidades de impacto de 129 y 98 m/s, como función del ángulo de impacto. (a) 316, (b) 304 y (c) 410.

5. DEPENDENCIA CON LA VELOCIDAD DE LA PARTÍCULA.

El desgaste erosivo de materiales es fuertemente dependiente de la velocidad de la partícula. Esta dependencia es comúnmente expresada como una ley de potencia. Esta ley empírica^[8] en relación con la velocidad está dada por: ^{[1], [8], [33], [26], [10], [18], [28] [32], [14]}

$$\text{Erosión} = k V^n \quad (5.1)$$

Donde V es la velocidad, k es una constante y n toma valores entre 2 y 3.5 para materiales metálicos. Los materiales frágiles tienden a tener un intervalo para n mayor, desde 2 a 6.5^[8]. Mc Cabe y coautores^[33] han mostrado que un valor n de 2 es congruente con los datos de erosión para varias microestructuras de acero, incluyendo martensita y esferoidita de los aceros 1078 y 10105, a tres diferentes ángulos de impacto. Pruebas adicionales han demostrado un valor para n de 2.25 para acero inoxidable 304^[26]. Sheldon y Kanhere^[28] compilan diferentes fuentes para varios metales, encontrando los valores del exponente de la velocidad en el intervalo de 2.3 a 2.9. Además, en sus experimentos sobre aluminio recocido y endurecido por trabajo, obtienen valores para el exponente entre 2.34 y 2.83. No se han encontrado valores de n inferiores a 2 en las pruebas de erosión por partículas sólidas, aunque valores de 0.8 han sido encontrados en pruebas de corrosión-erosión.

Sundararajan y Shewmon^[citados en 8] a partir de resultados de otros investigadores, encontraron que el exponente de la velocidad se incrementaba conforme se incrementaba el tamaño de partícula. En aleación de aluminio 6061-T6 usando vidrio como erodente de 230, 550, y 650 μm , el valor de n se incrementó de 2.3 a 3.0 y 3.3 respectivamente. También se encontró que con el uso de cuarzo de 25, 60 y 200 μm como erodente sobre acero 11% Cr, el valor de n se incrementaba de 2.0 a 2.1 y 2.3 respectivamente. El mismo investigador encontró que sobre aleaciones de titanio y superaleaciones base níquel erosionadas con cuarzo (150 μm) tenían el mismo exponente de la velocidad (2.3). También fue encontrado que con un acero 1095 con durezas de 66, 63 ó 30 HRC tenían un valor de n de 3.0, 3.0 y 2.9 respectivamente, cuando se erosionaban con cuarzo de 273 μm , y que había un mínimo efecto de la dureza o propiedades mecánicas del blanco. Los resultados indican que n es dependiente de las variables de la partícula, y no necesariamente de las variables del material blanco. Sin embargo el efecto en “ n ” del uso de diferentes aparatos de prueba no ha sido establecido.

Lindsley y Marder^[8] ensayaron sobre un acero con contenido de 0.6 %C en estado templado; y templado y revenido a 690° por un tiempo de 6×10^5 s; y una aleación de latón recocida y con una deformación en frío del 70%. Uno de los objetivos de sus estudios fue determinar que factores controlan y tienen una influencia sobre n . Los resultados de sus pruebas se muestran en las figuras 5.1 y 5.2.

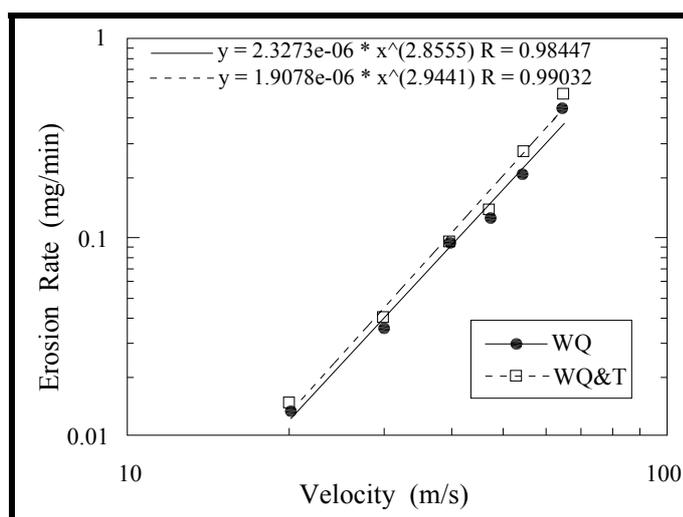
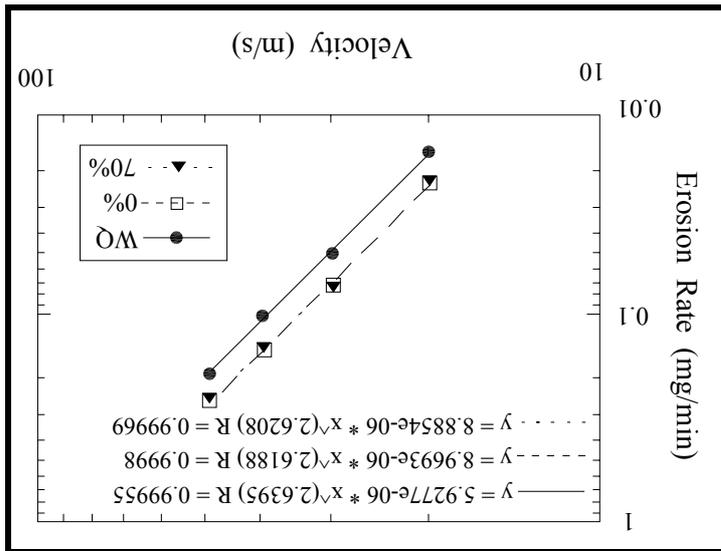


Fig. 5.1. Erosión contra velocidad de la partícula para el acero 0.6% C en las condiciones de temple y de temple más revenido. Condiciones: Al_2O_3 , 355 μm , 90°, alimentación 90 g/min. WQ: Water Quenched; WQ&T: Water Quenched and Tempered.^[8]

Se observó que el valor de n para las muestras templadas cambió de 2.85 a 2.64, con respecto al valor de la figura 5.1. Esto se atribuyó a ligeras diferencias entre las dos pruebas tales como desgaste de la boquilla y principalmente a la reutilización de la arena que habían sido usadas en pruebas de erosión previas y sólo se habían tamizado sin tomar en cuenta el cambio de forma. Esto señala que n es muy dependiente de las condiciones de prueba. [8]

En las graficas log Erosión = $n \log$ (Velocidad), [8] se encontraron valores para n de 2.85 \pm 0.2, y 2.94 \pm 0.15 para los aceros templados, y templados con revenido. No se encontró diferencia significativa en la pendiente de las curvas. En la figura 5.2 se muestra la comparación de la erosión de los dos latones (recocido y 70% trabajado en frío) y una muestra de acero (0.6%C) templado. No se encuentra diferencia entre las dos muestras de latón ($n = 2.62$), que tuvieron mayor magnitud de erosión que el acero Fe-C WQ, pero los valores de n fueron los mismos.

Fig. 5.2. Erosión contra velocidad de la partícula para el acero 0.6% C en las condiciones de temple, y latón con 0% y 70% de trabajado en frío. Condiciones: Al₂O₃ 355 μ m, 90°, alimentación 90 g/min. WQ: Water Quenched. [8]



El autor concluye que:^[8]

1.- El exponente de la velocidad está relacionado a las condiciones de prueba, y no a las propiedades del material blanco, para los materiales ensayados.

2.- El exponente n no es dependiente del mecanismo de erosión de los materiales ensayados, sin embargo la magnitud de erosión si es dependiente del mecanismo de erosión.

D.J. O'Flynn, Bingley y coautores^[16] reportan que gráficas de log erosión vs log velocidad para aceros con 0.4 %C, y otro con 0.8 %C, mostraron el valor del exponente n ser aproximadamente 2.4.

Singh, Tiwari y Sundararajan^[32], en la figura 5.3 muestran que el valor del exponente, mientras que es independiente del material, es menor a ángulos de impacto normales comparados con los correspondientes al impacto oblicuo.

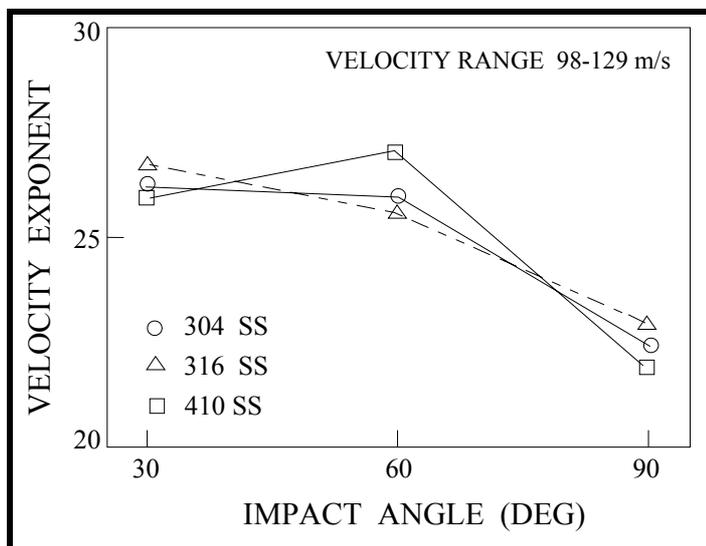


Figura 5.3. Variación del exponente de la velocidad como función del ángulo de impacto para los aceros inoxidables 304, 316 y 410, (intervalo de velocidad 98-129 m/s).^[32]

Laura McCabe, Sargent y Conrad^[33], experimentaron con aceros eutectoide (1078) y hipereutectoide (10105); microestructuras esferoidita (fina a gruesa), martensita (con y sin austenita retenida), y martensita revenida. Usando Al_2O_3 malla 240, tamaño promedio de 36 micras, pero los tamaños variaron entre 3 a 110 μm . Tiempos de exposición de hasta 600 s, a un flujo de partículas de 0.5 g/s.

Los valores promedio para n y k son, respectivamente: ^[33]

15°:	2.1	y	$4 \times 10^{-8} \cdot (\text{m/s})^{-2.1}$
45°:	1.8	y	$1 \times 10^{-7} \cdot (\text{m/s})^{-1.8}$
90°:	1.8	y	$7 \times 10^{-8} \cdot (\text{m/s})^{-1.8}$

Concluyen que el exponente de la velocidad fue de aproximadamente 2.0, se encontró ser esencialmente independiente del porcentaje de carbono, la microestructura y del ángulo de impacto.

6. EL MODELO DE OKA Y MATSUMURA.

Y. I. Oka y coautores^[7] proponen un modelo, sin referirse a una aproximación teórica, en la cual suponen que la erosión puede ser expresada por el producto de dos factores, uno para la repetida deformación plástica y el otro para la acción cortante, definida por una función trigonométrica como sigue:^[7]

$$E = k (A \sin \alpha)^{n_1} (B - C \sin \alpha)^{n_2} \quad (6.1)$$

Donde E es la erosión expresada en mm³/Kg, α es el ángulo de impacto, y k, A, B, C, n_1 y n_2 son constantes y exponentes que son afectadas por las condiciones de impacto.

Se adopta la erosión normalizada la cual fue obtenida dividiendo el valor de la erosión, entre la correspondiente erosión a impacto normal, con el fin de transformar la ecuación a una universal para estimar el daño por erosión bajo ciertas condiciones dadas:

$$E = k' (\sin \alpha)^{n_1} \left\{ \frac{k_2 - \sin \alpha}{k_2 - 1} \right\}^{n_2} \quad (6.2)$$

Donde k' es la erosión a impacto normal, y las dos funciones trigonométricas indican la dependencia de la erosión normalizada con respecto del ángulo. k_2 , n_1 , y n_2 son constantes determinadas por las propiedades mecánicas del material.

Expresada en función de la dureza del material y ángulo de impacto:^[27]

$$E = K_{90} (HV)^{-n} (\sin \alpha)^{n1} \{(k_2 - \sin \alpha) / (k_2 - 1)\}^{n2} \quad (6.3)$$

Donde K_{90} y n son constantes a impacto normal. Estas son determinadas por otras condiciones de impacto tales como velocidad de impacto, forma y tamaño de las partículas. Ellas son independientes de las propiedades del material.

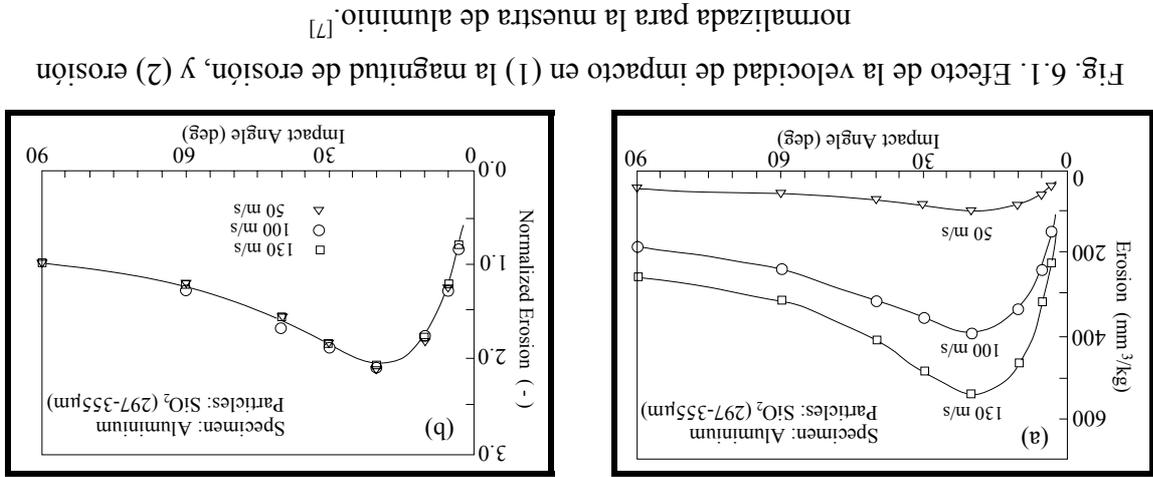
La ecuación anterior sugiere que la cantidad absoluta de daño por erosión a varios ángulos de impacto puede ser estimada si el daño por erosión a impacto normal es conocido.

En el procedimiento experimental estudia cinco tipos de materiales metálicos, un material plástico y uno cerámico. Las pruebas de erosión se llevaron a cabo a temperatura ambiente, con arena sílica de tamaño promedio de 325 μm . Estas fueron aceleradas a una velocidad de impacto de 130 m/s con la aplicación de aire comprimido a 0.6 MPa. La distancia de impacto fue de 10 mm, con una boquilla de diámetro interno de 4 mm. Los ángulos de impacto estuvieron dentro del intervalo de 3 a 90°.

En la figura 6.1 (a) se muestra la dependencia de la erosión del aluminio con respecto del ángulo de incidencia a varias velocidades de impacto. Puede ser visto que la erosión se incrementa con el incremento de la velocidad de impacto y que la máxima erosión aparece en el ángulo de 20°. Las erosiones normalizadas, esto es, dividida por la erosión a impacto normal tiene la tendencia de comportarse independientemente de la velocidad de impacto, como se muestra en la figura 6.1 (b).

En las figuras 6.2 y 6.3 se muestran las curvas de erosión y de erosión normalizada a dos velocidades de impacto para varios materiales metálicos. Los números en la figura 6.3 dan los valores de dureza (GPa). A pesar del diferente comportamiento de las curvas de erosión para los diferentes materiales, las curvas normalizadas están arregladas aproximadamente en orden de la suavidad del material. El máximo de erosión para el plomo alcanza 2.5 veces la erosión a 90°.

El efecto de la velocidad de impacto para las probetas de aluminio (figura 6.1) no contribuye a la dependencia en el ángulo de impacto, tan solo en la magnitud de erosión. Este resultado se cumple para los demás materiales metálicos (figura 6.3) e implica que el exponente de la velocidad es generalmente independiente del ángulo de impacto para el intervalo de velocidades usadas en este estudio.



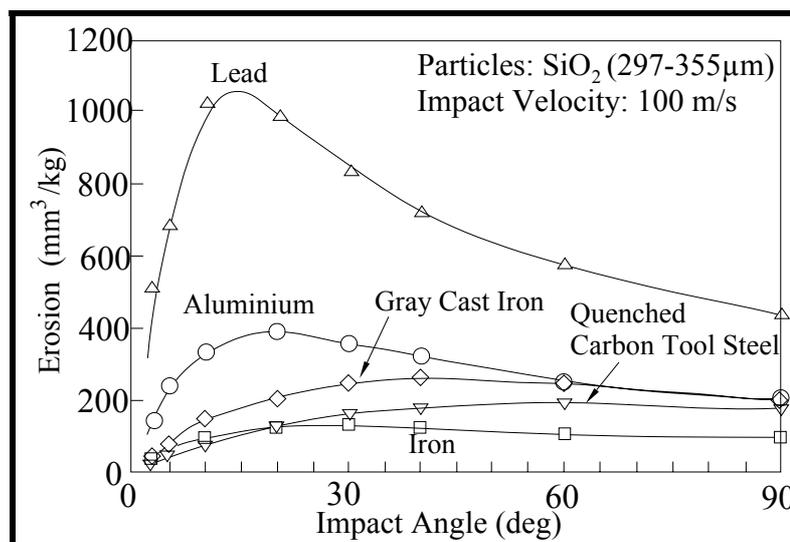


Fig. 6.2. Erosión a una velocidad de impacto de 100 m/s para 5 materiales metálicos.^[7]

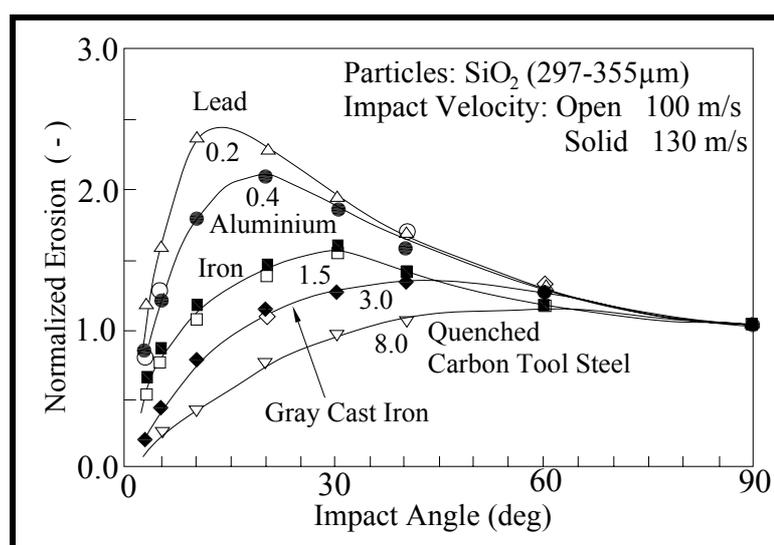


Fig. 6.3. Erosión normalizada a velocidades de impacto de 100 y 130 m/s para 5 materiales metálicos.^[7]

La figura 6.4 muestra ejemplos de resultados de simulación basados en la ecuación (6.2) para materiales metálicos y para materiales plásticos y cerámicos cuando k_2 se supone ser $1 + (HV)^{-1}$. La correlación entre los resultados experimentales y por simulación fueron excelentes para todos los materiales.

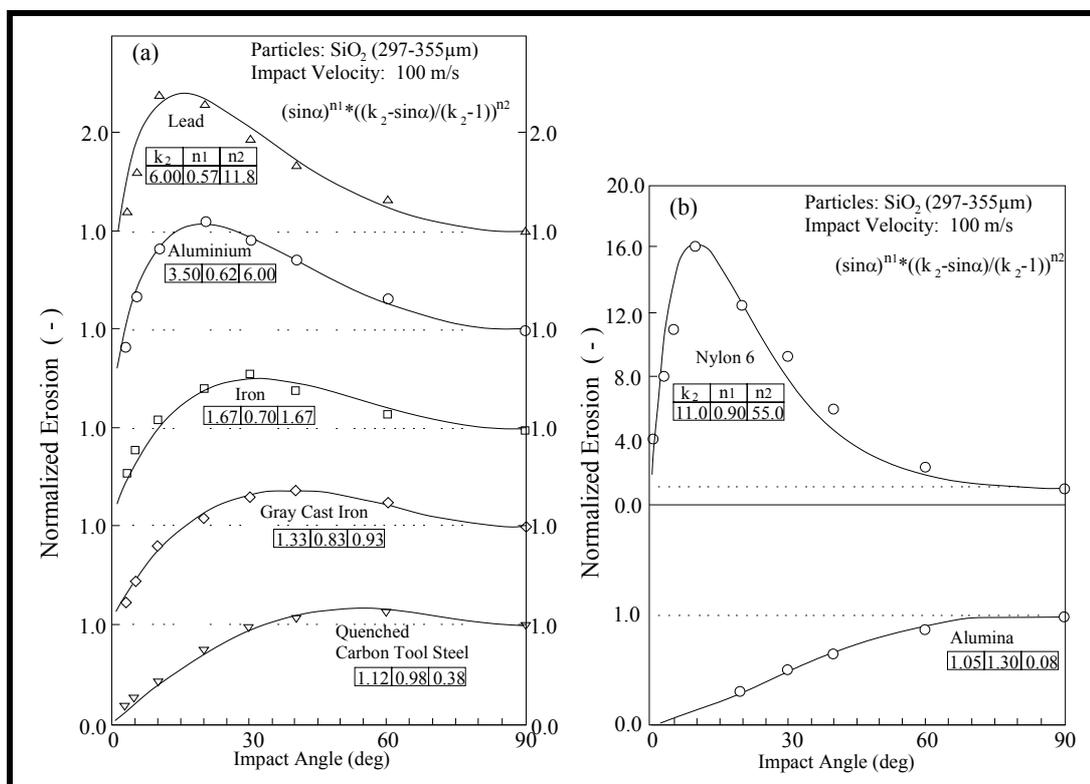


Fig. 6.4. Simulación de erosión normalizada por una función trigonométrica para (a) 5 materiales metálicos, y (b) un material plástico y uno cerámico. Se presentan valores experimentales (puntos) y por simulación (curvas).^[7]

Las relaciones entre la dureza del material y los exponentes, son mostrados en las figuras 6.5 y 6.6. Se puede observar que n_1 y n_2 se relacionan linealmente con la dureza del material usando ejes logarítmicos. Las gráficas para los materiales cerámicos y plásticos divergen de las líneas obtenidas para materiales metálicos. n_1 y n_2 se describen aproximadamente por las ecuaciones en dichas figuras.

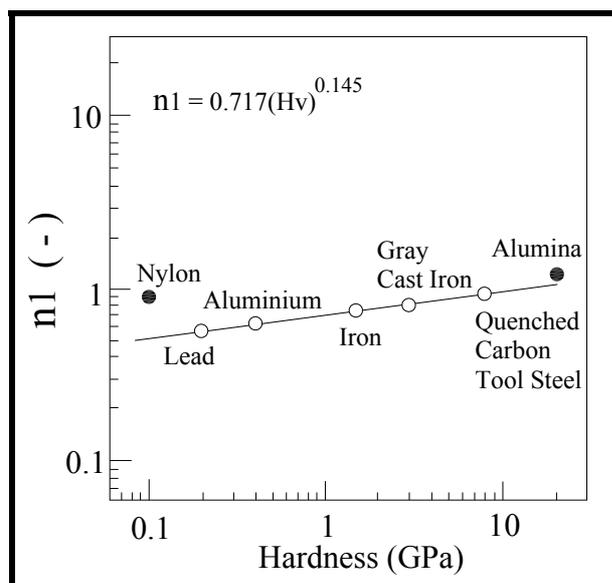


Fig. 6.5. Relación entre n_1 y la dureza para varios materiales, incluyendo un plástico y un cerámico.^[7]

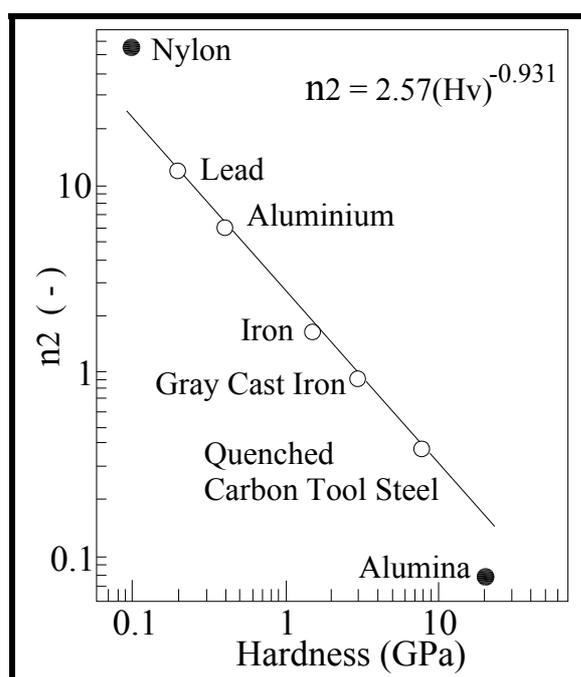


Fig. 6.6. Relación entre n_2 y la dureza para varios materiales, incluyendo un plástico y un cerámico.^[7]

Como se muestra en la figura 6.2, se encontró que la dependencia de la erosión en el ángulo de impacto depende fuertemente del tipo de material metálico a bajo ángulo de impacto. Es claro que tanto el ángulo de impacto como el valor de máxima erosión tienen una tendencia a cambiar con la dureza del material. El ángulo de impacto de máxima erosión está asociado con la relación entre la fuerza de corte para cortar una masa de material y la resistencia del material indicada por su resistencia compresiva o dureza.

De acuerdo a la figura 6.4 (a,b), se encontró que la ecuación (6.2) puede simular la dependencia angular no sólo para materiales metálicos sino para materiales cerámicos y plásticos. Con el fin de obtener una simulación exitosa a pesar de las infinitas combinaciones de k_2 , n_1 y n_2 se hicieron consideraciones de que la mejor simulación incluye una buena correlación de n_1 y n_2 con la dureza, y que n_1 toma un valor menor de 2, el cual representa la componente vertical de la energía de impacto de la partícula. Se encontró que las mejores simulaciones podían ser obtenidas dentro del intervalo $(HV)^{-1.5} < k_2 - 1 < (HV)^{-0.5}$ y así la mejor simulación para k_2 está dado por $1 + (HV)^{-1}$; n_1 y n_2 son considerados como indicadores de la deformación repetida y de la acción cortante, respectivamente.

Las figuras 6.5 y 6.6 muestran que la correlación entre los exponentes y la dureza del material es excelente, y sugiere que la dureza del material es un buen indicador para la simulación de la dependencia angular de impacto para los materiales metálicos.

Los valores de erosión obtenidos en este estudio fueron mayores que los obtenidos en trabajos previos^[27]. Esto sugiere que la forma efectiva y propiedades de las partículas de arena fueron diferentes. La angularidad de las partículas de arena parecen afectar la cantidad de erosión pero se considera que afecta escasamente la dependencia angular en tanto sean muy duras y relativamente angulares. Así, podemos estimar el daño por erosión absoluta de un material metálico a todos los ángulos de impacto a partir del valor de erosión a ángulo de incidencia normal y de la dureza del material.

7. BANDAS ADIABATICAS DE CORTE.

El aspecto más significativo de deformación bajo condiciones de erosión, es la velocidad de deformación a la cual ocurre. La erosión involucra la deformación del material y fractura, bajo condiciones adiabáticas y condiciones de alta velocidad de deformación^[4]. El proceso adiabático es un concepto termodinámico donde el calor no es ganado o perdido al ambiente.^[36]

En la figura 7.1 se ilustra la variación de la velocidad de deformación con respecto de la velocidad de impacto, para varios tamaños de partícula. Los resultados yacen en el intervalo de 10^4 y 10^7 s^{-1} , por lo tanto en el régimen de ultra alta deformación. Bajo estas condiciones, la deformación plástica ocurre bajo condiciones completamente adiabáticas, lo cual implica que el calor generado por la deformación plástica no es disipado, conduciendo a un incremento en la temperatura del material erosionado.

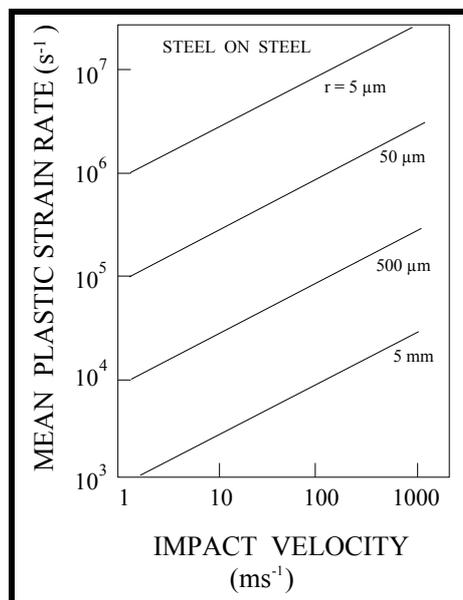


Fig. 7.1 Variación de la velocidad de deformación plástica calculada, con respecto de la velocidad de impacto, para varios tamaños de partícula.^[4]

Las bandas adiabáticas de corte (ASB) son frecuentemente observadas en varios metales durante el maquinado, impacto balístico, fragmentación explosiva y operaciones de conformado de alta velocidad.^[9] Debido a que tienen una relación muy estrecha con la fractura^[23], se han convertido en foco de atención en el comportamiento de materiales bajo carga dinámica desde los 70's.

La localización del flujo en el corte es atribuido al efecto desestabilizante del reblandecimiento térmico, el cual puede importar más que los efectos de la deformación y de la velocidad de deformación en una región deformante cuando la velocidad de generación de calor resultante del propio flujo plástico excede su razón de disipación a los alrededores del material. Las bandas adiabáticas de deformación en el impacto balístico son más frecuentemente observadas en aleaciones de aluminio, titanio y uranio, así como en aceros. Este es un importante modo de deformación en cuanto a que las zonas de corte, seguido se convierten en sitios de posterior falla eventual en los materiales (figuras 7.2 y 7.3) . Las deformaciones locales o promedio más comunes están entre 5 y 100%, en el centro coincide con la máxima temperatura.^[24]

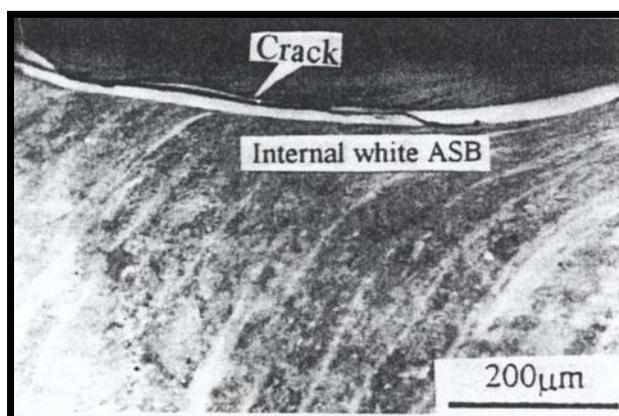


Fig. 7.2 Banda adiabática de corte.^[9]

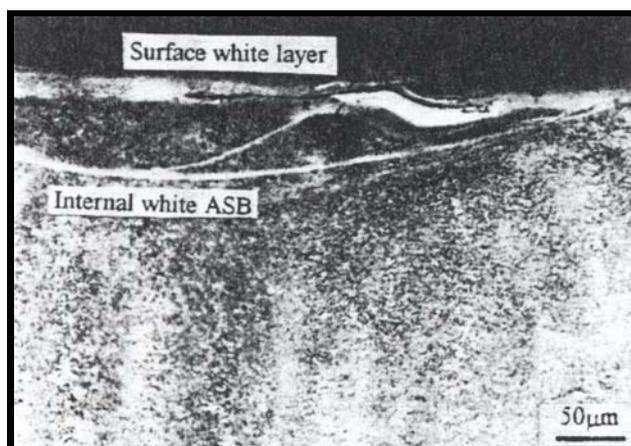


Fig. 7.3 Bifurcación interna de la Banda de corte adiabático, y capa blanca superficial.^[9]

Usualmente las ASB se manifiestan como zonas de intensa deformación cortante y/o modificación microestructural del material original intercalada entre regiones de deformación relativamente homogénea.^[24] En adición a las transformaciones de fase, otros procesos térmicamente inducidos incluyendo disolución de carburos, recuperación dinámica y recristalización dinámica han sido reportadas en las ASB.

Backman y Finnegan^[citados en 24] originalmente propusieron que las bandas de corte en diferentes metales pueden ser ampliamente clasificadas en “transformadas” (figura 7.4) o deformadas (figura 7.5) en base a su apariencia en la sección metalográfica. Un cambio permanente en la estructura es asociado con las primeras, mientras que las segundas son manifestadas meramente como zonas de intensa deformación cortante de la microestructura original; la temperatura relativa se incrementa dentro del desarrollo de zonas de corte “transformadas” y entonces se suponen ser más grandes por definición.

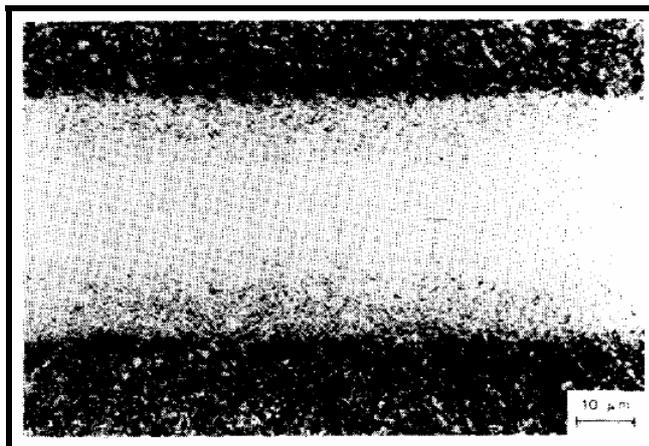


Fig. 7.4. Banda de corte “transformada” en acero AISI 4340 templado y revenido. [24]

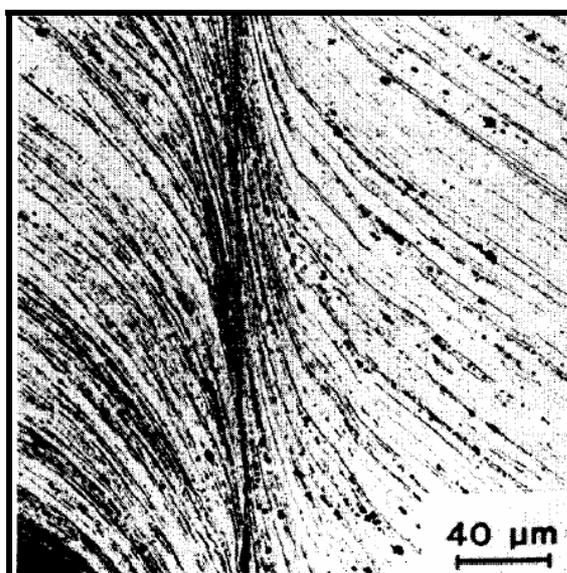


Fig. 7.5. Banda de corte “deformada” en aleación de aluminio 7039. [24]

Las bandas de corte en los aceros han tendido a ser clasificadas sobre esta base, debido a que las estructuras distintivas de bandas de corte “transformadas” han sido mostradas ser generalmente martensíticas en naturaleza, y ellas continúan de bandas de corte “deformadas” cuando la deformación adiabática de corte se torna lo suficientemente localizada. [24] Las bandas de corte en aleaciones de titanio $\alpha+\beta$ exhiben un comportamiento muy similar. Ha sido entonces implicado que el término “transformado” está asociado primeramente con la transformación de fase en la banda de corte, restringiendo así el número de sistemas de aleación en las cuales se puede formar,

en lugar de la descripción más general reflejando el alto grado por la cual la microestructura de la banda de corte ha sido modificada con respecto al estado original no deformado.

Las bandas de deformación transformadas se forman más fácilmente en metales de baja difusividad térmica y baja resistencia a la localización de corte adiabático, por ejemplo aceros aleados, aleaciones de titanio y uranio. En estos metales el mayor constituyente a temperatura ambiente sufre una transformación de fase a elevada temperatura y al menos una fase de alta temperatura en el metal es capaz de transformarse a martensita durante el enfriamiento rápido.^[24] En aceros endurecibles por temple y revenido, el material dentro de las bandas puede contener martensita transformada no revenida.^[36] La baja difusividad térmica puede causar un rápido incremento de la temperatura en un estado temprano de la deformación y exceder la temperatura de transformación, o quizá bajo condiciones extremas fundir el material de la banda de corte. La modificación de la microestructura inicial dentro del breve tiempo de eventos (típicamente hasta decenas de microsegundos) puede llevarse a cabo por la rápida difusión de varias especies atómicas a elevada temperatura.^[24] La iniciación y propagación de la ASB es favorecida por condiciones de carga predominantemente compresivas, las cuales pueden afectar las temperaturas de transformación o promover la formación de otras fases de alta presión.^[24] Las temperaturas de transición α/γ y α/β son gradualmente disminuidas en hierro puro y titanio puro respectivamente conforme la presión es incrementada hasta 9 GPa.^[24]

En general la formación de una banda de corte “transformada” parece corresponder a un estado avanzado de la localización de deformación adiabática en un metal dado, con una banda de corte “deformada” representando un estado temprano de este proceso.^[24]

La dureza en las bandas transformadas es algunas veces más grande que la obtenida por tratamiento térmico convencional de los aceros. Este incremento ha sido atribuido al endurecimiento de la red debido a la supersaturación de carbono en el temple y el tamaño de grano extremadamente fino dentro de la banda. Sin embargo, para acero AISI

1060 la dureza de la martensita no revenida no fue mayor que la obtenida por tratamiento térmico convencional.^[36]

Zhang Baofa, Shen Wanci, y coautores^[9], estudiaron la capa blanca superficial (SWL: Surface White Layer) y ASB en un acero baja aleación (0.04C, 0.85Cr, 1.55Ni, 0.2Mo) sobre la cual se hizo fluir arena de cuarzo de 1.6-2.3 mm de diámetro. El acero fue impactado 30 veces por una bola de hierro al alto cromo (56 HRC, 4Kg) de 100 mm de diámetro, desde una altura de 3.5 m (veloc. máxima 8.3 m/s). El ángulo de impacto fue de 45°. Las probetas fueron previamente templadas, y revenidas por 2 hr a 200°, 300°, 400°, 500° y 650° respectivamente.

Estos autores sugieren que la recuperación dinámica fue el proceso dominante en la formación de SWL y ASB internas. La deformación plástica severa induce elongación y reorientación de las plumas de la martensita en la dirección del corte. Comienza la recuperación en la cual las dislocaciones comienzan a ser arregladas en las fronteras de las células. Asistido por el incremento local de la temperatura, las dislocaciones se agrupan en racimos produciendo regiones de alta y baja densidad de dislocaciones formando fronteras de subgrano (figura 7.6). Como fue observado en la muestra revenida a 400° en la cual la ASB interna mostraron patrones de difracción indexando ser Fe- α (bcc).

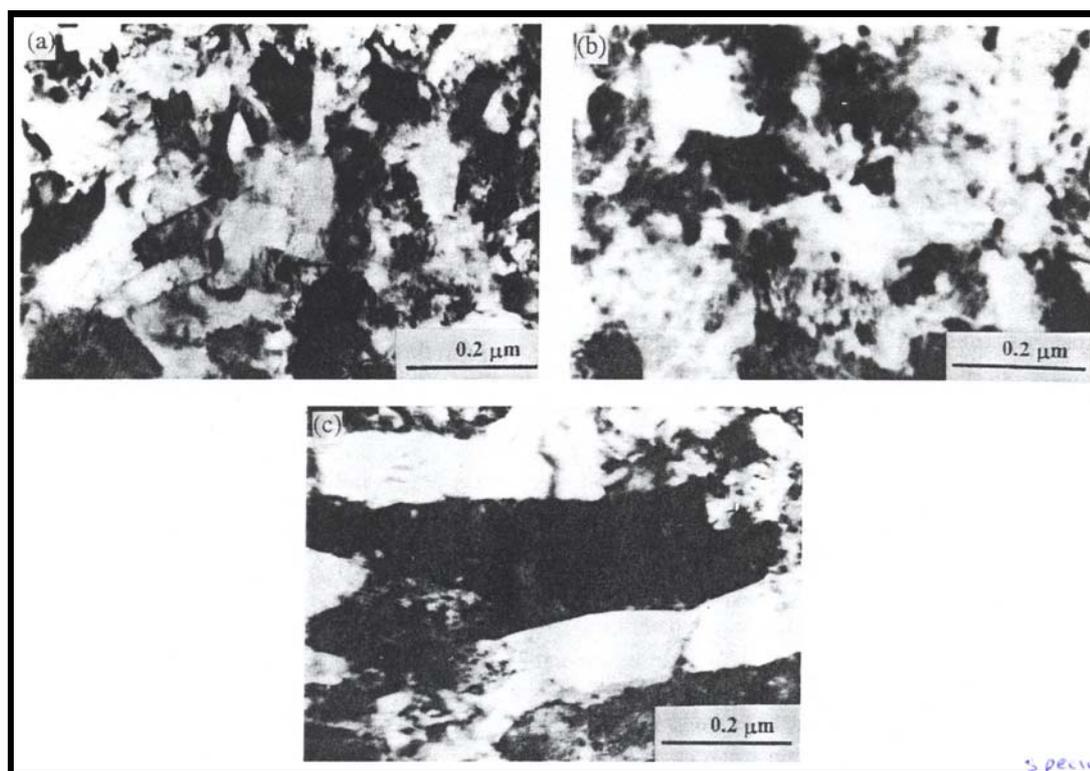


Fig. 7.6. Micrografías de (a) SWL, (b) ASB interna, (c) Matriz vecina.^[9]

Las mediciones de microdureza muestran que las SWL y las ASB internas están considerablemente endurecidas con respecto a la matriz del material. Para las muestras revenidas entre 200 y 400°C SWL y ASB estuvieron entre 650 y 880 HV, y 750 880 HV respectivamente, mientras que la matriz de los materiales fue de 450 a 570 HV.

En materiales que no exhiben una transformación de fase, o si la temperatura generada durante la deformación no es lo suficientemente elevada para que ocurra la transformación, la dureza final de la banda adiabática de deformación es el resultado neto de los efectos competitivos del incremento en dureza debido a la gran deformación y el reblandecimiento debido al incremento de la temperatura.^[36]

El espesor de ASB depende de la dureza del material. Generalmente a mayor dureza, más angosta es la banda de corte. Aunque las superficies fisuradas de las ASB pueden exhibir una superficie única en apariencia, la identificación vía metalográfica es más fácil que por examinación fractográfica.^[36]

La máxima temperatura alcanzada en el desarrollo de las bandas de corte pueden ser hasta de varios cientos de grados arriba que de la matriz que la rodea. Esto es comúnmente inferido indirectamente a partir de evidencia metalúrgica. El material calentado también se enfría muy rápidamente siendo templado por la gran masa de material enfriante de la matriz circundante;^[24] han sido calculados velocidades de enfriamiento tan altos como 10^7 °K/s. Zhang Baofa ^[citado en 9] reporta que dichas velocidades son predichas de 10^5 - 10^6 °K/s por el uso de un modelo de diferencias finitas. Estos enfriamientos corresponden a procesos de solidificación rápida y se podría esperar un alto grado de de retención de microestructuras que existen durante la formación de la banda de corte.

Hutchings y Levy ^[citados en 13] presentaron una aproximación para la estimación del máximo incremento de temperatura en el sitio de un impacto para considerar los efectos térmicos en la erosión de materiales dúctiles. Un estimado simple del máximo incremento de temperatura posible bajo condiciones adiabáticas puede ser hecho suponiendo que toda la energía cinética de la partícula es impartida al volumen del material blanco el cual es plásticamente deformado. Aplicando esta aproximación, el máximo incremento en temperatura será dado por:^[13]

$$\Delta T_{\max} = \bar{p} / c_1 \rho_t \quad (7.1)$$

Donde c_1 es el calor específico y densidad del material blanco, \bar{p} es la presión promedio, y ρ_t es la densidad del material. Usando esta fórmula, el máximo incremento de temperatura es 292 °K para Fe, 365°K para aluminio, y 105 °K para Cu. (el incremento de temperatura es primeramente limitado por la ausencia de de condiciones idealmente adiabáticas).

Si la velocidad de deformación es lenta, habrá suficiente tiempo para disipar el calor, conduciendo a una deformación isotérmica. En contraste, si la deformación ocurre tan

rápidamente que el calor generado por el calor no puede ser disipado, resulta en deformación adiabática.^[30]

El número térmico R_t es el parámetro que determina cuando la deformación es adiabática o isotérmica:^[30]

$$R_t = L_s^2 / D_t t \quad (7.2)$$

D_t : Difusividad térmica

L_s : Profundidad a la cual la deformación cortante se extiende en el material

t : tiempo de contacto.

Una expresión para R_t pertinente a la erosión, es como sigue:^[30]

$$R_t = 3.12 (D / D_t) (\rho_p / H_b)^{1/3} V^{5/3} \cos \alpha \quad (7.3)$$

D : diámetro de la partícula. ρ_p : densidad de la partícula. H_b : dureza del material. V : velocidad. α : ángulo.

Sundararajan^[30] utilizó los valores experimentales de Finnie (76 m/s, 20°, $\rho_p = 3100 \text{ Kg/m}^3$, $D = 270 \text{ }\mu\text{m}$), para calcular R_t . La figura 7.7 corresponde a estos valores para metales puros y para aceros. Es claro que la deformación durante la erosión es completamente adiabática.

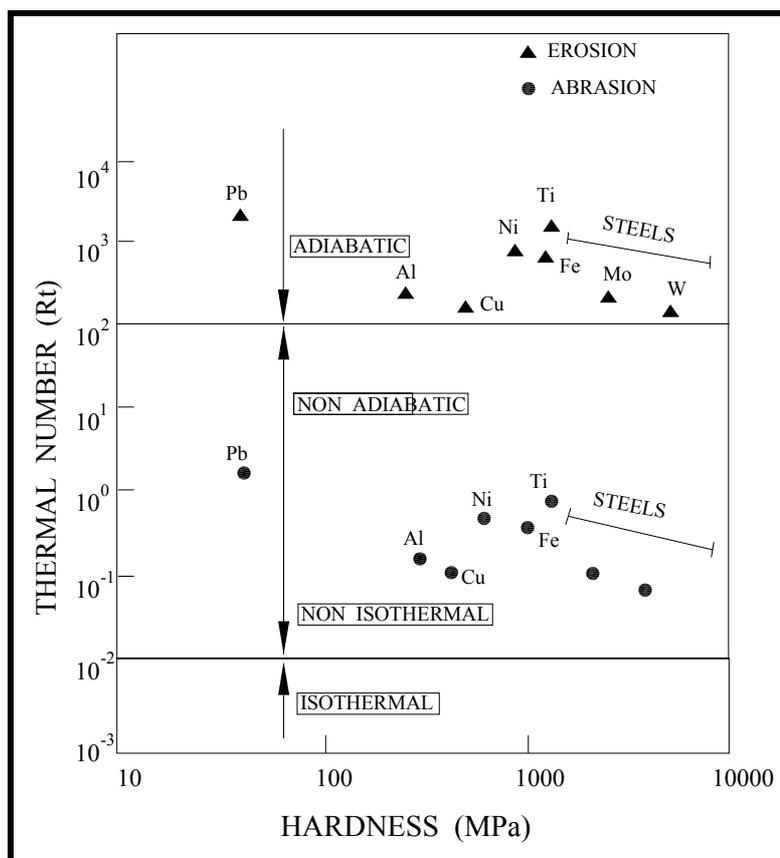


Fig. 7.7. Valores calculados de R_t bajo condiciones de abrasión y erosión para metales puros y aceros.^[30]

8. EL METODO DE DOBLE DISCO.

Existen varias formas para la medición de la velocidad de la partícula recomendadas por la práctica ASTM G76^[50], como lo son la fotografía de alta velocidad, el velocímetro láser y el método de doble disco.

El aparato de doble disco (DD) consiste en dos discos rotantes montados en el mismo eje, separados por una pequeña distancia. El disco superior tiene una ranura, e inicialmente es posicionada bajo la salida de la boquilla a una distancia tal que la longitud final hasta el disco inferior sea la distancia de impacto a estudiar. Con los dos discos estacionarios, se hace pasar el flujo de partículas a través de la boquilla provocando una marca en el disco inferior. Luego los dos discos son rotados a una velocidad angular constante y una segunda marca se producirá en el segundo disco por las partículas que logran pasar por la ranura del disco superior, impactando así el disco inferior; dicha marca estará desplazada con respecto de la primera marca por una longitud de arco "S". La velocidad de la partícula se calcula a partir de los datos de la velocidad de rotación de los discos, distancia de separación, radio desde el eje de giro hasta las marcas de erosión, y su separación "S". Este método es simple y ampliamente usado. En la figura 8.1 se muestra un ensamble de doble disco empleado por Alan V. Levy^[51].

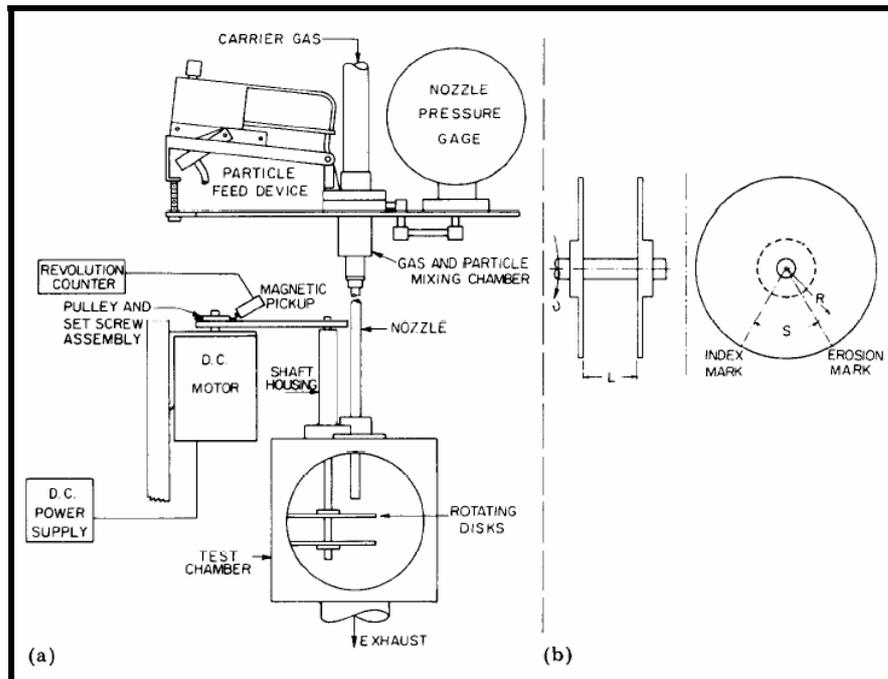


Fig. 8.1 (a) Diagrama esquemático de la máquina de erosión con el ensamble del método de doble disco; (b) Descripción de variables para la medición de la velocidad de la partícula: L: separación de discos; S: longitud de arco entre las marcas de erosión; R: radio a la distancia del arco; ω : velocidad angular (rev/s); $V_p = 2\pi R\omega L / S$, velocidad de la partícula.^[51]

Stevenson y Htchings^[1] realizaron experimentos comparativos de mediciones de velocidad de partícula usando el método de DD y un método óptico-electrónico.

En el método de DD utilizaron las siguientes variables:

Boquilla: Diámetro: 4.9mm, 308mm largo, 0.25 μm en Ra.

Doble disco: Diámetro de disco: 100mm, Separación de 20.5mm, a 11,220 rev/s.

Se ha mostrado que el giro de los discos genera algo de turbulencia en el flujo de aire y esto puede conducir a un error sistemático en las mediciones de velocidad el cual es significativo para partículas inferiores a 100 μm .^[1]

Los autores hacen una comparación de las velocidades determinadas por ambos métodos, variando la presión, así como el tamaño de partícula de arena sílica (125-150 μm , 425-500 y 600-700 μm). En todos los casos hubo buena concordancia entre los

resultados de los dos métodos, estando dentro del 5% sobre el intervalo de 17 a 85 m/s, aunque hubo una tendencia del doble disco a dar velocidades más altas que el método óptico-electrónico. Este error sistemático no fue mayor al 3%. Reportan resultados de la velocidad de partícula para diferentes tamaños de arena sílica, los cuales se muestran en la figura 8.2.

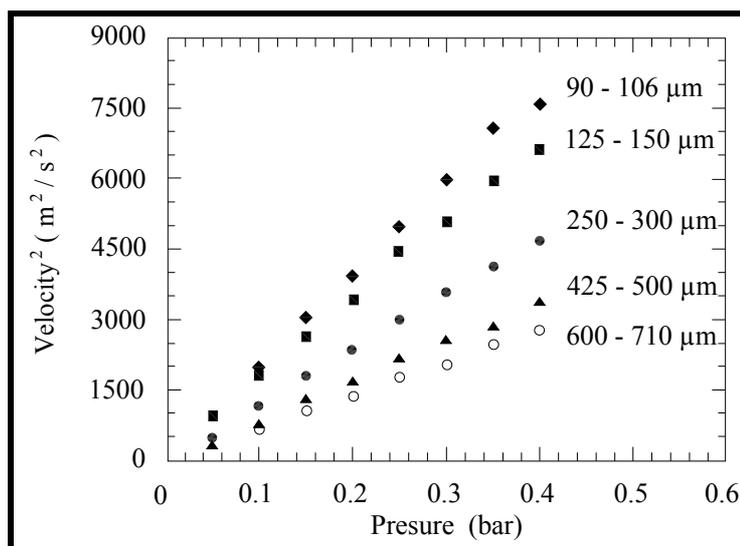


Fig. 8.2. Cuadrado de la velocidad de la partícula como una función de la presión de arrastre para un intervalo de tamaños de arena sílica. La boquilla usada fue de 308mm de longitud y diámetro de 4.9mm.^[1]

P.J. Slikkerveer y coautores^[14] en sus experimentos erosivos realizan comparaciones de la velocidad de la partícula por los métodos de DD y LDA (Laser Doppler Anemometer). Usan alúmina con tamaño de partícula en el intervalo de 9 a 200 μm .

La técnica del doble disco registró valores 15% más bajos que la técnica de LDA. Los autores atribuyen este efecto a la diferencia en los métodos de medición. La técnica LDA mide la velocidad de partículas individuales y calcula a partir de esto el número promediado de la velocidad. En la técnica DD, la distancia entre las dos marcas es medida. Debido a que las partículas más pesadas contienen mayor energía cinética, ellas dejarán una marca más fuerte que las más rápidas, pero más ligeras. Entonces el método de DD mide una menor velocidad promedio por la ponderación de las partículas masivas.

9. PROCESO DE CAJA FRÍA PARA OBTENCIÓN DE CORAZONES.

9.1. Generalidades del proceso.

El moldeo de arena para la obtención de corazones por el proceso de Caja Fría ocurre cuando el curado se realiza por medio del contacto de un catalizador vaporizado, a temperatura ambiente.^[47]

La figura 9.1 ilustra las características esenciales del proceso en caja fría para la obtención de corazones. La mezcla de arena con los dos componentes de las resinas líquidas proveniente del magazine es soplada dentro de las cavidades de la caja de corazones a través de las boquillas de sople, figura 9.1(a), o de un múltiple, figura 9.2. En la etapa de gaseo, figura 9.1 (b) el gas catalizador se introduce mediante el inyector dentro del herramental causando casi el endurecimiento instantáneo de la arena recubierta con resinas. Posteriormente en el proceso de purgado se suministra una corriente de aire limpio que asegura la correcta penetración del catalizador en el corazón así como el purgado del exceso de catalizador, figura 9.1(c). En la cuarta etapa del proceso ocurre el proceso de extracción del corazón del herramental, figuras 9.1(d) y 9.3, y su articulación con otros corazones forman un ensamble de molde de arena para la obtención de partes fundidas de aluminio, figura 9.5.

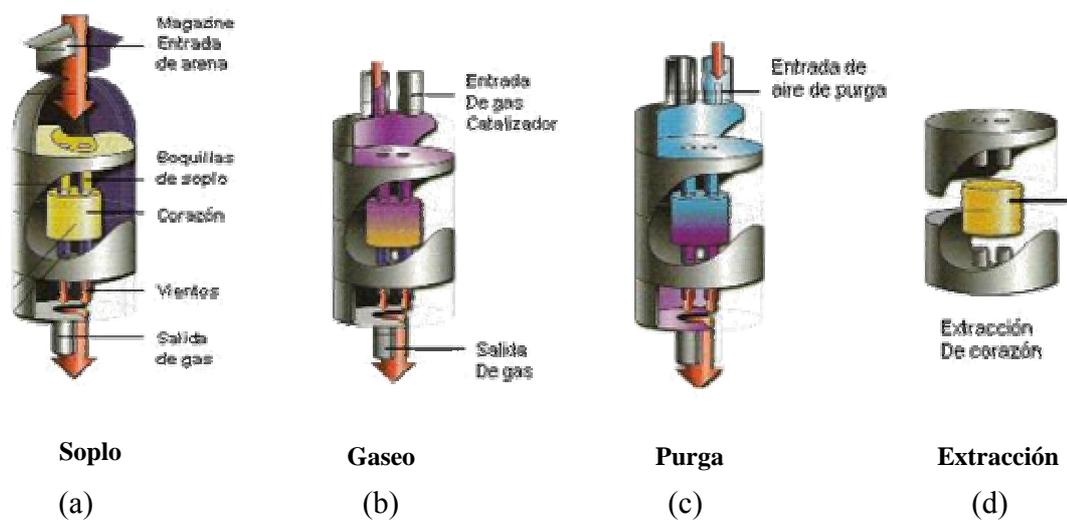


Fig. 9.1. Etapas en el proceso de llenado de caja fría.^[41]



Fig. 9.2 Boquillas de soplo.



Fig. 9.3. Corazones extraídos del herramental.



Fig. 9.4. Corazón de water jacket.



Fig. 9.5. Obtención de piezas de aluminio.

La mezcla de arena con resina y aditivos se inyecta dentro de la caja de corazones mediante el uso de aire presurizado de hasta 5.515 bar (80 Psi). Existen herramientas para trabajar con bajas presiones de soplo donde se pueden obtener corazones bien compactados con presiones de 2.068 a 2.757 bar (30 a 40 Psi).

Algunos defectos comunes de los corazones, debido a la baja presión de soplo incluyen el llenado incompleto y la baja densidad de compactación de la arena, lo cual resulta en un corazón débil o incompleto. Otro defecto ocurre cuando el gas no se mueve uniformemente a través de la cavidad, dejando áreas de arena no curadas. Ambas situaciones conllevan a desperdicio de corazones y de piezas fundidas. Para compensar el inadecuado diseño de la caja de corazones, a menudo son modificadas las selecciones de operación de la máquina. Incrementando la presión de soplo, puede dar una compactación más elevada en la arena, pero a su vez conlleva a un desgaste prematuro en el herramental y a un mayor desprendimiento de la resina de la arena, migrando hacia la pared de la caja debido al impacto con la misma, lo cual puede trabar las ventilas y en consecuencia será requerida una mayor frecuencia en la limpieza del herramental, además de la adherencia del corazón hacia la superficie del herramental, aumento en el consumo de desmoldante y la posible obtención de un corazón roto debido a la dificultad de extracción desde la caja.

El área transversal de las boquillas de soplo varía de 1.5 cm² por 0.454 kg de arena en la cavidad (0.2 in² por libra), a 2.25 cm² por 0.454 kg (0.35 in² por libra), dependiendo de la geometría de la cavidad.^{[41],[42]}

Las resinas líquidas, identificados como parte I y parte II, son resinas especialmente formuladas de baja viscosidad para permitir el fácil bombeo y fluidez para el recubrimiento de los granos de arena.

La parte I es un polímero de fenol formaldehído. Esta provee los grupos hidroxilos que se combinan químicamente con los grupos de isocianato de la resina parte II, en la presencia de amina catalítica forman una resina sólida de uretano (figura 9.6). La resina de uretano sólido es la que une los granos de arena.

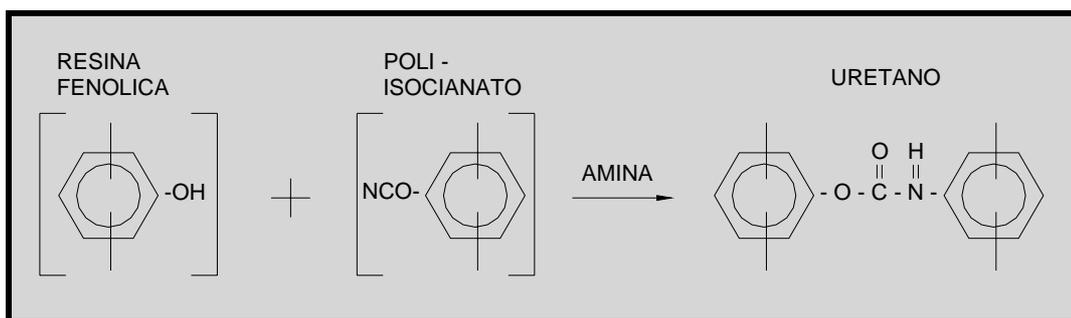


Fig. 9.6. Reacción de química de las resinas.^{[40][48][45]}

9.2. Control de la arena en el proceso de caja fría.

El control de la arena es imprescindible en el moldeo de corazones ya que ésta representa hasta un 99% de la mezcla. Las principales características a controlar en la arena en el proceso de caja fría son:^[45]

- Forma de la partícula.
- Granulometría (GFN).
- Temperatura.
- Humedad.
- PH y la demanda de ácido.

9.3. Forma de la partícula.

La forma de la partícula, acorde a la AFS (American Foundry Society) se dividen en angular, sub-angular, y redonda,^{[47][45]} como se muestra en la figura 9.7.



Fig. 9.7. Clasificación AFS de la forma de la partícula.
(Izquierda) angular, (centro) sub-angular, (derecha) redonda.^[47]

La forma de la partícula afecta las propiedades físicas de los moldes. Los moldes elaborados con partículas redondas poseen una densidad mayor que los producidos con partículas angulares. Esto es debido a que una mayor cantidad de granos pueden ser compactados en un determinado volumen.

Un grano redondo proporciona la mayor permeabilidad y requerirá la menor cantidad de resina para ser recubierto, caso contrario a las partículas sub-angular y angular. El uso de partículas redondas proporcionan una baja relación área superficial-volumen permitiendo usar bajos niveles de resina hasta en un 0.8%. A diferencia de las partículas angulares que proporcionan un alta relación área superficial -volumen conduciendo a el uso de altos contenidos de resina.

9.4. Granulometría.

La granulometría es una característica que indica el tamaño y la distribución del grano de la arena. Está determinado mediante la prueba de análisis de malla y se denomina tamaño de grano AFS (American Foundrymen's Society) GFN (Grain Fineness Number). Los resultados de la prueba determinaran si la arena es gruesa, mediana o fina.

La arena gruesa (GFN menor a 45 % y finos menor a 3%) tiene una menor área de superficie, proporcionando las siguientes ventajas:

- Menor cantidad de resina para cubrir el grano.
- Mayor fluidez de la mezcla.
- Mejor permeabilidad del corazón para eliminar los gases durante el vaciado de la pieza.
- El usar menos resina se facilita el desarenado de la pieza, se reduce la suciedad del molde y la emisión de humos.

La arena fina (GFN mayor a 55% y finos mayor a 7%) tiene una mayor área de superficie por lo que le da propiedades contrarias a las de la arena gruesa (aumenta la cantidad de resina, menor permeabilidad y desarenado, mayor suciedad y emisión de humos).

9.5. Temperatura de la arena.

El control de la temperatura es esencial en la producción de un molde, el intervalo ideal de temperatura en el proceso es entre 18 y 26° C. El trabajar con temperaturas por arriba de este intervalo acelera la reacción de las resinas, produciendo que se reduzca la vida de banco y la fluidez de la mezcla durante el soplado. Las mezclas con temperatura por debajo del intervalo provocarán que la reacción de las resinas sea retardada, produciendo corazones crudos y disminución de la eficiencia del mezclado en el molino al incrementar la viscosidad de las resinas.

9.6. Humedad de la arena.

La presencia de la humedad mayor a 0.2% en la arena no es recomendable, debido a que reacciona con la resina degradando sus propiedades. El principal efecto es la disminución en la vida de banco y resistencia del corazón.

Las principales fuentes de contaminación de humedad en la arena, resina y en proceso son:

- Condensación en los serpentines del sistema de enfriamiento de la arena.
- Silos y tolvas de almacenamiento mal sellados.
- Alta humedad relativa ambiental.
- Punto de rocío del aire comprimido mayor a -20 °C.
- Depósitos de resina y aditivos destapados.

9.7. PH y demanda de ácido.

Estas características en la arena indican su grado de acidez o alcalinidad. El pH determina el contenido de sustancias alcalinas solubles en agua, mientras que el valor de la demanda de ácido determina las sustancias alcalinas solubles en ácido.

La arena alcalina (con demanda de ácido mayor a 7 y pH mayor a 8) da menor vida de banco, debido a que los componentes alcalinos como el CaO neutralizan una porción de resina y además aceleran drásticamente la reacción entre las dos resinas.

Los factores que influyen para aumentar el pH y la demanda de ácido en la arena son:

- Alto contenido de finos. (Malla 270) ya que en esta malla se concentran las arcillas que es de naturaleza básica.
- La recuperación térmica de la arena. Genera componentes alcalinos como el CaO y la Al_2O_3 los cuales son acumulativos en cada reciclaje.

SINTESIS DE ANTECEDENTES.

Como una breve síntesis de los antecedentes incluidos en el presente trabajo, se presenta a continuación el resumen de algunos aspectos importantes:

Se describen los principales mecanismos erosivos como lo son la repetida deformación plástica, y el corte, así como su dependencia angular en el comportamiento dúctil o frágil de la erosión en los materiales; además de otros mecanismos como fatiga de bajos ciclos, delaminación, y la formación de plaquetas (platelets). Se describe también el comportamiento dúctil y frágil a la erosión, así como gráficas experimentales reportadas de estos comportamientos. Se revisa el ángulo crítico de impacto, debajo del cual ocurre el deslizamiento partícula-metal. El entendimiento de los mecanismos de erosión son necesarios para describir los posibles resultados a obtener.

Se presentan varios aspectos relativos a los cambios subsuperficiales que ocurren en una superficie erosionada, tales como los perfiles de microdureza incluyendo casos de endurecimiento y casos de reblandecimiento, así como una propuesta teórica de la formación del estado estacionario. La naturaleza de la deformación subsuperficial para materiales endurecibles o reblandecibles por deformación. Es decir que puede esperarse cualquier comportamiento de microdureza, zonas de deformación, fisuraciones, etc; en el perfil de las muestras a experimentar.

Se presentan algunas dependencias importantes del desgaste erosivo encontradas por diversos autores, tales como la dependencia con el tamaño de partícula, transiciones de comportamiento dúctil-frágil (luego de la aplicación de diferentes tratamientos

térmicos). Se presentan relaciones de erosión contra propiedades mecánicas a elevada temperatura.

Se presentan resultados de erosión en aceros como el 1020, 1075 y 4340, eutectoides, 10105 y 1078, entre otros, con diferentes tratamientos térmicos. Se afirma que en estudios del acero 1050 en condición de temple en agua, se erosiona más que para su correspondiente microestructura perlítica normalizada, usando una velocidad de impacto de 69 m/s. Sin embargo, también se admite que a la velocidad de 28 m/s sucede lo opuesto. En la dependencia con la dureza se reportan resultados en donde por una parte se afirma que la erosión se incrementa con la dureza, y por otra parte se afirma mantenerse constante o invariante al tratamiento térmico de algunos aceros. Afirmaciones como estas y otras más demuestran que la resistencia a la erosión es muy sensible al sistema tribológico que se experimenta, por lo que se confirma la necesidad de experimentación en condiciones bien definidas y estrictamente controladas.

En la sección de desgaste de aceros al carbono, se incluyen los únicos resultados encontrados acerca de la erosión del acero 4140, en donde de manera general se afirma un incremento de la erosión con respecto al incremento de la dureza, así como con respecto del esfuerzo último, pero en forma decreciente con respecto de la ductilidad, y no se encuentra relación discernible con respecto a la tenacidad tensil, o resistencia al impacto. Sin embargo, el estudio se limita al ángulo de 30° de impacto, por lo que las aseveraciones anteriores están muy limitadas.

Igualmente existen afirmaciones respecto que la dureza es un buen parámetro, y otros autores afirmando lo contrario. Además existen resultados en donde se afirma que la dureza medida posterior a la erosión es un mejor parámetro. Es frecuentemente mencionada la independencia de la resistencia a la erosión con respecto a la dureza que le confiere el tratamiento térmico, sin embargo, es igualmente observado que dichos ensayos corresponden a condiciones experimentales limitadas, por lo que es necesario clarificarse la dependencia con la dureza.

Se consideró necesaria la introducción de un modelo matemático previo y sencillo (en función de parámetros como la dureza y el ángulo de impacto) mismo que fue encontrado en el modelo de Oka y Matsumura.

Como temas auxiliares para la experimentación y el análisis de resultados, se incluyeron los temas de medición de velocidad de la partícula por el método de doble disco, la erosión en función de la velocidad ($E = k V^n$). También se ha revisado el fenómeno de alta velocidad de deformación, ya que está íntimamente relacionado con la erosión, y con la consecuente formación de las bandas adiabáticas de corte. Se incluye además el proceso de soplo en la manufactura de corazones para la industria de la fundición.

10. METODOLOGIA Y EXPERIMENTACIÓN.

10.1. Diseño y construcción de máquina erosionadora.

En la presente sección se presenta el diseño y construcción de una máquina erosionadora en la que es posible realizar ensayos sobre diferentes materiales, a diferentes presiones de soplo y ángulos de incidencia.

Para el logro de este objetivo, se inició con el sondeo del comportamiento del flujo de arena sílica acelerada mediante un flujo de aire presurizado. Se comenzó con el ensamble de un dispositivo prototipo (figura 10.1), el cual permitió estudiar el comportamiento de varios parámetros de los cuales no se tenía conocimiento de su influencia sobre las pruebas de erosión planteadas. Estos parámetros son:

- Dispersión de la arena a la distancia de impacto (Figura 10.2).
- Tamaño requerido de la probeta (Figura 10.3).
- Cantidad requerida de erosionante para causar cierta pérdida de masa.
- Arreglos convenientes de suministros de aire (distribución de presiones), (Figura 10.4).
- Tiempos de prueba.
- Volúmenes de contenedores.
- Dimensiones ergonómicas.



Fig. 10.1. Prototipo No. 1 de máquina erosivadora, FIME 1.

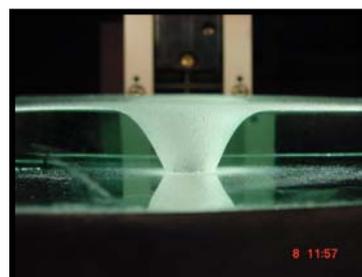


Fig. 10.2. Vista frontal y en perfil de la distribución de impactos sobre vidrio de 12 mm de espesor.

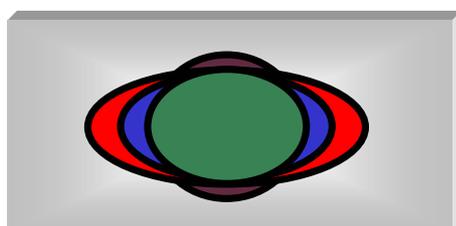


Fig. 10.3. Marcas de erosión y tamaño requerido de probeta (100 x 50 mm).



Fig. 10.4. Arreglos de suministro de aire y medición de presiones.

Con los ensayos preliminares de prueba fue posible diseñar y construir la máquina final de pruebas de erosión (figura 10.5). No obstante que las principales variables de prueba eran el material a erosionar, ángulo de impacto y presión del aire; el diseño fue pensado para poder ensayar otras variables como distancia de impacto, material erosionante y velocidad de alimentación.

Para la continuación de las pruebas de erosión, se mantuvieron controlados cuidadosamente los principales parámetros de prueba, tales como el suministro y monitoreo de la presión (figuras 10.6 y 10.7), distancia y ángulo de impacto (figuras 10.8 y 10.9). Para la boquilla de salida fue necesario rediseñar la inicialmente propuesta, por una de inserto intercambiable (figura 10.10); esto facilitó sustituir el inserto desgastado de la boquilla de salida a fin de cumplir con la recomendación de ASTM G-76^[50] de no superar una variación mayor al 10% en el diámetro original de la boquilla (figura 10.11).

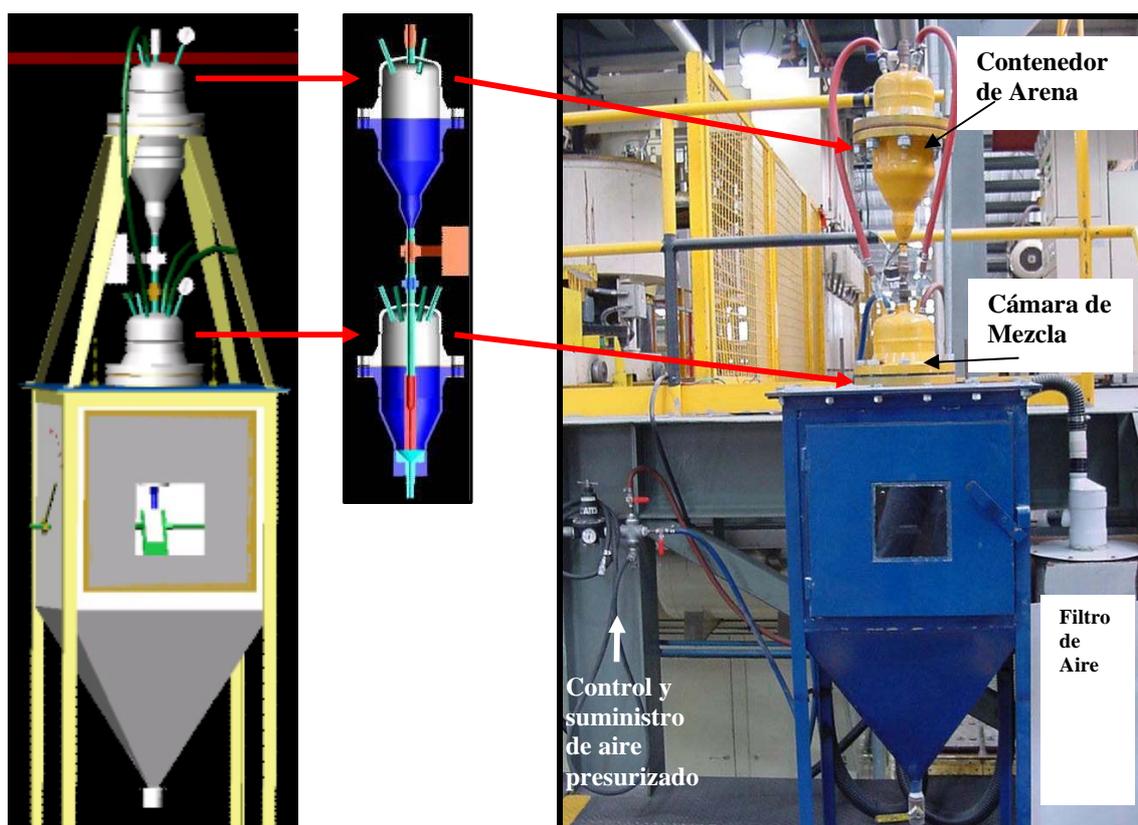


Fig. 10.5. Diseño y construcción de la máquina erosionadora, FIME 2.



Fig. 10.6. Control y suministro de aire presurizado.



Fig. 10.7. Monitoreo y registro de presión de la alimentación de aire de prueba.



Fig. 10.8. Control de la distancia de impacto



Fig. 10.9. Control del ángulo de impacto

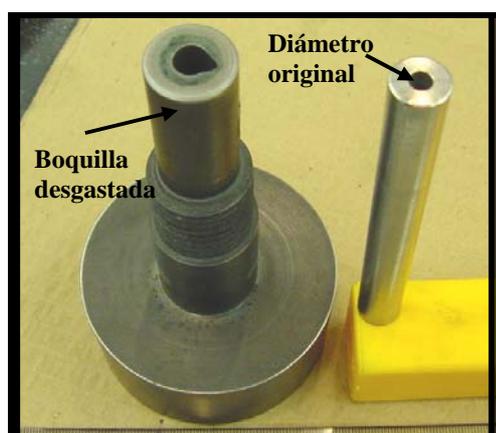


Fig. 10.10. Diseño de boquilla con inserto intercambiable para el control de desgaste.

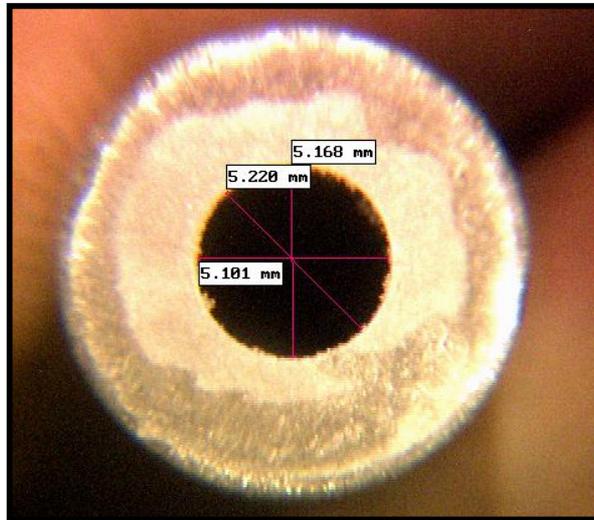


Fig. 10.11. Medición del desgaste de la boquilla de salida.

Una descripción más detallada sobre el diseño y construcción de las máquinas erosionadoras FIME 1 y FIME 2, se puede consultar en la referencia [47].

10.2. Homogenización de las condiciones generales de prueba.

10.2.2. Material erosivo.

En un trabajo paralelo al presente, Treviño Acevedo^[47] realizó el cálculo del factor de redondez de las partículas de arena sílica utilizadas para las presentes pruebas, mediante la fórmula:^[49]

$$F = \frac{4\pi A}{P^2} \quad (10.1)$$

El factor de redondez F , es definido como el área real de proyección A y el área de un círculo con el mismo perímetro P de la proyección.^[49]

Si $F = 1$, la proyección es un círculo; a medida que se aleja de este valor tenderá a ser una partícula angular^[49].

Se establece que las partículas erosivas con las que fueron llevadas a cabo las pruebas tienen una forma redonda, debido a que sus factores de redondez se encuentran en un intervalo entre 0.94 a 0.89 para el 97% del total de la arena utilizada. Imágenes de los tamaños más significativos de la arena se presentan en la figura 10.12.



Fig. 10.12. Morfología de la arena utilizada.

10.2.3 Obtención de lotes de 1 kg de arena sílica.

Durante el manejo y almacenamiento de arena sílica, ocurre la segregación de los tamaños de partícula, lo cual puede incidir en variaciones de tamaño de partícula al tomar muestras de arena.

Así, para garantizar la uniformidad de los ensayos, fue necesario asegurar que la distribución de tamaños de la arena fuera homogénea en cada una de las pruebas. Para ello se construyó un dispersor de arena (figura 10.13) que eliminara las posibles segregaciones debidas a su almacenamiento o traslado. Sobre este dispersor se hicieron pasar ininterrumpidamente 400 kg de arena sílica para obtener 4 lotes de 100 kg. Cada uno de estos lotes se volvió a hacer pasar consecutivamente por el dispersor hasta obtener lotes de aproximadamente 1.5 kg. Por último, se utilizó una cuarteadora para obtener finalmente los 400 lotes de 1 kg cada uno, para la realización completa de las pruebas de erosión.

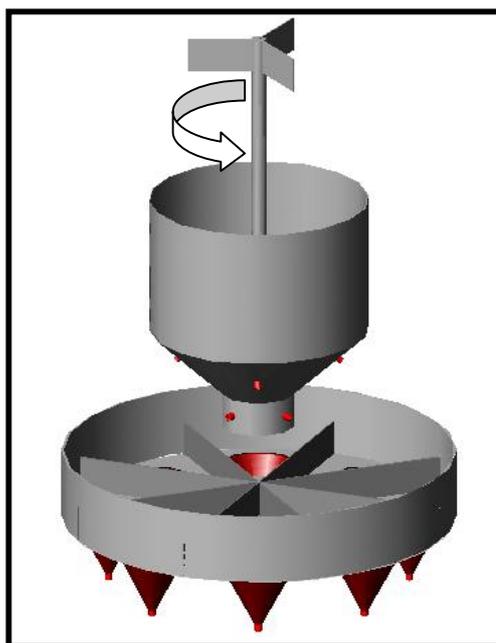


Fig.10.13. Dispositivo dispersor de la arena

Se procedió a verificar los resultados de los análisis granulométricos en 8 muestras representativas, los resultados se presentan en la gráfica de la figura 10.14. En ésta se observa una distribución homogénea de tamaños de partícula.

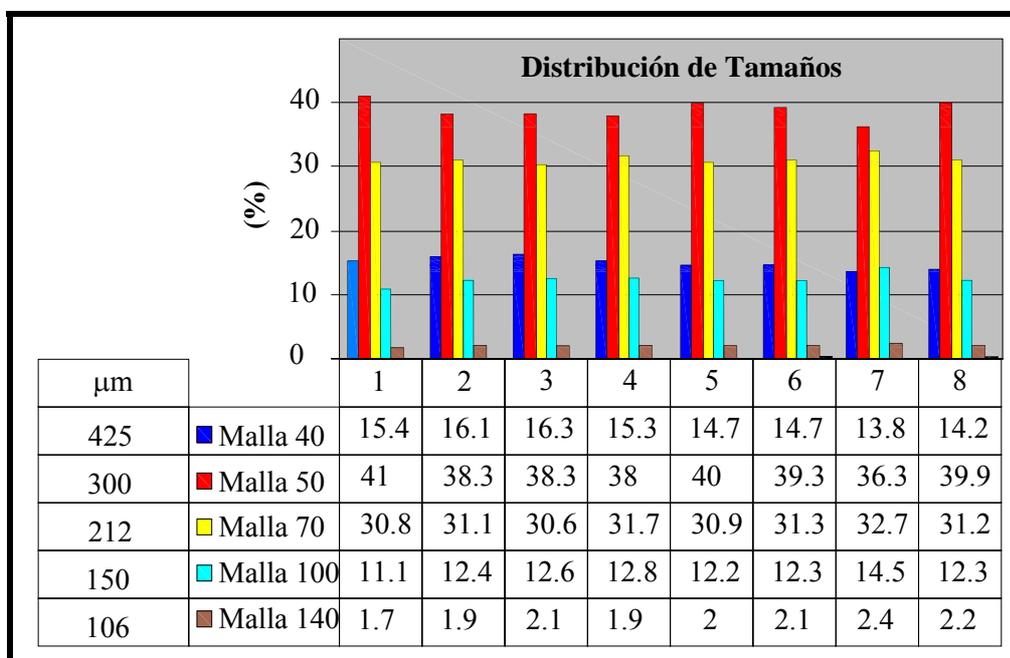


Fig. 10.14. Distribución de tamaños para 8 muestras de arena.

10.2.4 Materiales a erosionar.

Los metales que se sometieron a erosión fueron los aceros AISI H13 y AISI 4140, éstos fueron proporcionados por parte del proveedor MECCANICA BASSI (Italia) con las dimensiones de 100 x 50 x 5 mm, establecidas en base a las pruebas exploratorias con el uso del dispositivo erosionador prototipo 1 (FIME 1).

Las composiciones químicas de estos metales fueron obtenidas mediante espectrofotometría de chispa. En las Tablas 10.1 y 10.2 se presentan las composiciones químicas nominales y reales, respectivamente. Sus microestructuras representativas se presentan en la figura 10.15.

Tabla 10.1. Composiciones químicas nominales:

AISI	C	Mn	Si	Cr	Mo	V
H13	0.32-0.45	0.20-0.50	0.80-1.20	4.75-5.50	1.10-1.75	0.80-1.20
4140	0.38-0.43	0.75-1.0	0.20-0.35	0.80-1.10	0.15-0.25	

Tabla 10.2. Composiciones químicas reales:

H13	0.396	0.48	1.02	5.31	1.23	0.94
4140*	0.5	0.77	0.3	1.1	0.2	--

* Ver nota aclaratoria al final del presente capítulo

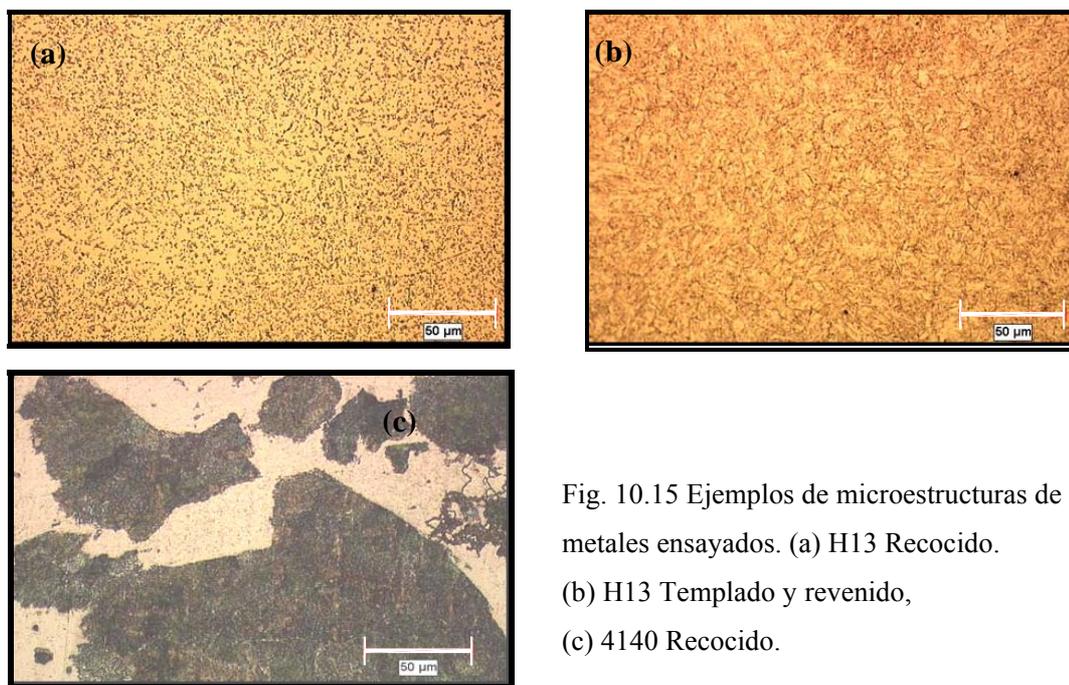


Fig. 10.15 Ejemplos de microestructuras de los metales ensayados. (a) H13 Recocido. (b) H13 Templado y revenido, (c) 4140 Recocido.

Las microestructuras observadas representativas fueron ferrita con carburos esferoidizados para el caso del H13 recocido, de ferrita y perlita para el 4140 recocido, y de martensita revenida para los casos de temple y revenido de ambas aleaciones.

10.2.5. Preparación superficial de las probetas.

Una vez asegurando el buen control para las condiciones de ensayo de la máquina erosionadora, se adecuó la condición superficial inicial de las placas a erosionar a valores acorde al estándar ASTM G76^[50], el cual recomienda una rugosidad inicial inferior a $1\mu\text{m}$ en R_q .

Por inspección visual de las probetas adquiridas, se observó que éstas presentaban diferente acabado debido a las marcas de maquinado. Se procedió entonces a su desbaste mediante el uso de lijas flap en turbina neumática usando secuencia de grano de 60, 80, 120 y 320, enfriando simultáneamente con ráfaga de aire. Se midió la rugosidad en aproximadamente 20 muestras y todas mostraron resultados inferiores a $1\mu\text{m}$ en R_q . En la figura 10.16 se muestran perfiles típicos de rugosidad antes y después del desbaste superficial.

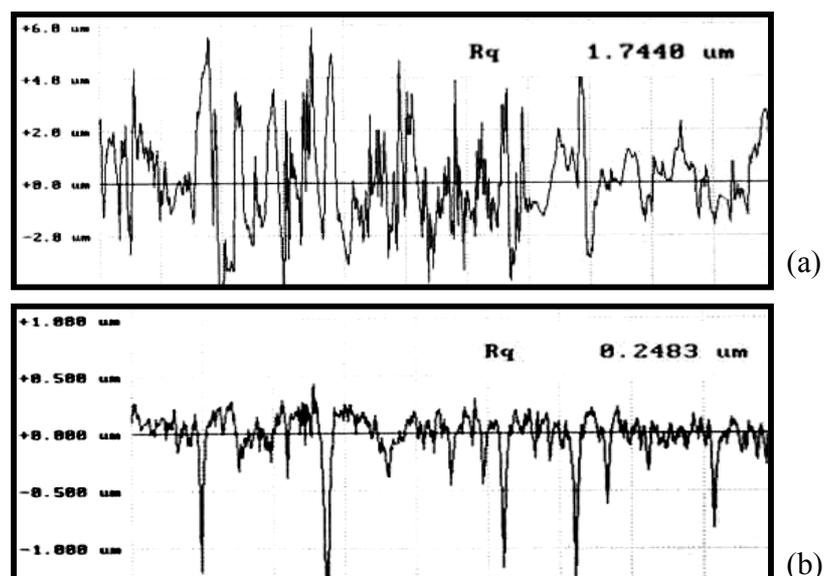


Fig. 10.16. Perfiles de rugosidad antes (a) y después (b) del desbaste.

10.3. Condiciones generales de prueba.

En todos los ensayos se utilizó 1 kg de arena sílica como material erosionante. La distancia de impacto se mantuvo constante a 50 mm. El diámetro de la boquilla fue de 5 mm; se estuvo revisando continuamente para no permitir que excediera al 10 % de su diámetro inicial. Este valor fue considerado acorde con la norma ASTM G76. El gas de arrastre fue aire seco de la línea, con un punto de rocío de -45°C . Antes de la prueba cada probeta fue limpiada en acetona en ultrasonido y su peso fue determinado en una balanza analítica con resolución a 0.1 mg.

Con el correcto control de las posibles variaciones del sistema descritos en esta sección, así como con el control de los parámetros de la máquina erosionadora (distancia de impacto, ángulos, presiones, diámetro de salida) se pudo continuar de manera confiable con las pruebas de erosión.

Se procedió entonces a someter a erosión las aleaciones de acero 4140 y H13, acorde al desarrollo experimental que se describe en la Tabla 10.3. Después de la erosión, las probetas eran nuevamente limpiadas en ultrasonido para medir su masa final, y de esta manera obtener la pérdida de masa debido a la erosión.

Tabla 10.3. Variables experimentales.

Metales	Ángulos	Durezas Nominales	Presiones	Mínimo de Repeticiones
2	6	6	2	2
4140 y H13	20, 30, 40, 60, 75 y 90°	Recocido, 30, 40, 45, 50, 55 HRC	0.69 y 1.38 bar (10 y 20 PSI)	-----

En lo sucesivo, a manera de abreviación se utilizará la siguiente nomenclatura:

H: H13

A: Acero 4140

Los dos dígitos posteriores indicarán la dureza nominal. Ejemplo: H30 (Acero H13 con dureza nominal 30 HRC). A55 (Acero 4140 dureza nominal 55 HRC). Las excepciones son HR y AR que son las durezas en estados de recocido.

Los siguientes dos dígitos indicarán el ángulo de impacto. Ejemplos:

HR 75°: Acero H13 en estado recocido impactado a 75°.

H50 20°: Acero H13 dureza 50 HRC impactado a 20°.

AR 90°: Acero 4140 en estado recocido impactado a 90°.

A40 30°: Acero 4140 con dureza 40 HRC impactado a 30°.

La presencia de un tercer par de dígitos indicará la presión de prueba, ejemplo:

HR 75° 20: Acero H13 en estado recocido impactado a 75°, a 1.38 bar de presión
(20 Psi).

H50 20° 40: Acero H13 dureza 50 HRC impactado a 20°, a 2.75 bar de presión
(40 Psi).

AR 90° 10: Acero 4140 en estado recocido impactado a 90°, a 0.69 bar de presión
(10 Psi).

A40 30° 20: Acero 4140 con dureza 40 HRC impactado a 30°, a 1.38 bar de presión
(20 Psi).

10.4. Erosión del material de referencia.

Durante el desarrollo de las pruebas se sometía adicionalmente a erosión como material de referencia una placa de acero 4140, 20HRC, aproximadamente cada 20 ensayos, que permitiera monitorear el comportamiento regular de la máquina erosionadora. Dicho material de referencia siempre fue sometido a 90° de impacto, a 0.69 bar (10 Psi) y 1.38 bar (20 Psi) según la presión de prueba que se estuviera corriendo. Los valores obtenidos y los valores promedio se presentan en la tabla 10.4, y la gráfica correspondiente en la figura 10.17.

Tabla 10.4. Valores de erosión de las probetas de referencia.

REFERENCIA	0.69 bar (10 Psi)	Diferencia con el promedio [Absoluto (%)]	1.38 bar (20 Psi)	Diferencia con el promedio [Absoluto (%)]
1	0.0781	3.561673	0.1479	5.14488
2	0.0705	6.516032	0.1676	7.489642
3	0.0796	5.550694	0.1616	3.641564
4	0.0755	0.114037	0.1537	1.425072
5	0.0767	1.705254	0.1591	2.038199
6	0.0762	1.042247	0.153	1.874014
7	0.0713	5.455221	0.1494	4.182861
8			0.1572	0.819641
9			0.1538	1.360937
Promedio	0.0754		0.1559	

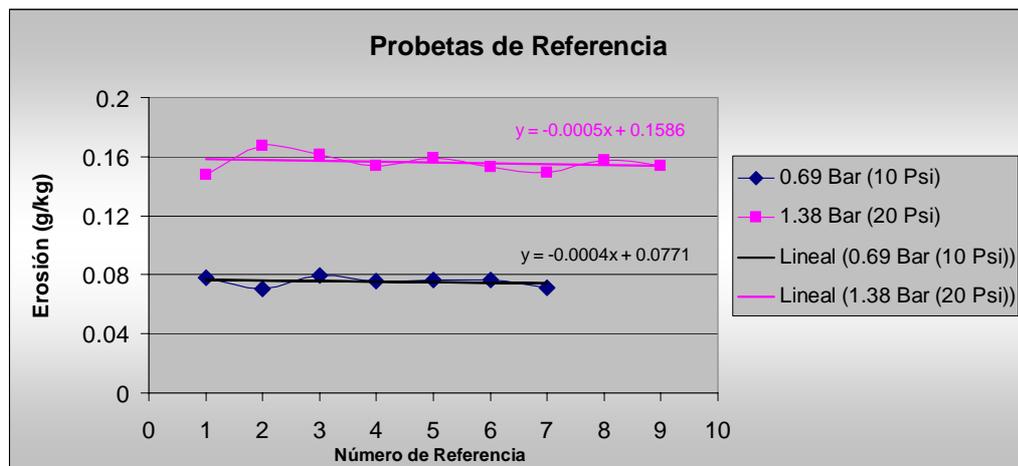


Fig. 10.17. Gráfica del comportamiento de las probetas de referencia, a presiones de 0.69 bar (10Psi) y 1.38 bar (20 Psi).

Los valores y tendencias del material de referencia comprueban un buen desempeño de la máquina erosionadora y de las condiciones generales durante el desarrollo de todas las pruebas. Además, estos valores sirven como primer criterio de repetición para un tercer ensayo, que se explica a continuación.

Al comparar cada valor de erosión con respecto al correspondiente promedio, se calculó la respectiva diferencia en valor porcentual (ver Tabla 10.4); así se decidió tomar el 8% de diferencia entre dos puntos ensayados como tolerancia para una prueba bajo iguales condiciones de erosión. Esto permitió minimizar la diferencia entre puntos de una condición dada de erosión a valores promedio inferiores al 4%.

10.5. Pruebas exploratorias de erosión con arena recubierta de resina.

Para tener una comparación aproximada del comportamiento al desgaste erosivo de los ensayos empleando arena sin resina, con respecto de la erosión que pudiera suceder cuando las partículas erosivas son recubiertas con las resinas del proceso, se procedió a realizar algunas erosiones sobre la aleación H13, con estas últimas condiciones. Se eligieron los ángulos de impacto de 30 y 90° debido a que éstos mostraron los valores

extremos en las gráficas de erosión. De igual manera se eligieron las durezas extremas de micro estructura martensítica de 55 y 30 HRC. La arena fue recubierta con el 0.8% de resinas parte I y parte II, al 50%.

Debido a que el diámetro de salida de la boquilla de 5 mm es demasiado estrecha para el lograr el flujo de arena recubierta con resinas, fueron necesarios algunos ajustes a la máquina erosionadora dada la diferencia de fluidez entre las dos arenas en cuestión. Además, los ensayos fueron aproximados en gran medida a las condiciones reales de sople en el proceso de llenado de cajas de corazones.

Para ello, se retiró el inserto en la boquilla de salida, dando lugar a un diámetro de salida de 1.27 cm (1/2 pulgada), figura 10.18 (a). También se sustituyó la tapa de la brida inferior por la tapa de la brida superior, generándose así un volumen para alojar un promedio de 5 kg de arena con resinas figura 10.18 (b).



Fig. 10.18. (a) Contenedor antes de ser llenado mostrando el diámetro de salida. (b) Contenedor con carga de 5 kg de arena.

Luego de erosionar con 5 kg. de arena recubierta, a las presiones de 0.69 y 1.38 bar (10 y 20 Psi), se midió la pérdida de peso, pero los valores encontrados fueron muy bajos y se corría el riesgo de tener una gran fuente de error en las mediciones. Consecuentemente se repitieron cuatro veces las cargas erosivas de 5 kg. sobre cada

muestra. La arena total empleada en cada ensayo fue recolectada para tener la masa total de erosionante utilizado.

Las probetas fueron limpiadas en acetona y ultrasonido por aproximadamente 5 minutos, luego se midió su pérdida de peso y se dividió entre el total de la masa erosionante utilizada, obteniendo así la erosión por unidad de masa de erodente (mg/kg).

10.6. Uso de columna de arena.

Debido a las discontinuidades en el proceso de erosión ocasionadas por la necesidad de rellenar la cabina de arena, se rediseñó el dispositivo colocando una extensión para la cabina de arena (C.A.). Esto permitió que en un solo llenado se obtenga una pérdida de masa medible y confiable. Se respetó además el posicionamiento inicial del sensor de presión. El dispositivo empleado se muestra en la figura 10.19. Se realizaron pruebas acorde a la Tabla 10.5.

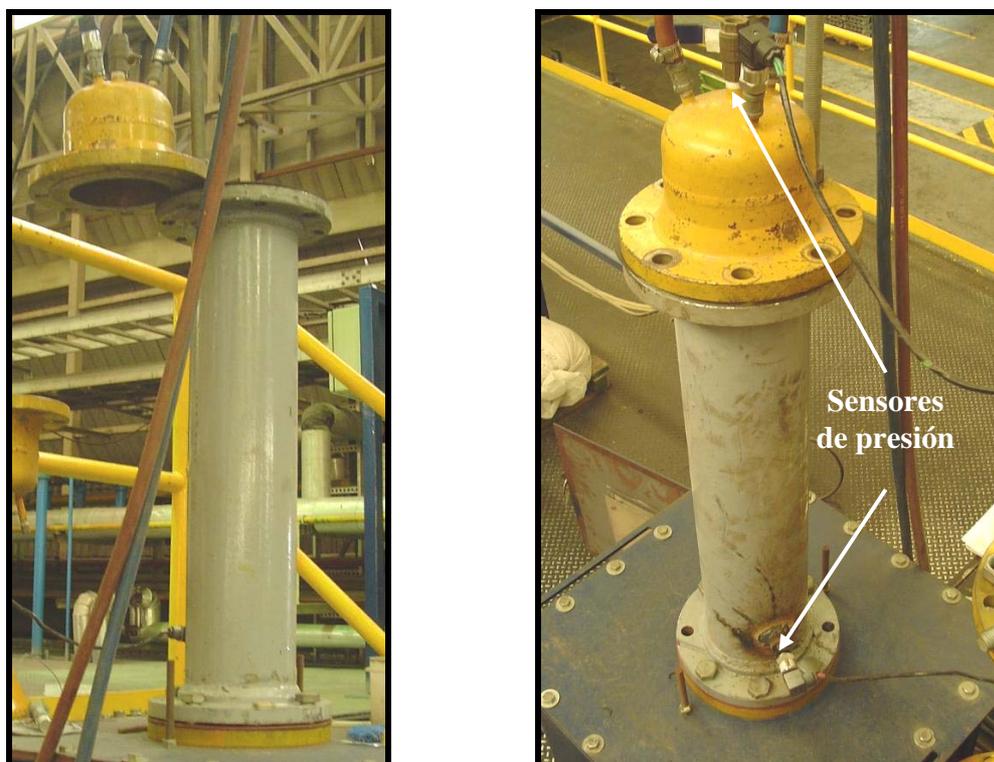


Fig. 10.19. Dispositivo modificado para los ensayos de erosión con mezcla de arena con resina.

Tabla 10.5. Condiciones de prueba en erosiones con arenas con resinas.

Aleaciones	Durezas	Ángulos	Presiones
H13	30 y 55 HRC	10, 30, 60 y 90°	0.69, 1.38 y 2.75 bar (10, 20 y 40 Psi)

10.7. Velocidad de la arena en el impacto.

Para tener una mejor idea de las diferencias que existen entre los dos sistemas de erosión estudiados (sin resina, y recubiertas de resina), se procedió a realizar las correspondientes mediciones de la velocidad de la arena en el impacto. Para las mediciones de velocidad de arena sin resina se utilizó el método de doble disco y para las arenas recubiertas con resinas se utilizó análisis de video grabación convencional.

10.7.1. Doble disco.

Existen varias formas para la medición de la velocidad de la partícula recomendadas por la práctica ASTM G76, como lo son la fotografía de alta velocidad, el velocímetro láser doopler y el método de doble disco. Debido a la posibilidad de montar un dispositivo mecánico dentro de la cabina de erosión, se procedió entonces a realizar un ensamble para aplicar el método de doble disco. El montaje y control de variables se presentan en las imágenes de la figura 10.20.



Figura 10.20. Ensamble del método de doble disco.

En las imágenes de la figura 10.20, se aprecia la medición de distintos parámetros, como lo son la distancia de impacto de 50 mm y velocidad angular de 9293 rpm, además de la adecuada nivelación del dispositivo.

Con el fin de observar el efecto presión y del tamaño de partícula de en la velocidad de impacto, se utilizaron las presiones de 0.69 y 1.38 bar (10 y 20 PSI) y se alimentó separadamente con arena de granulometría malla 40, 50 y 70.

Una vez ensamblado el dispositivo del doble disco, el procedimiento consiste en hacer una primera marca en estado de reposo sobre el disco inferior. Posteriormente se hace

girar el dispositivo a altas revoluciones y las partículas que logren pasar por el orificio del disco superior, generarán una marca de erosión sobre el disco inferior, pero esta última marca estará desfasada de la marca generada del reposo por una longitud de arco debida a la velocidad angular. Los valores de esta longitud, radio, la velocidad angular y la separación entre discos, darán la velocidad de la partícula al momento de impacto^[51].

10.7.2. Video convencional (arena con resina).

Para comparar la variación de velocidad cuando las partículas se encuentran recubiertas con la combinación de resinas, se procedió a determinar la velocidad del flujo de arena mediante video grabación convencional mediante una cámara digital y el análisis de lo observado cuadro a cuadro del video. En base a la información de proveedores de arena los cuales estiman velocidades de salida en las cavidades de corazones, del orden de 3.5 a 14 m/s, se utilizó una cámara digital para definir en el dispositivo las velocidades de las partículas.

Para las mediciones de estos ensayos, se procedió a llenar la cabina inferior (cabina de mezcla aire-arena de la máquina erosionadora) con arena con resina, figura 10.21. El dispositivo se ensambló verticalmente y se graduó sobre la trayectoria del flujo con franjas contrastadas blancas y negras a cada 2 cm. Se utilizó un cronómetro con resolución de centésimas de segundo, figura 10.22. La salida del flujo de arena fue obstruida y se aplicó presión a la cabina para permitir la presurización de la misma a las condiciones de prueba de 0.69 bar y 1.38 (10 y 20 Psi). De esta manera se podía tener desde el inicio las presiones de ensayo y así evitar el gradiente de presión de los primeros instantes en lo que la cabina pasa de la presión atmosférica, a la presión de prueba. Finalmente se liberó la salida para permitir el flujo y obtener el video correspondiente, mismo que fue analizado cuadro a cuadro. En la figura 10.23, se presenta una secuencia de una de las mediciones.



Fig.10.21. Llenado de la cabina (equivalente del "magazine" en la línea de producción).

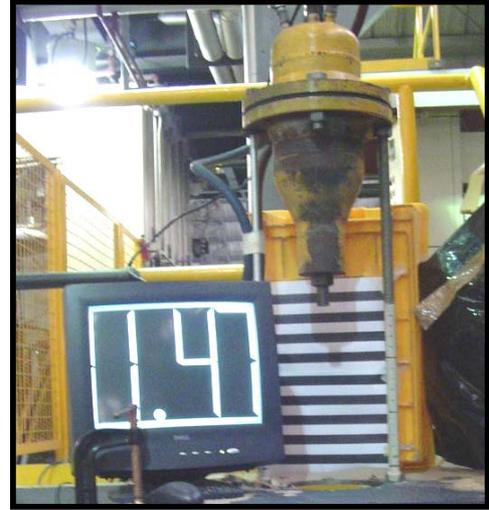


Fig. 10.22. Cronómetro y marcas de distancia.

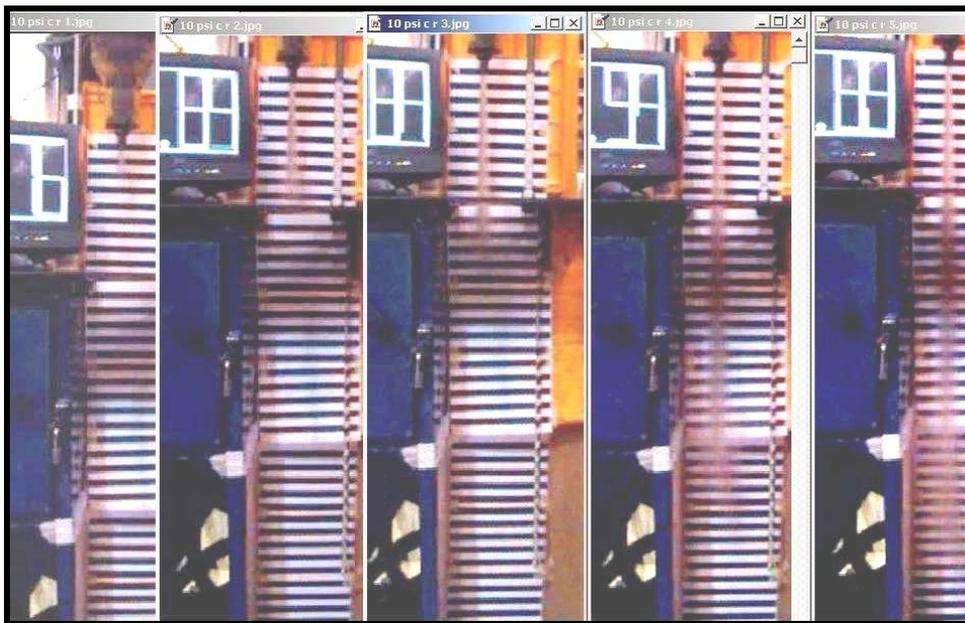


Fig. 10.23. Secuencia de salida de arena

10.8. Microdurezas.

Debido a que el proceso de erosión aquí estudiado implica la alta velocidad de deformación plástica de la superficie de erosión, pueden ocurrir cambios en la dureza del material adyacente a dicha superficie.

Aunque es conocido que uno de los medios adecuados para la medición de estos posibles cambios de dureza es el ensayo de microdureza, éste presentó algunas dificultades para su realización y confiabilidad. Por ello, fue necesario realizar no solo los perfiles de microdureza, sino ensayos adicionales que dieran confiabilidad a la prueba. Estos se describirán más adelante.

Para la realización de algunos perfiles de microdureza, se encontraron principalmente dos dificultades:

La primera fue en la preparación de las probetas ya se requería una superficie plana, sobre todo en la interfase de la cara erosionada. Una preparación convencional conducía al llamado efecto de borde (figura 10.24) el cual no proporciona indentaciones de diagonales equidistantes. Nótese además gran dificultad en el enfoque debido a la baja profundidad de campo. Sólo con el uso de baquelita de retención de borde y con el desbaste y pulido automático (probetas procesadas en laboratorios externos) se logró un acabado adecuado para mediciones en perfil de microdureza, figura 10.25.

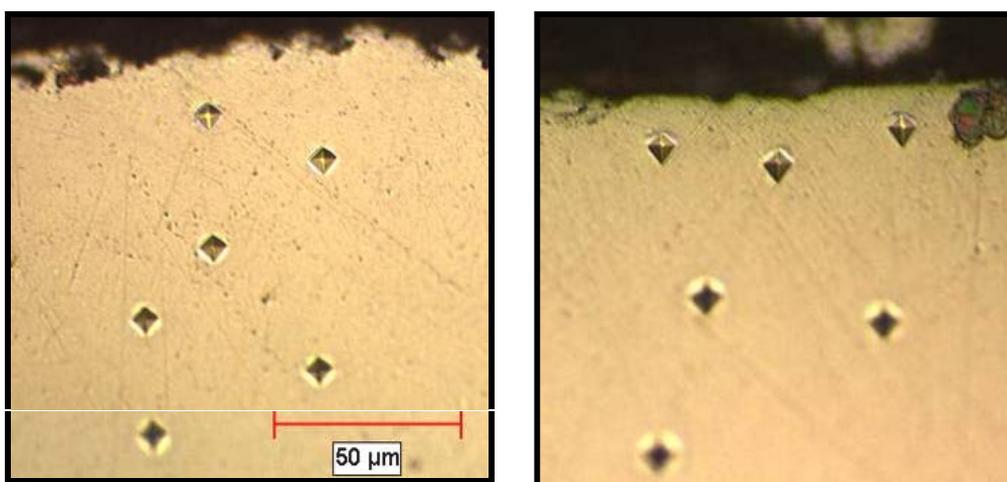


Fig. 10.24. Efecto de borde sobre las indentaciones de microdureza.

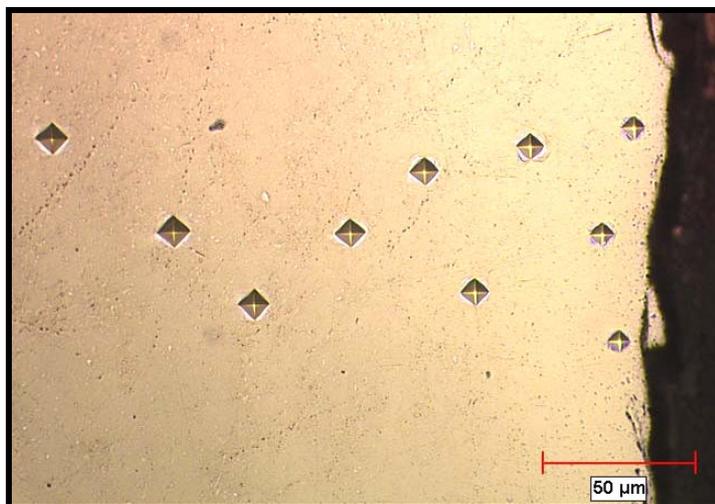


Fig. 10.25. Probeta sin efecto de borde.

El segundo problema fue el tamaño de la indentación. Debido a que se desea investigar el perfil de endurecimiento de una región pequeña vecina a la superficie de erosión, la carga empleada para las indentaciones debía también ser pequeña. Se eligió la carga de 10 g para lograr una mejor exploración del perfil. Esto conlleva a la introducción de un error no cuantificable debido a que el ensayo de microdureza no incluye el error que se induce con la recuperación elástica de los materiales^[52].

Para tener una comparación de la influencia del tamaño de la indentación sobre las mediciones de microdureza, se procedió a deformar severamente en compresión por medio de una prensa hidráulica a 6 probetas: HR, H30, H55, AR, A30, y A55. Luego se realizaron indentaciones de microdureza con carga de 200 y 10 gramos (figura 10.26) a cada una de ellas y así medir la longitud de las diagonales para calcular el correspondiente valor de microdureza y su equivalente en HRC. Cuando las dimensiones de las diagonales están dadas μm y la carga en gramos, la dureza Vickers se calcula empleando la fórmula:^[52]

$$\text{HV} = 1854.4 * P / d^2 \quad (10.2)$$

En la sección de resultados se presentarán éstos y las condiciones concluyentes para la elaboración de perfiles de microdureza.

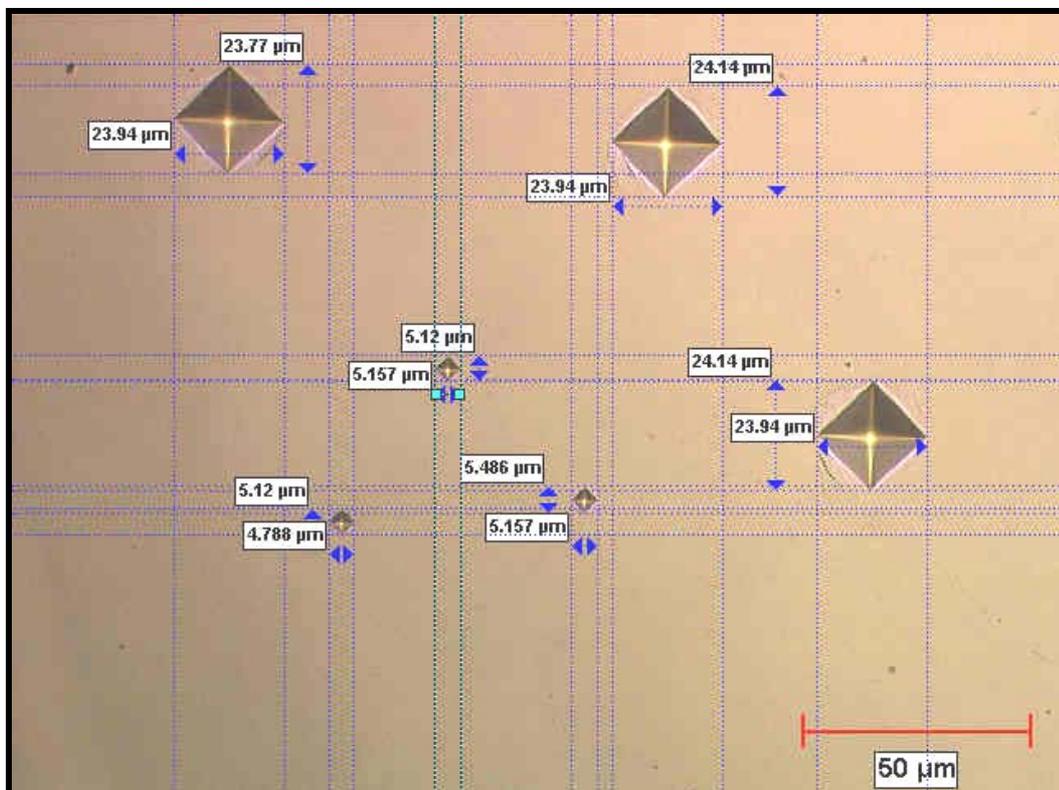


Fig. 10.26. Indentaciones en H55, 10 y 200 g, Deformación en Prensa Hidráulica.

10.9. Microscopia electrónica de barrido.

En las sesiones de microscopia electrónica de barrido, se realizaron cuatro diferentes grupos de observaciones, las cuales son:

- Observaciones de las superficies de erosión (arena sin resina).
- Observaciones de las superficies de erosión (arena con resina).
- Observaciones de impactos individuales.
- Observaciones de perfiles de erosión.

A) Observaciones de las superficies de erosión (arena sin resina).

Se seleccionaron las probetas que se consideraron importantes de acuerdo a la posición que ocuparon en las gráficas de erosión. Los criterios de selección fueron valores máximos y mínimos de erosión, así como algunos puntos intermedios. Las muestras observadas en MEB se presentan en la Tabla 10.6.

Tabla 10.6. Muestras observadas al MEB, erosionadas con arena sin resinas.

Aleaciones	Durezas	Ángulos	Presiones
H13	Recocido, 30 y 55 HRC	10, 30, 60 y 90°	0.69 bar (10 Psi)

Las muestras fueron extraídas de la parte central de impacto, como se muestra en la figura 10.27, ya que este punto permanecía invariante de la distancia de impacto, aún con el giro de la probeta para los diversos ángulos ensayados.

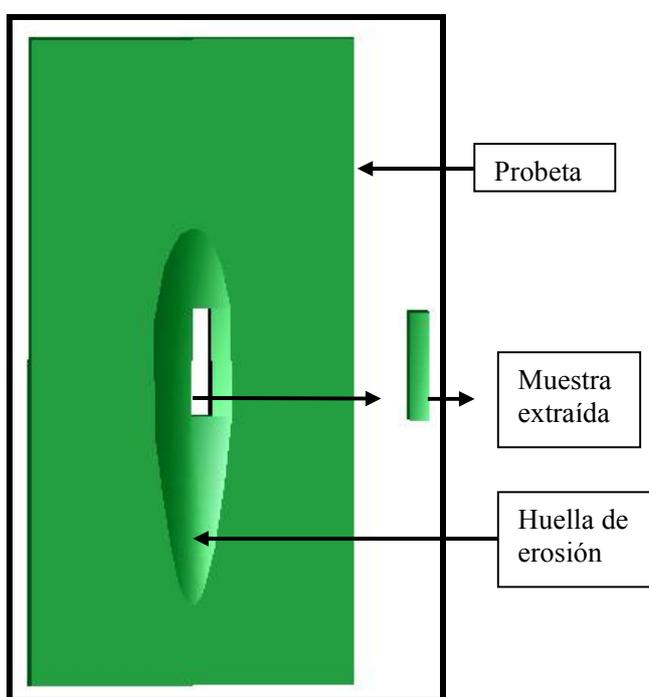


Fig. 10.27. Obtención de muestra para observación al MEB.

B) Observaciones de las superficies de erosión (arena con resina).

Dadas las grandes dificultades que se encontraron para la realización de estas pruebas, se consideraron sólo los puntos de mayor interés como lo fueron los ángulos de valores extremos de erosión y las durezas también extremas de microestructuras martensíticas. Las muestras observadas se resumen en la Tabla 10.7.

Tabla 10.7. Muestras observadas al MEB, erosionadas con arena con resinas.

Aleaciones	Durezas	Ángulos	Presiones
H13	30 y 55 HRC	30 y 90°	0.69 bar 10, 1.38 20 y 40 PSI

Las muestras fueron extraídas de igual manera que para el caso de erosión sin resina (figura 10.27)

C) Observaciones de impactos individuales.

Para tener una mejor visión de los mecanismos de erosión observados, se realizaron impactos individuales con arena malla 50 (300 μm). Las condiciones de las muestras observadas con impactos individuales se resumen en la Tabla 10.8.

Tabla 10.8. Muestras observadas al MEB, correspondientes a impactos individuales.

Aleaciones	Durezas	Ángulos	Presiones
H13	Recocido, 30 y 55 HRC	10, 30, 60 y 90°	0.69 y 1.38 bar (10 y 20 Psi)

Las placas metálicas fueron previamente preparadas superficialmente hasta acabado metalográfico, utilizando sílica coloidal de 0.1 μm como pulido final.

D) Observaciones de perfiles de erosión.

Para la observación de estos perfiles, se tomó la muestra de igual manera que la representada en la figura 10.27, en la dirección longitudinal del impacto. Se preparó metalográficamente el perfil respectivo utilizando nital como reactivo de ataque.

En la Tabla 10.9 se presentan las muestras observadas en los perfiles de erosión de las probetas:

Tabla 10.9. Muestras observadas al MEB, correspondientes a los perfiles de erosión.

Aleaciones	Durezas	Ángulos	Presiones
H13	Recocido y 55 HRC	10, 30 y 90°	0.69 bar (10 Psi)

Aleaciones	Durezas	Ángulos	Presiones
H13	30 HRC	10, 30, 60 y 90°	0.69 bar (10 Psi)

Aleaciones	Durezas	Ángulos	Presiones
AR	Recocido	30 y 90°	0.69 y 1.38 bar (10 y 20 Psi)

En el caso de la aleación 4140, sólo se consideró el estado recocido ya que es el único que presenta microestructura no martensítica en esta familia de aceros. Se supone que el resto de las durezas de este acero presentarán características muy similares que las H13, debido al comportamiento observado en las curvas de erosión y microestructura martensítica.

Las imágenes obtenidas por microscopía electrónica de barrido fueron tomadas a un ángulo de inclinación de 45° ya que observaciones preliminares mostraron que se tenía una mejor percepción de los relieves topográficos, que los que se lograban con las tomas a 90°.

Al considerar estas cuatro formas de visualizar el fenómeno de erosión aquí estudiado, se tuvo la capacidad de encontrar las interrelaciones y las diferencias entre los sistemas de erosión, explicando así de manera más completa las condiciones que conllevan a los valores máximos o mínimos de las magnitudes de erosión.

10.10. Determinación de las presiones de ensayo.

Una vez construida la máquina erosionadora, se procedió a realizar ensayos de erosión sobre metal 4140 en sus diferentes durezas, a un ángulo de 90° de impacto. Se utilizó la presión de línea mínima de soplo en cajas de corazones 4.14 bar (60 Psi). Las probetas obtenidas se muestran en la figura 10.28.

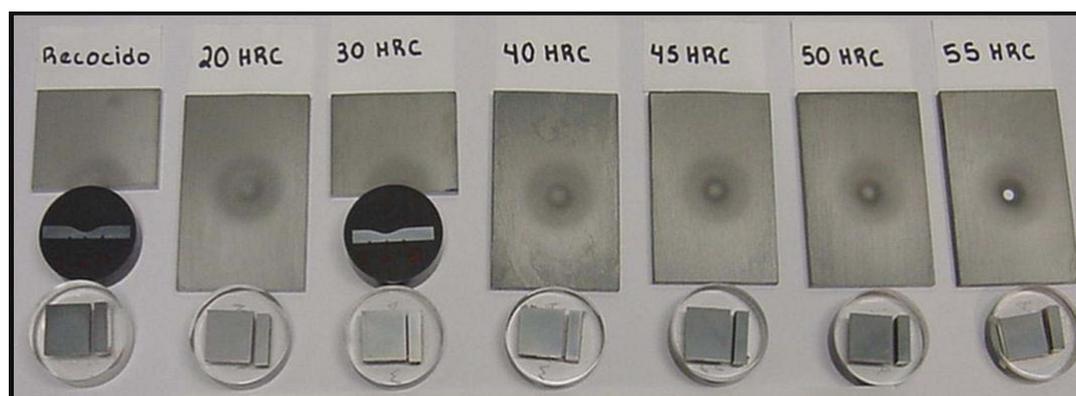


Fig. 10.28. Aleación 4140 erosionadas a 4.14 bar (60 Psi).

Debido a la erosión excesiva de las aleaciones ensayadas a 4.14 bar (60 Psi), fenómeno que no ocurre a tal magnitud durante el soplo de corazones, se planteó que las presiones en las cavidades del herramental durante el soplo, debían ser distintas a las presiones de la línea.

Para la determinación de las nuevas presiones de ensayo, se recurrió a los datos obtenidos en la investigación realizada por Ashland-Arena Flow^[43], donde se realizaron mediciones directas de las presiones en el llenado de cajas de corazones de chaquetas de agua. Los sensores se colocaron en “magazine”, tubos de soplo y cavidades, figura

10.29, además de datos obtenidos por simulación del llenado de cajas de corazones se pudo determinar las nuevas presiones de ensayo. El análisis efectuado se presenta brevemente a continuación.

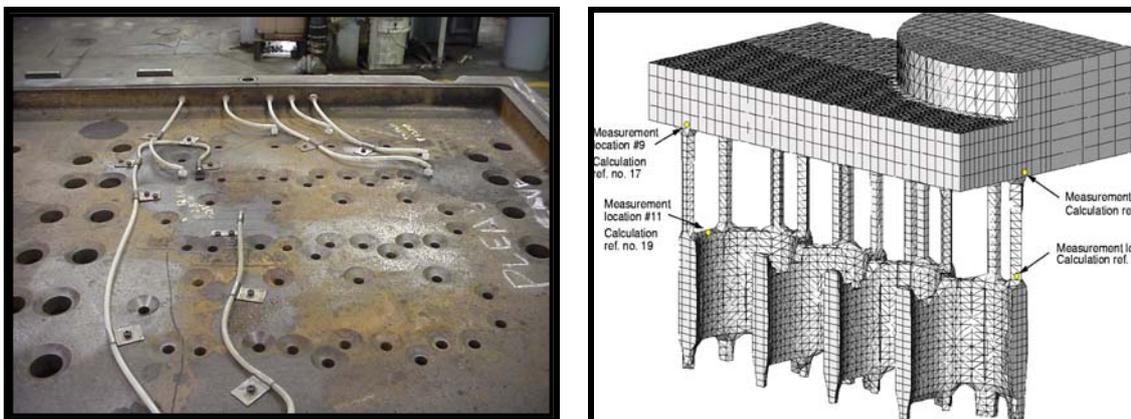


Fig. 10.29. Colocación de sensores en la placa de soplo, cavidades y “magazine”.

En la figura 10.30 se muestra la gráfica de los valores de presión con respecto al tiempo, las cuales se obtuvieron por medición directa y por simulación. Sin embargo sólo se revisarán las curvas punteadas que indican valores medidos, sobre el cual Arena Flow explica: ^[43]

“El proceso de soplo comienza cuando el aire del acumulador entra en el “magazine” y éste tarda aproximadamente 0.1 segundos en presurizarse. La arena y el aire fluyen inmediatamente hacia las cavidades. Sin embargo, el flujo de aire en la cavidad se escapa fácilmente a través de un gran número de ventilas, y la presión de la cavidad permanece próxima a la atmosférica. Este efecto es el responsable del “retardo” medido en la presurización de la cavidad mostrada en la gráfica. Conforme se llena la cavidad, las ventilas inferiores se tapan con arena, bloqueando parcialmente el escape de aire, y la cavidad comienza a presurizarse a los 0.25 segundos, lo cual es observado tanto en la curva medida como en la calculada.”

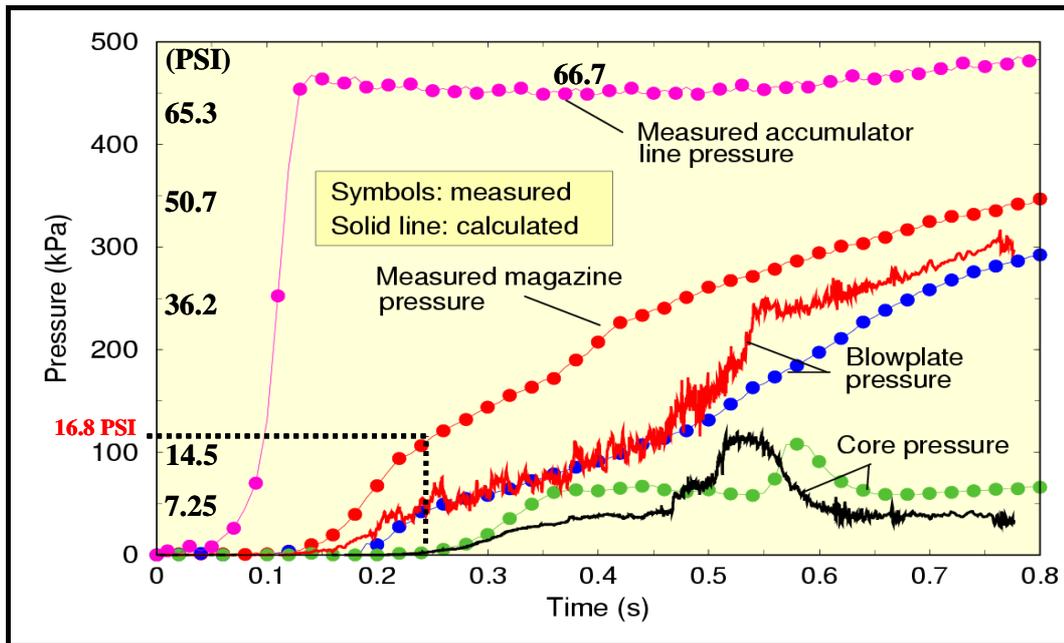


Fig. 10.30. Medición de presión en línea, “magazine”, placa de sopló y cavidades.

En la figura 10.31 se muestra la simulación de la secuencia de llenado desde $t = 0$ hasta 0.2 segundos. En ella se observa que al tiempo de 0.1 segundos, aún no se ha dado el impacto de la arena con el metal del herramental. En $t = 0.2$ segundos, el impacto ya se ha dado, por lo que el impacto inicia justo antes de un tiempo $t = 0.2$ s. En la figura 10.30, se observa que la curva medida de la presión del “magazine” comienza a ser considerable en $t = 0.18$ segundos, por lo que este valor será tomado como el valor anterior a 0.2 segundos en el cual se inicia el impacto arena-metal.

Otra característica importante a observar en la figura 10.31, es que en $t = 0.2$, la arena que descende de los tubos de sopló y que impacta en la parte inferior del metal, aún tiene la capacidad de desplazarse hacia los costados del punto de impacto, lo que implica que la colisión arena-metal sigue sucediendo después de los 0.2 segundos.

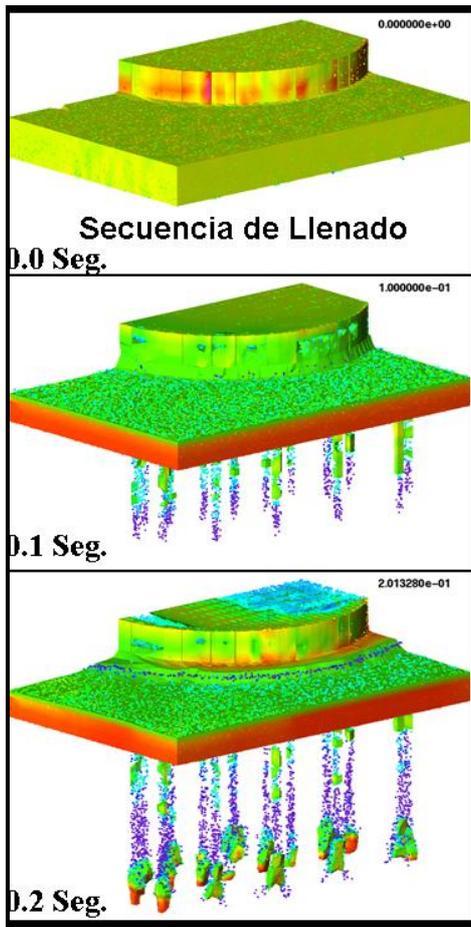


Fig. 10.31. Secuencia de llenado

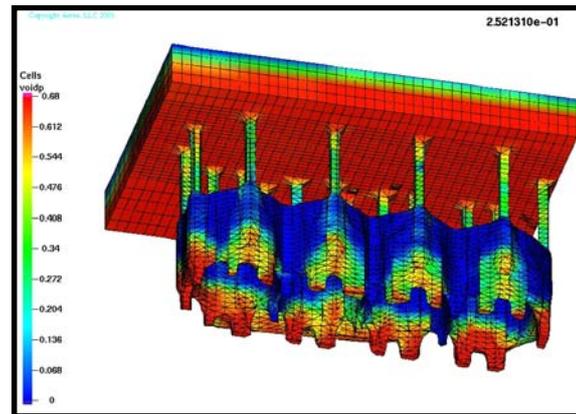


Fig. 10.32. Extensión del llenado de arena a los 0.25 segundos.

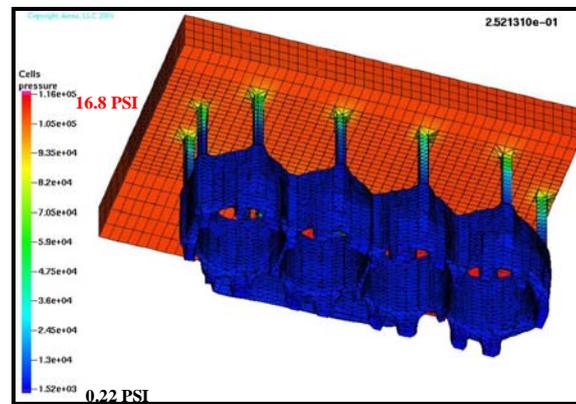


Fig. 10.33. Distribución de la presión (Pa) a los 0.25 segundos.

En la figura 10.32, se presenta la extensión del llenado (rojo) a los 0.25 segundos. En ella se aprecia que en los puntos ahora son zonas de saturación de arena, por lo que se supone que para este tiempo, el impacto es arena-arena, y el tiempo final de impacto arena-metal debe de ser inferior a 0.25 segundos.

En la figura 10.33 se muestra la simulación de la distribución de presión a los 0.25 segundos. Esta imagen es importante ya que muestra que para este tiempo aún se conserva la presión atmosférica en las cavidades, y este arreglo de presiones es muy semejante al diseño de la máquina erosionadora, ya que en ella no se presenta la presurización de la cabina.

En la figura 10.34 se presenta una ampliación de la figura 10.30 correspondiente a los primeros valores de la gráfica. Acorde al argumento del párrafo anterior, se tomó el punto anterior a 0.24 segundos como el tiempo final de impacto, es decir 0.22 segundos.

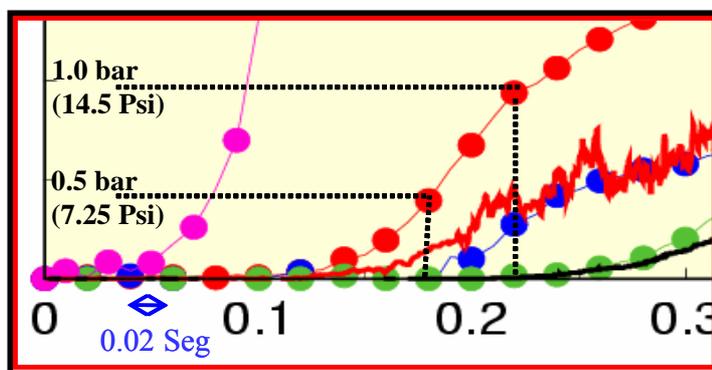


Fig. 10.34. Ampliación del gráfico 10.30 en los primeros instantes.

Al establecer los valores temporales de inicio y fin de impacto en 0.18 y 0.22 segundos respectivamente, sus lecturas correspondientes en presión son de 0.5 y 1.0 bar (7.25 y 14.5 Psi), considerando la presión de línea inicial de 4.6 bar (66.7 Psi) (ver figura 10.30). Debido a que las condiciones operativas de soplo en el proceso llegan a ser superiores a las aquí indicadas, (hasta de 6.2 bar, 90 Psi), se incrementó en forma proporcional los valores de 0.5 y 1.0 bar, quedando como condición final de presión de ensayo de erosión los valores de 0.69 y 1.38 bar (10 y 20 Psi).

Nota referente al acero AISI 4140: El acero utilizado en este experimento fue proporcionado por la empresa italiana Meccanica Bassi, el cual cumple con las especificaciones de ese país al acero 50CrMo4, y que para efectos de comparación en este trabajo se ha tomado como equivalente al acero tipo AISI 4140 (NOM 4140), ya que son los más conocidos en el mercado americano.

11. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

11.1. Resultados de las pruebas de erosión.

En la figura 11.1 se muestran 340 probetas erosionadas. Los valores promedio de pérdida de masa por erosión se dan en la Tabla 11.1, así como las durezas equivalentes en escala Vickers.



Fig. 11.1. Probetas erosionadas.

Los valores de erosión se presentarán en gráficas de pérdida de masa (g/kg) contra dureza del metal (HV) y en pérdida de masa contra ángulo de impacto.

Las gráficas de erosión contra dureza para los aceros 4140 y H13 erosionados a 0.69 Bar (10 Psi) se presentan en las figuras 11.2 y 11.3.

Los valores correspondientes a la menor dureza (4140 a 230 HV y H13 a 173 HV), corresponden a los aceros en estado de recocido, por lo que deben de ser vistos con

cautela ya que la microestructura que representan es distinta a la de los demás aceros. El acero 4140 recocido (AR) presentó una microestructura de perlita y ferrita, mientras que el acero H13 recocido (HR) presenta carburos esféricos en una matriz ferrítica.

Tabla 11.1. Valores promedio de pérdida de masa (g / kg).

CONDICION	Dureza	Angulo de impacto					
		90°	75°	60°	40°	30°	20°
0.69 Bar (10 Psi)	HV						
HR	165	0.0775	0.0967	0.1203	0.1589	0.1675	0.1749
H30	294	0.078	0.0949	0.1206	0.1559	0.1579	0.1566
H40	372	0.0847	0.1075	0.1355	0.16	0.1607	0.1446
H45	445	0.1001	0.1234	0.1560	0.1672	0.1657	0.1503
H50	513	0.1128	0.1352	0.1717	0.1709	0.1693	0.1421
H55	595	0.1391	0.1556	0.1804	0.1745	0.1645	0.1386
AR	216	0.0760	0.0931	0.1230	0.1642	0.1565	0.1634
A30	294	0.0818	0.1031	0.1381	0.1626	0.1649	0.1583
A40	372	0.0883	0.1118	0.1473	0.1724	0.1706	0.15915
A45	445	0.0950	0.1203	0.1584	0.1759	0.1726	0.1574
A50	513	0.1061	0.1296	0.1685	0.1753	0.1688	0.1552
A55	595	0.1330	0.1587	0.1826	0.1749	0.1675	0.1409
1.38 Bar (20 Psi)		90°	75°	60°	40°	30°	20°
H20R	165	0.1634	0.1854	0.2399	0.3228	0.3402	0.3250
H30	294	0.163	0.1935	0.2534	0.3173	0.333	0.3029
H40	372	0.1831	0.2192	0.2853	0.3289	0.3295	0.3008
H45	445	0.2212	0.2617	0.3221	0.3478	0.3461	0.2989
H50	513	0.2493	0.2860	0.3407	0.3552	0.3417	0.2944
H55	595	0.2992	0.3282	0.3729	0.349	0.3323	0.2789
A20R	216	0.1827	0.2132	0.2893	0.3364	0.3388	0.2995
A30	294	0.1706	0.2216	0.2702	0.3283	0.3416	0.3159
A40	372	0.1954	0.2375	0.3102	0.3551	0.3456	0.30905
A45	445	0.2040	0.2512	0.3097	0.3634	0.3624	0.3089
A50	513	0.2299	0.2772	0.3418	0.3609	0.3600	0.3048
A55	595	0.2898	0.3342	0.3670	0.3732	0.3298	0.2885

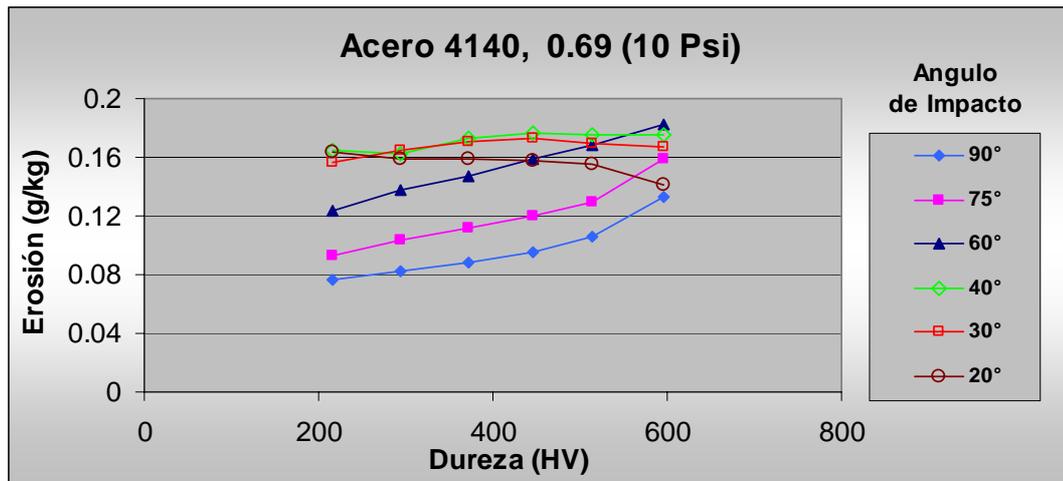


Fig. 11.2. Gráfica de erosión para el acero 4140 a 0.69 Bar (10 Psi).

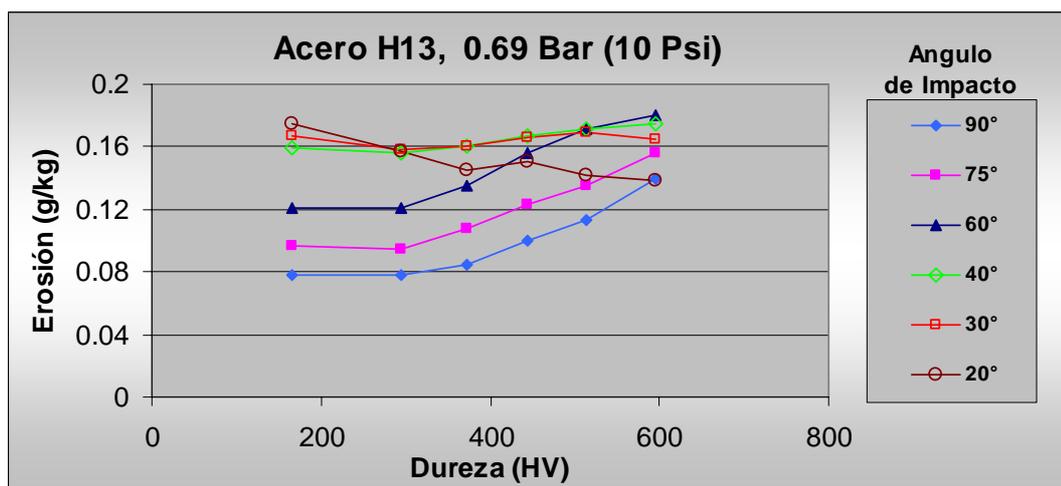


Fig. 11.3. Gráfica de erosión para el acero H13 a 0.69 Bar (10 Psi).

Al trasladar las dos gráficas anteriores, se observa que el comportamiento es muy similar de ambas aleaciones en su resistencia a la erosión, ver Figura 11.4.

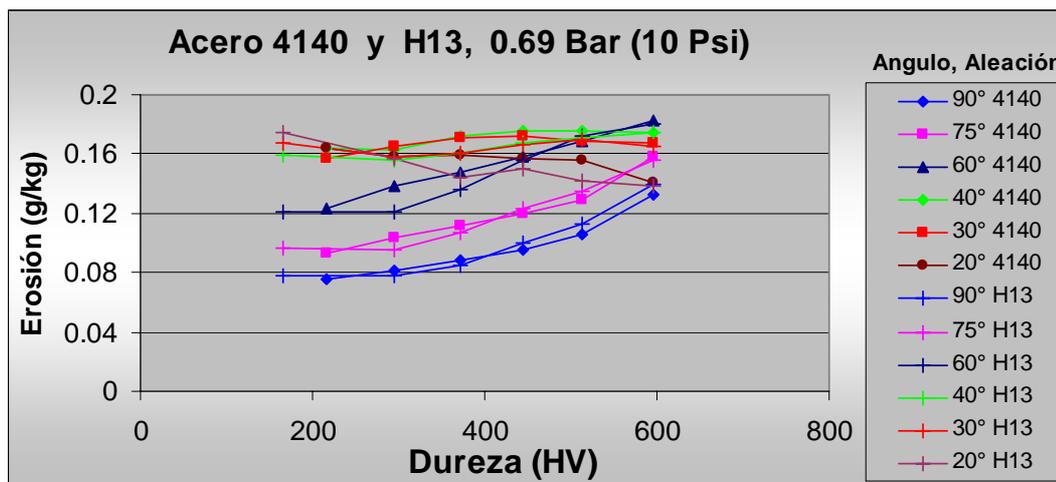


Fig. 11.4. Traspase de las curvas para el H13 y 4140 a 0.69 Bar (10 Psi).

Al observar en las figuras 11.2 y 11.3 el comportamiento en secuencia de disminución angular de cada curva, se observó un cambio progresivo en la concavidad de las mismas, desde la curva ascendente correspondiente al ángulo de 90°, hasta la curva descendente del impacto a 20°, pasando por valores casi constantes pertenecientes a las curvas de 30° y 40° de incidencia.

Algunos autores^[3, 34, 25, 49, 26] han propuesto que para ciertas aleaciones no se detecta un cambio en la erosión con incrementos en la dureza, o bien que se ven disminuidas en cuanto a su resistencia a la erosión. Aquí se puede observar que este fenómeno sólo ocurre a ciertos ángulos de impacto. Por ejemplo, en la gráfica de la figura 11.3 se observa que para ángulos de impacto de 30° y 40° la erosión es casi constante con respecto a cambios en la dureza. La afirmación generalizada de que el cambio de dureza por tratamiento térmico en un acero mantiene virtualmente invariante la resistencia a la erosión no debe ser más utilizada; ya que si bien varias pruebas muestran esta constancia, la mayoría de éstas son efectuadas a ángulo bajo, de alrededor de 30°. Pero en los resultados obtenidos en el presente trabajo, a ángulo de impacto de 10° y de 90°, la diferencia es muy marcada. Por lo tanto la afirmación generalizada de la constancia de los valores de erosión con respecto a la variación de la dureza puede causar confusión en algunas aplicaciones ingenieriles.

La magnitud de los valores de erosión para el ángulo de 30° son muy cercanos a los reportados por L. Ambrisini y S. Bahadur ^[34], quienes son los únicos autores que han reportado resultados de erosión para la aleación AISI 4140 para varios tratamientos térmicos, pero solo ensayando el ángulo de 30°, ya que en éste ocurre el máximo de erosión esperado.

Si bien la curva a 90° presenta rápidos incrementos en valores de erosión, éstos nunca llegan a ser mayores que los obtenidos para los demás ángulos en su correspondiente valor de dureza.

Las pruebas a 1.38 Bar (20 Psi) presentaron un comportamiento similar a los ensayos a 0.69 Bar (10 Psi), pero con una mayor magnitud de erosión. Lo anterior se presenta en la figura 11.5, donde se han trasladado las curvas de las dos aleaciones a 1.38 Bar (20 Psi).

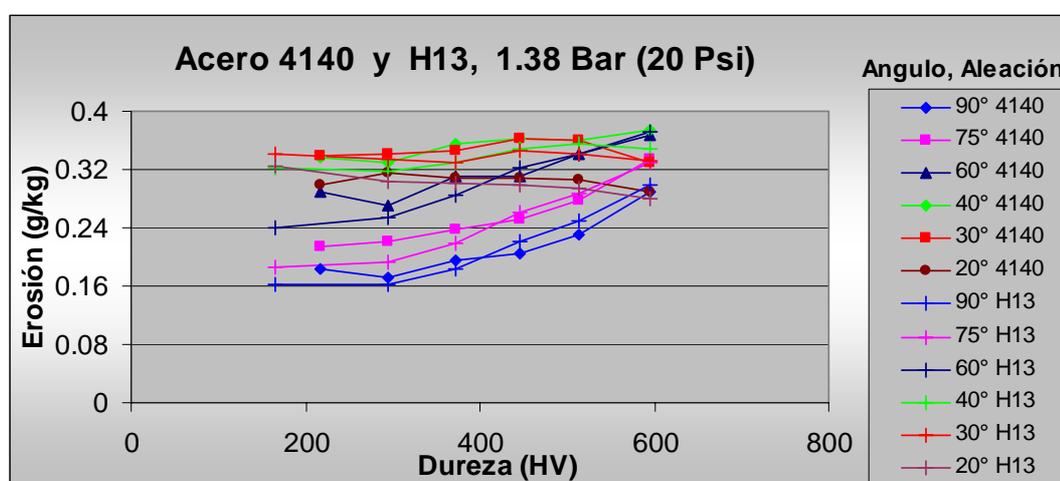


Fig. 11.5. Traslape de las curvas para el H13 y 4140 a 1.38 Bar (20 Psi).

Al graficar la pérdida de masa contra el ángulo de impacto, se obtuvieron las gráficas de las figuras 11.6, 11.7, 11.8 y 11.9. Se aprecia de igual manera la similitud entre ellas en cuanto al comportamiento al desgaste erosivo. Las curvas correspondientes a la serie “R”, representan los estados de recocido.

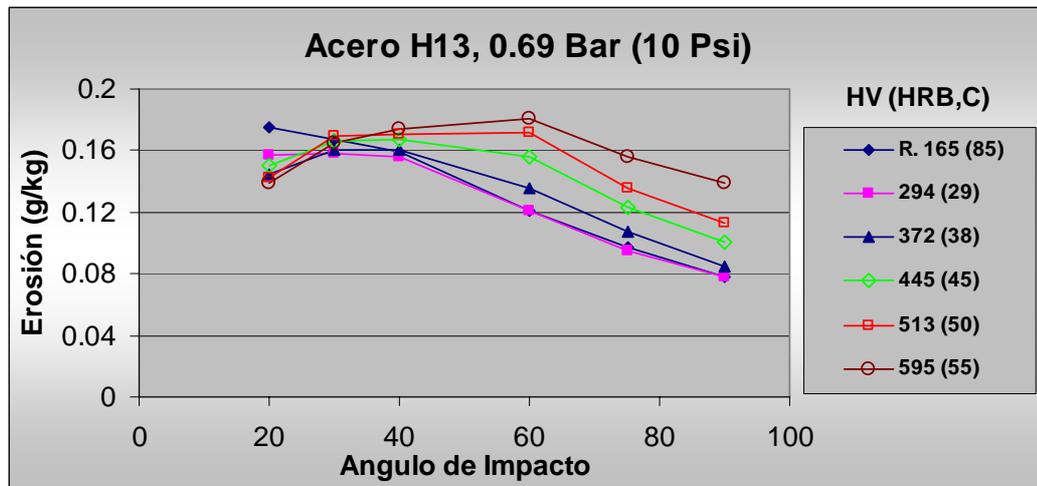


Fig. 11.6. Erosión en función del ángulo de impacto para el acero H13, 0.69 Bar (10 Psi)

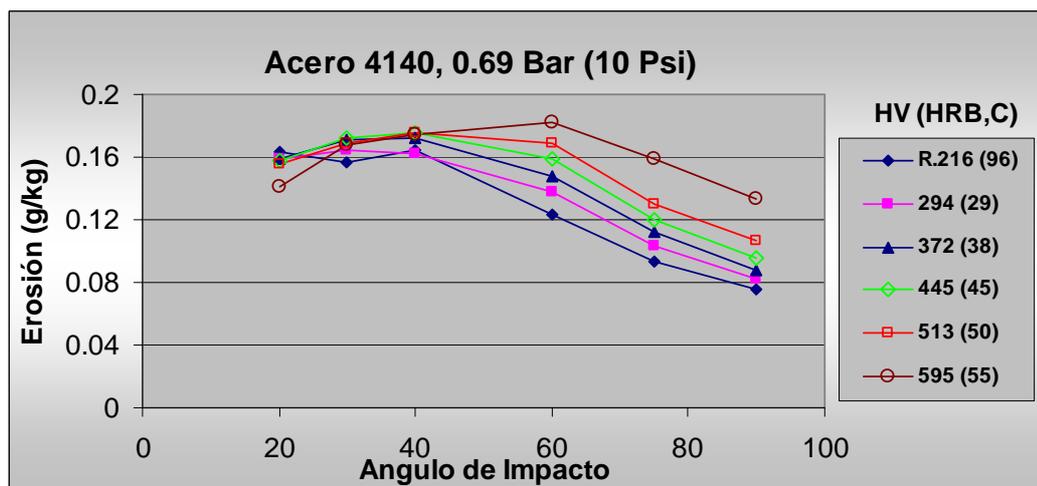


Fig. 11.7. Erosión en función del ángulo de impacto para el acero 4140, 0.69 Bar (10 Psi).

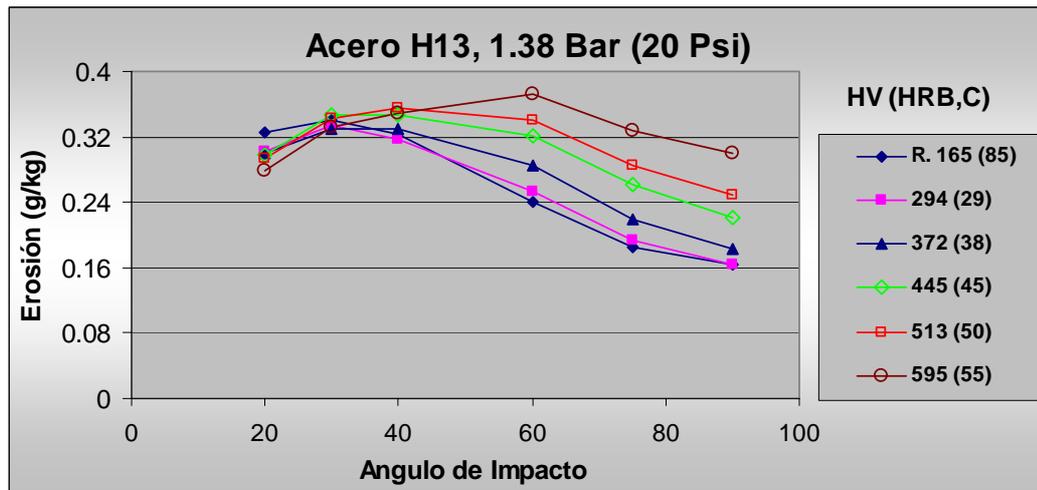


Fig. 11.8. Erosión en función del ángulo de impacto para el acero H13, 1.38 Bar (20 Psi)

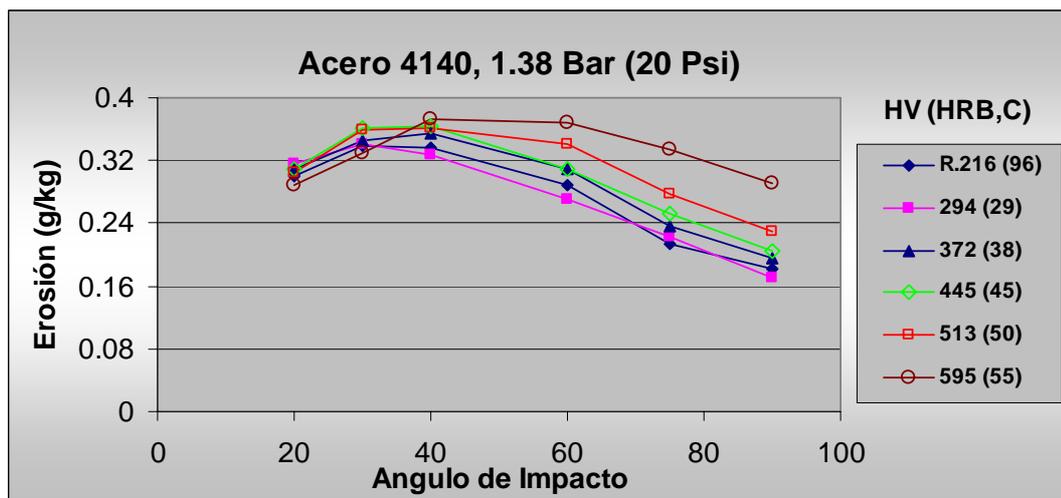


Fig. 11.9. Erosión en función del ángulo de impacto para el acero 4140, 1.38 Bar (20 Psi).

Es fácil observar que las cuatro gráficas anteriores presentan un comportamiento muy similar en su respuesta a la resistencia erosiva. Es decir, no se encuentra una diferencia apreciable entre un acero H13 y de un acero 4140. Los aceros de dureza nominal 45, 40, 30 HRC y en estado de recocido presentan el comportamiento dúctil de erosión. En estas gráficas se aprecia también la relativa constancia de valores de erosión para el ángulo de entre 30 y 40°.

Las curvas a 50 HRC, presentan una meseta en tres valores angulares: 30, 40 y 60°. Sin embargo su comportamiento presenta mayores características de ductilidad.

Sólo las curvas correspondientes a la máxima dureza (55 HRC), presentan un máximo de erosión a 60°, y su tendencia es hacia la fragilidad cuando se le compara con el resto de las curvas. T. Foley y A. Levy^[26] reportan que para el acero 4340 con durezas de 53 ó 60 HRC están básicamente en el régimen dúctil. También muestran que las variaciones de la erosión a los ángulos de 30 y 90° fueron de más del 100%, fenómeno que no fue observado a tal magnitud en los presentes resultados para la dureza de 55 HRC donde la variación de la erosión de dichos ángulos fue en promedio del 17.2%. Además, en su diseño de experimentos solo ensayaron los ángulos de 30 y 90°, por lo que no se puede apreciar si para el acero por ellos experimentado presenta su máximo de erosión en algún valor entre dichos ángulos, como sucedió en el presente trabajo. Por otro lado, Hutchings^[49] publica que el acero AISI 52100 muestra el máximo de erosión a 90° para microestructuras de martensita no revenida y en otro de martensita revenida a la máxima dureza (figura 3.9), que corresponde a las mismas tendencias encontradas en el presente trabajo. Además debe ser notado que también se coincide con la convergencia de los valores de erosión hacia el ángulo de 30°. Comportamientos similares de transición hacia el comportamiento frágil son reportados por Laura P. McCabe^[33] en acero 10105 martensita (775 HV, 63.9 HRC) y martensita revenida (680 HV, 62.1 HRC) (figuras 4.15 y 4.16), cuando la velocidad de la partícula se incrementa (99 m/s). También es el caso para el acero 1078 en la condición martensítica (715 HV, 63.1 HRC), pero con respuesta dúctil en la condición de martensita revenida (346 HV, 54.3 HRC).

El acero 4140 en estado de recocido presentó una alta dispersión de datos en los ensayos individuales. Esto obligó a realizar un estudio más detallado de las microestructuras que presentaba este grupo de probetas. Se encontró que el acero 4140 recocido presentaba diferencias microestructurales, tal como se muestra en la figura 11.10. Esta diferencia se debe al diferente procesamiento térmico al que estuvo sometido el acero antes de fabricar las probetas.

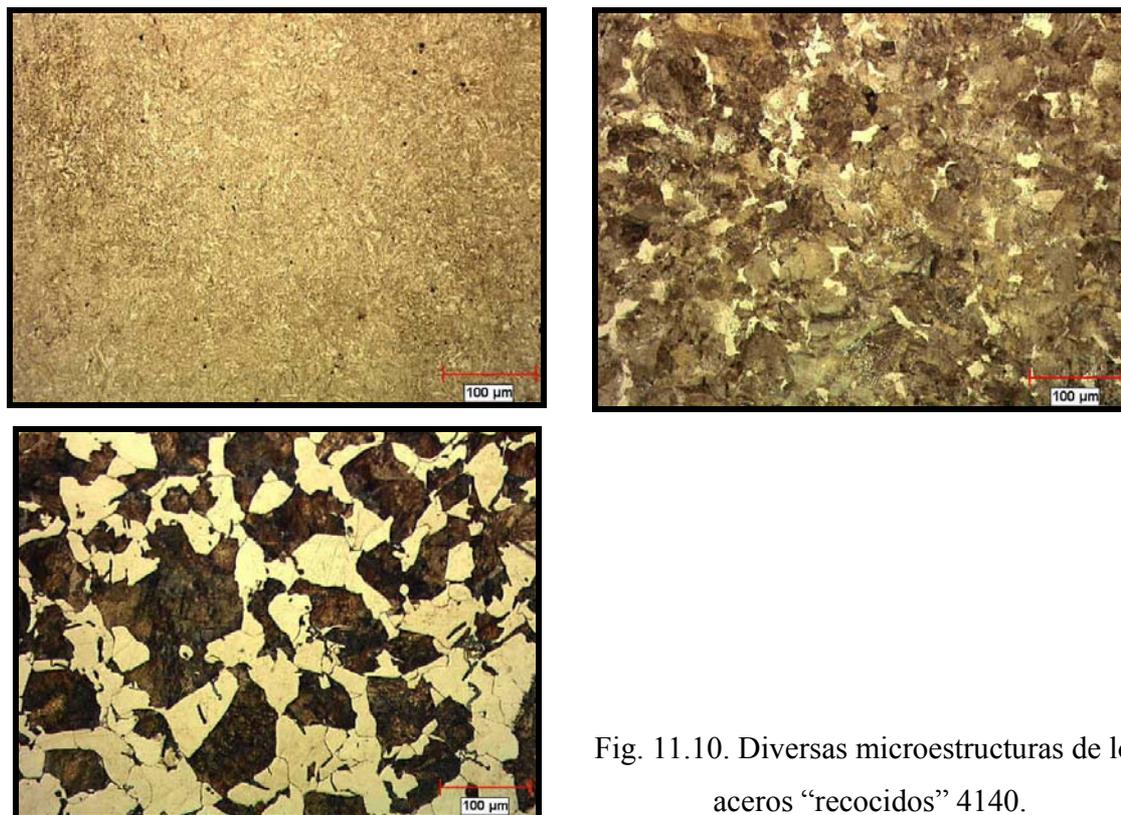


Fig. 11.10. Diversas microestructuras de los aceros “recocidos” 4140.

Debido a la convergencia de valores de erosión en el entorno de los 30° , se decidió realizar ensayos a un ángulo menor de 20° , para verificar si continuaba una posible convergencia de valores de erosión para ángulos bajos (ver figuras 11.6, 11.7, 11.8 y 11.9), además de verificar si el comportamiento de cambio de concavidad observada en las gráficas 11.2 y 11.3 continuaba con la secuencia observada.

Se decidió también ensayar sólo en material H13 a 0.69 Bar (10 Psi), esto debido al comportamiento semejante de las gráficas para las dos aleaciones y para las dos presiones. Como una segunda justificante, no menos importante, se tiene la observación de problemas de erosión en cajas de corazones en las cuales se observó con frecuencia erosión a bajo ángulo, figura 11.11.

De esta manera se extendió la variable angular y se realizaron algunos ensayos en el acero H13 con durezas de 173, 294, 445, 595 HV a 10° de impacto y presión de 0.69 Bar (10 Psi).

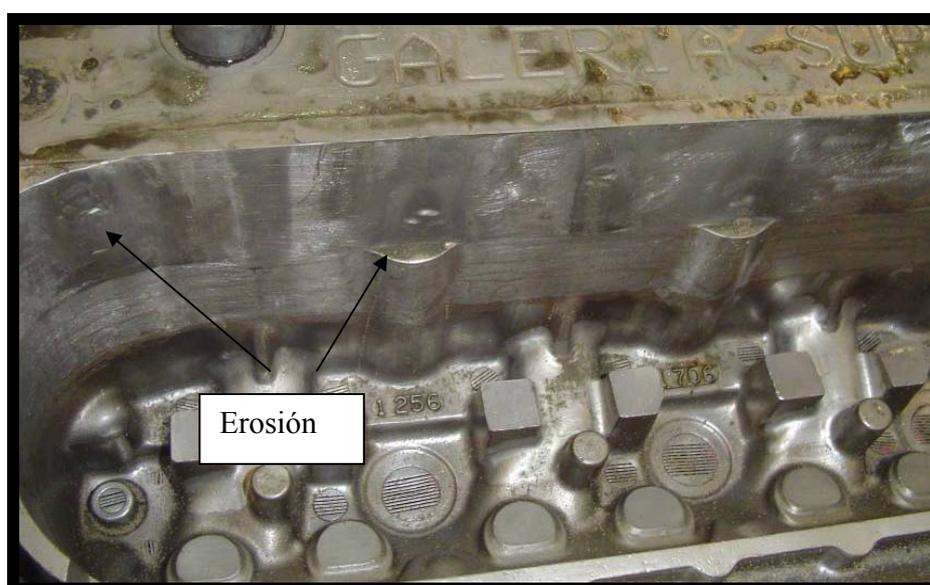
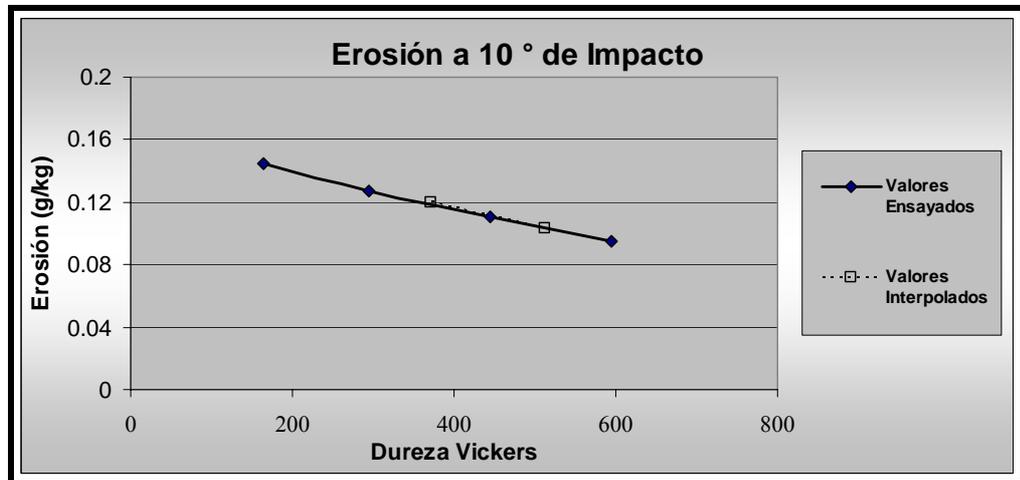


Figura 11.11. Cajas de corazones con problemas de erosión.

Debido al comportamiento regular de las gráficas de desgaste así obtenidas, se interpolaron los valores de desgaste para las durezas de 372 y 513 HV (37 y 50 HRC).

Las gráficas y los valores obtenidos por prueba, e interpolados para este ángulo se muestran en la figura 11.12.

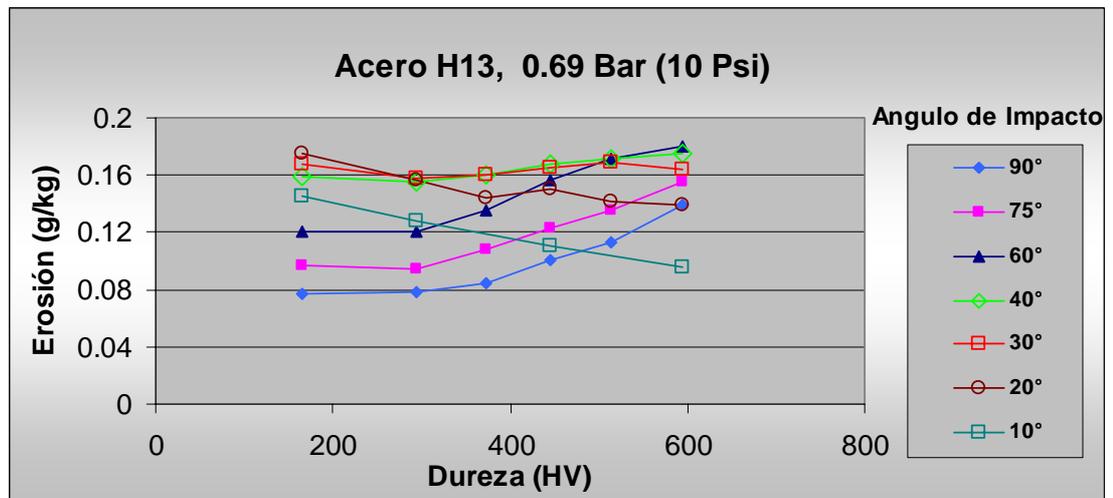


Dureza	Erosión(g/kg)
165	0.14485
294	0.12755
372	0.11986
445	0.11065
513	0.10365
595	0.09515

Fig. 11.12. Resultados de pruebas de erosión a 10° de impacto.

En la gráfica 11.13 se muestran las curvas de erosión para el acero H13, la cual es representativa del comportamiento en general de las demás condiciones de prueba, incluyendo las nuevas pruebas a 10° de impacto.

(a)



(b)

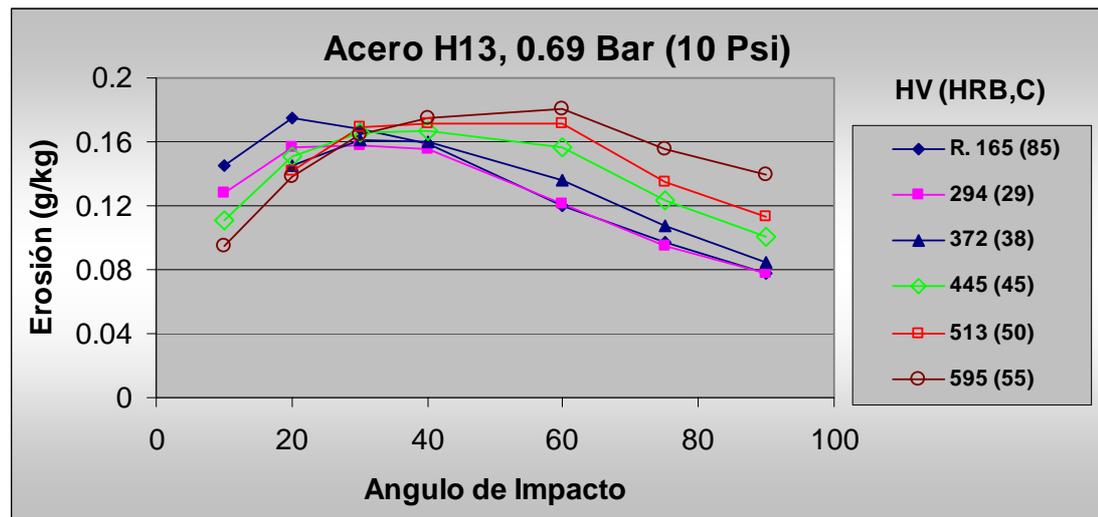


Fig. 11.13. Gráficas representativas de resistencia a la erosión, para un acero H13. (a) con respecto de la dureza. (b) con respecto al ángulo de impacto.

Las curvas de la figura 11.13 se pueden representar en una gráfica tridimensional del desgaste erosivo que incluye la combinación de las 6 durezas ensayadas y 7 ángulos de impacto. En las gráficas de las figuras 11.14, 11.15, 11.16 y 11.17 se muestran diferentes perspectivas de la gráfica obtenida.

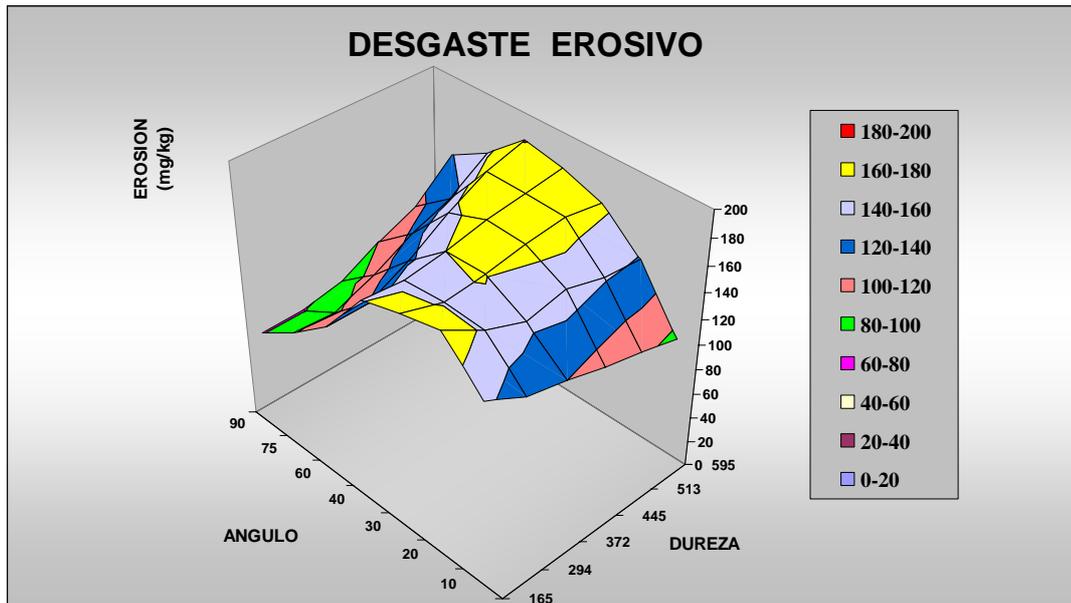


Fig. 11.14. Vista 1 superior del gráfico 3-D de erosión H13, 0.69 Bar (10 Psi).

En la figura 11.14 se tiene una vista superior del comportamiento al desgaste erosivo. En ella se aprecia que a valores angulares de entre 30 y 40° la conducta es casi constante para todos los valores de dureza, siendo además estos ángulos y su entorno los que presentaron un máximo de desgaste.

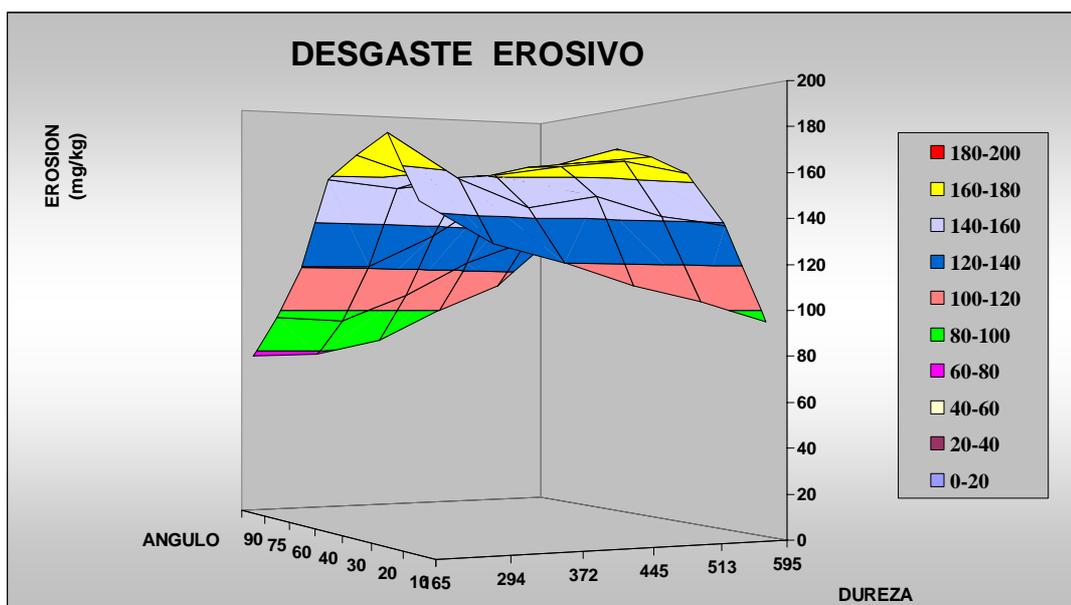


Fig. 11.15. Vista 2 del gráfico 3-D de erosión H13, 0.69 Bar (10 Psi).

La parte frontal de la gráfica 11.15 corresponde al ángulo de incidencia de 10° . En ella se aprecia que para el caso particular de este ángulo de impacto, un metal de mayor dureza presentará mayor resistencia al desgaste erosivo, y la mayor razón de desgaste le corresponde al metal de menor dureza.

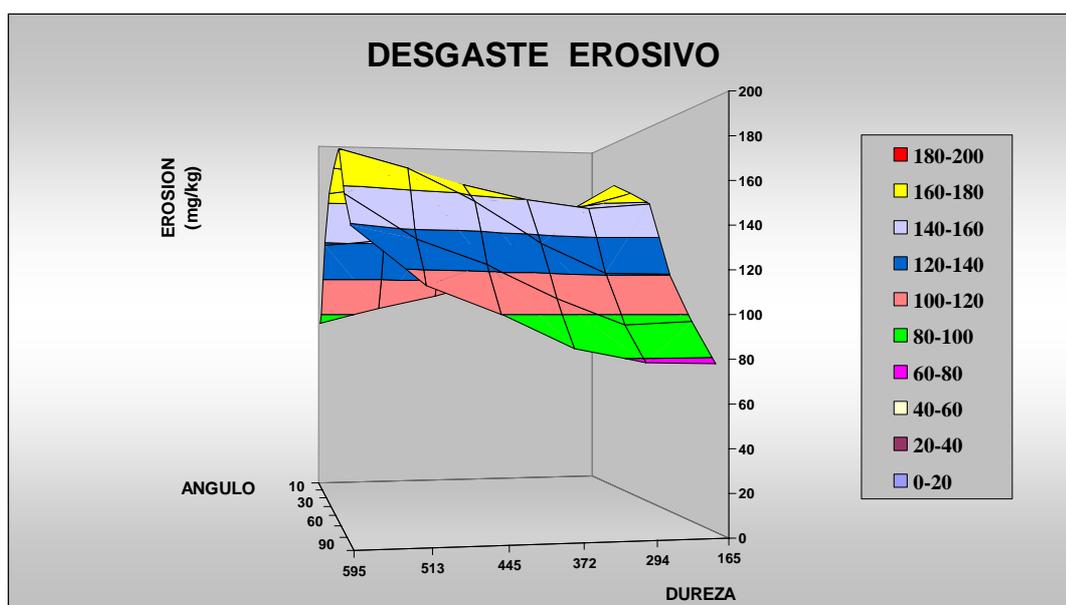


Fig. 11.16. Vista 3 del gráfico 3-D de erosión H13, 0.69 Bar (10 Psi) .

En la parte frontal de la figura 11.16 se observa que las condiciones de mínimo desgaste se presentaron para valores inferiores de dureza y ángulos perpendiculares de incidencia. La máxima erosión para este ángulo le corresponde al metal de mayor dureza.

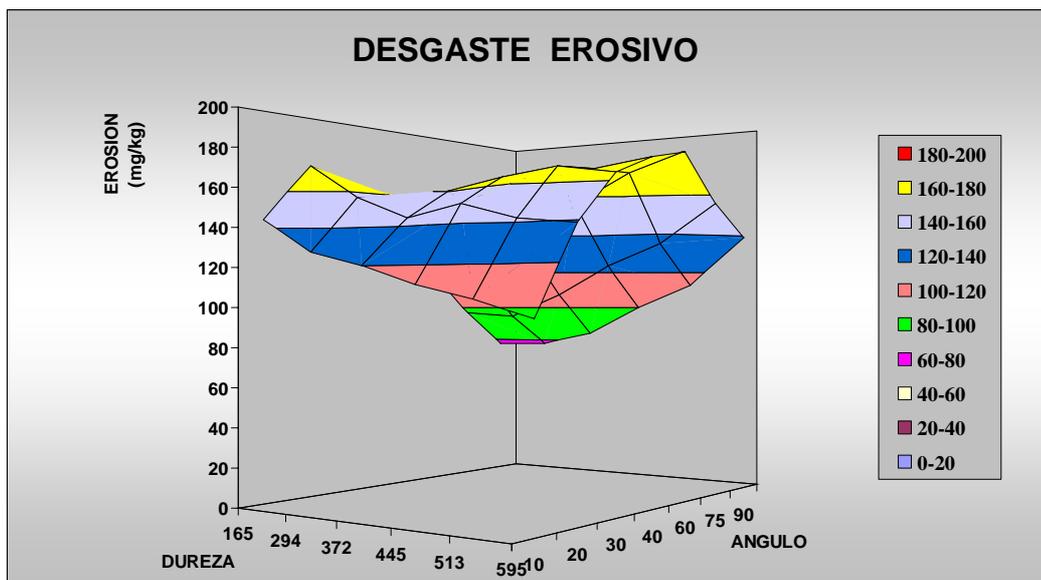


Fig. 11.17. Vista 4 del gráfico 3-D de erosión H13, 0.69 Bar (10 Psi).

En la figura 11.17 se muestra el cambio de pendiente de las curvas cuando se comparan sus comportamientos a bajo (10°) y alto ángulo (90°). A ángulo de incidencia normal y baja dureza, se presentó el mínimo absoluto de erosión en el presente estudio. Sin embargo, es monótonamente creciente a medida que se incrementa el ángulo de incidencia. Lo contrario es válido para el caso de ángulo de baja de incidencia (10°), en donde el desgaste se reduce a medida que se incrementa la dureza. El valor máximo absoluto de erosión obtenida, corresponde para el material de mayor dureza (55 HRC), a un ángulo de impacto de 60° .

11.2. Procesamiento de resultados con el modelo de Oka y Matsumura.

Debido al que el tratamiento de resultados presentado por Oka y coautores^[7] presenta sencillez y propone una formulación generalizada para predecir la erosión de materiales a partir de la dureza y del desgaste erosivo a impacto de 90° , se procedió a realizar la predicción de cuantificación de erosión en base a este modelo. Para ello, se retoman los principales aspectos de sus formulaciones (sección 6):

$$E = k' (\sin \alpha)^{n_1} \left\{ \frac{k_2 - \sin \alpha}{k_2 - 1} \right\}^{n_2} \quad (6.2)$$

k' : Erosión a impacto normal

k_2 , n_1 , y n_2 son constantes determinadas por las propiedades mecánicas del material.

$$k_2 = 1 + (HV)^{-1} \quad HV \text{ [GPa]} \quad (\text{Sección 6})$$

$$n_1 = 0.717 (HV)^{0.145} \quad (\text{Ver figura 6.5})$$

$$n_2 = 2.57 (HV)^{-0.931} \quad (\text{Ver figura 6.6})$$

Primeramente se procedió a calcular las curvas de erosión normalizada, es decir dividiendo los valores de erosión entre su correspondiente valor de erosión a 90°. Por otra parte, se obtuvo la simulación de erosión normalizada mediante la ecuación (6.2). En la Tabla 11.2 se presentan los valores de los parámetros calculados.

Tabla 11.2. Valores calculados de los parámetros para en modelo de Oka.

Dureza (HV)	GPa	n_1	n_2	k_2	E a 90° (k')
165	1.62855	0.769538	1.632098	1.614043	0.077533
294	2.90178	0.836769	0.953219	1.344616	0.078
372	3.67164	0.865813	0.765682	1.272358	0.0847
445	4.39215	0.888602	0.648038	1.227679	0.10015
513	5.06331	0.907115	0.567681	1.197499	0.112867
595	5.87265	0.92683	0.49448	1.170281	0.1391

En las figuras 11.18 y 11.19 se presentan las gráficas de erosión normalizada experimental y por simulación mediante la ecuación propuesta por Oka, respectivamente.

Si bien en ellas se aprecia que el orden de la posición de las curvas se conserva, la magnitud de los valores relativos de erosión son menores en las predicciones por Oka. Por una parte, el valor máximo de erosión en la gráfica de predicción está ligeramente

debajo de 1.6, mientras que en los valores experimentales, una gran cantidad de puntos sobrepasan este valor. Por otra parte, en los valores experimentales solo tres puntos están por debajo del valor unitario, en cambio en la curva por simulación, una gran cantidad de puntos están por debajo de este valor.

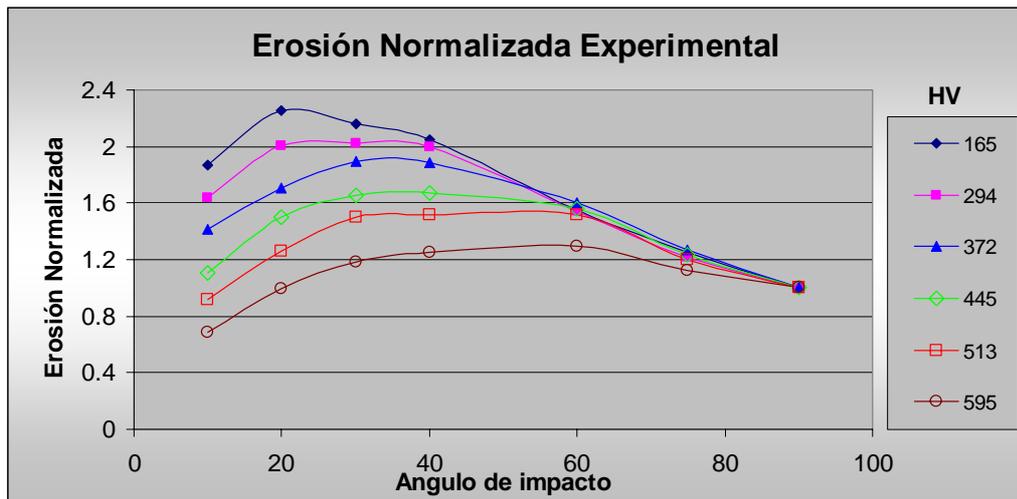


Fig. 11.18. Erosión normalizada con valores experimentales

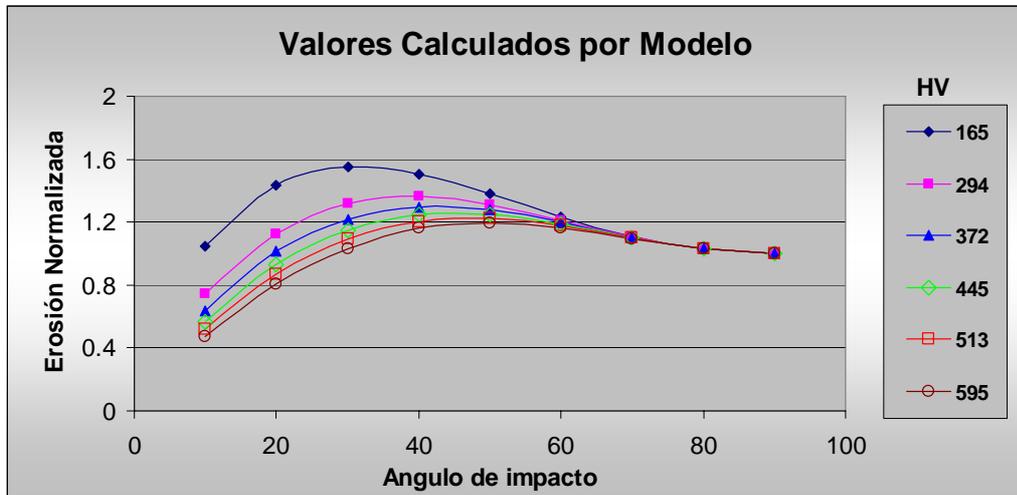


Fig. 11.19. Erosión normalizada con valores predichos por el modelo.

Al multiplicar las curvas de simulación por la erosión a 90° obtenidas experimentalmente, se obtendrán los valores de erosión predichos por la ecuación de Oka. En las gráficas 11.20 y 11.21 se presenta dichas curvas (líneas), además con fines comparativos se han agregado los valores experimentales (puntos).

En ellas se aprecia nuevamente que predice las tendencias de los comportamientos de las curvas, pero sólo la curva de mayor dureza tiene buena aproximación en cuanto a los valores de la magnitud de erosión. En la gráfica 11.20 se presentan las gráficas correspondientes a los tres valores más bajos de dureza, en ella se aprecia la predicción de la convergencia de valores para ángulos grandes, así como la separación de los valores de la curva de 173 HV para bajo ángulo. También predice el comportamiento, inverso al anterior, gráfica 11.21, de las tres curvas de mayor dureza (445, 513 y 595 HV), en las que la convergencia de valores se presenta a bajos ángulos y la divergencia se presenta a ángulos con tendencia de incidencia normal. Asimismo predice con buena aproximación la posición de los valores máximos de erosión.

Por los argumentos anteriores, no debe descartarse la utilidad del modelo propuesto por Oka, ya que la virtud de predecir la tendencia del comportamiento erosivo a partir de la dureza y de un solo valor de erosión a impacto normal -en lugar de la familia de ángulos- es de gran utilidad.

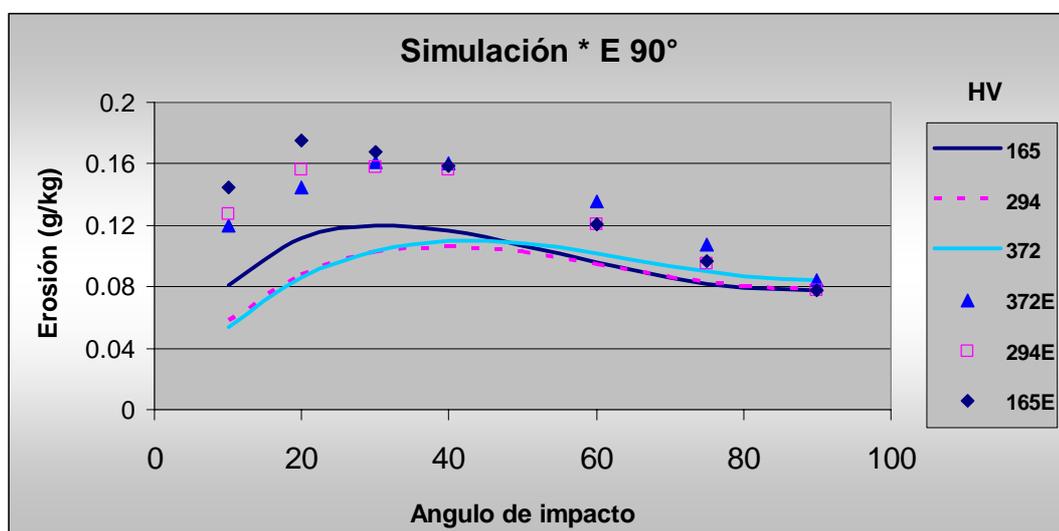


Fig. 11.20. Valores experimentales (puntos), y calculados por el modelo de Oka (curvas).

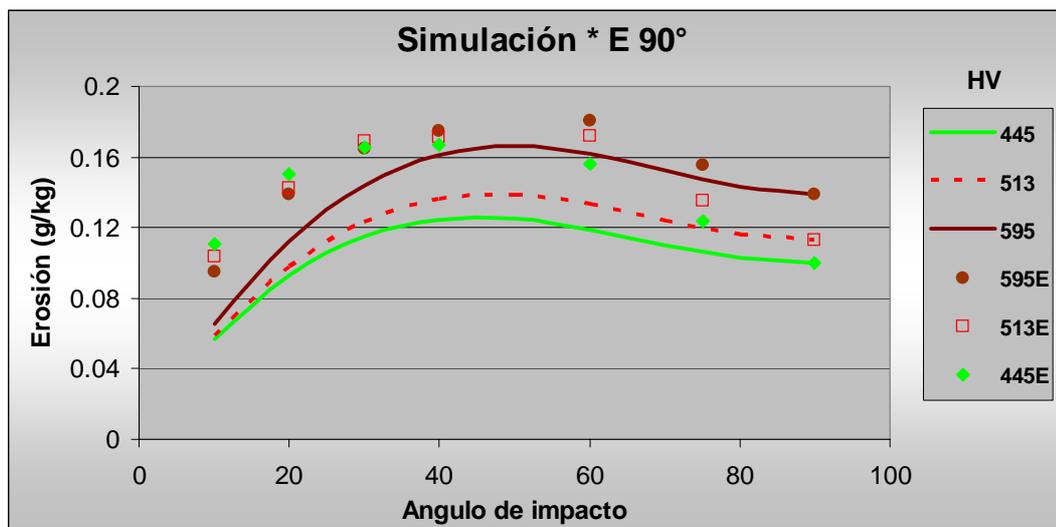


Fig. 11.21. Valores experimentales (puntos), y calculados por el modelo de Oka (curvas).

11.3. Resultados y discusión de las pruebas con resina.

Los valores de erosión obtenidos en las primeras pruebas de 4 cargas de 5 kg cada una se muestran en la Tabla 11.3, y los correspondientes valores promedio son graficados en la figura 11.22.

Tabla 11.3. Valores de erosión en mg/kg

	Psi	Ang	mg/kg	mg/kg	mg/kg	mg/kg	mg/kg	mg/kg	Promedio
H30	10	30	1.417	1.4454	1.1415				1.33468
H30	10	90	0.3165	0.2786	0.2417				0.27896
H30	20	30	2.2448		1.9455	2.0384	1.6057	1.82211	1.9586
H30	20	90		1.1755	0.6063	0.3469	0.48	0.41346	0.65222
H55	10	30	1.5281	0.9962	0.7758	0.4072			0.92686
H55	10	90	0.8303	0.5135	0.0720	0.4105			0.45661
H55	20	30	1.7	1.3008	1.495	0.9848			1.37016
H55	20	90	1.3243	1.2158	0.6327	0.445			0.90447

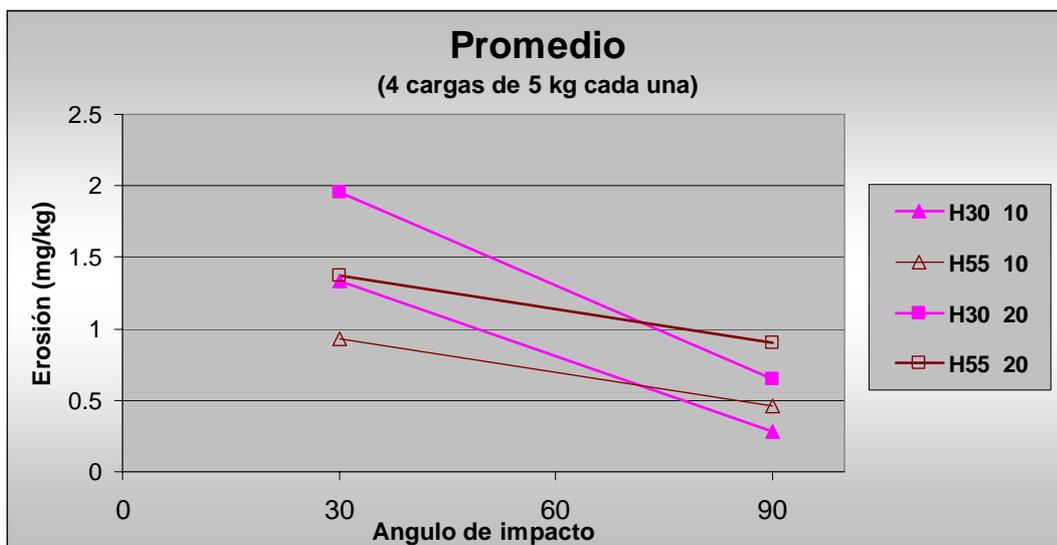


Fig. 11.22. Gráfica del promedio de los ensayos de erosión con arena con resina.

Los valores de los resultados obtenidos con el segundo dispositivo (columna de arena, segundas pruebas) se muestran en la Tabla 11.4 y son graficados en la figura 11.23.

Tabla 11.4. Resultados de los segundos ensayos de erosión con arena con resinas.

	Presión, Bar, (Psi)	Angulo (°)	E (mg/kg)
H30	0.69 (10)	30	0.422998
H30	0.69 (10)	90	0.16
H30	1.28 (20)	30	0.926441
H30	1.28 (20)	90	0.192771
H55	0.69 (10)	30	0.257426
H55	0.69 (10)	90	0.076152
H55	1.28 (20)	30	0.685371
H55	1.28 (20)	90	0.13253
H30	2.75 (40)	30	3.066929
H30	2.75 (40)	90	0.644269
H55	2.75 (40)	30	2.134694
H55	2.75 (40)	90	0.36

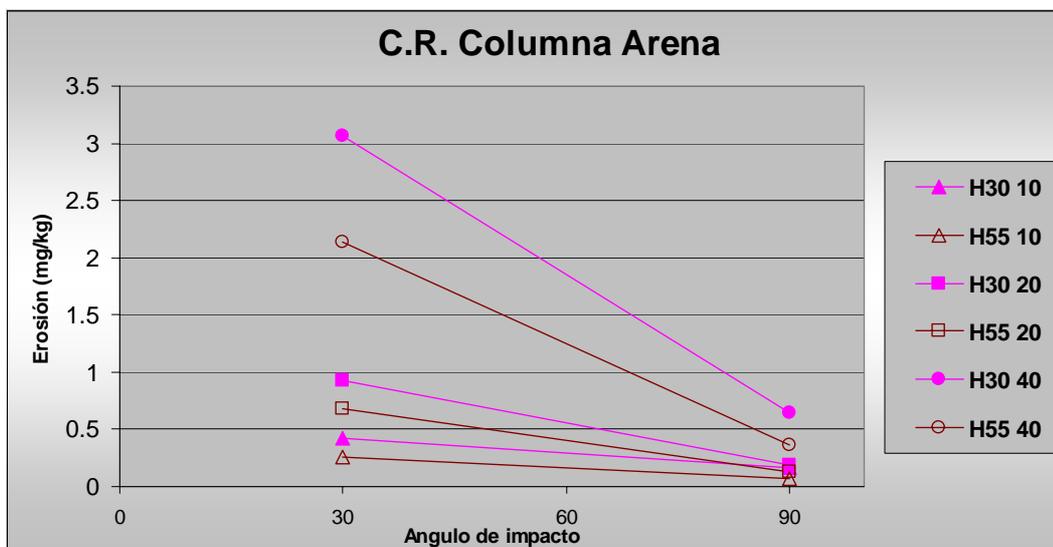


Fig. 11.23. Gráfica de los resultados de los segundos ensayos de erosión con arena con resina.

Al comparar las gráficas de las figuras 11.22 y 11.23, es claro que existen diferencias entre ellas, sobre todo en magnitud de los valores de erosión. Esto puede ser atribuido a que en las etapas finales de cada carga, existía una disminución y discontinuidad en el suministro de arena que descendía hacia la salida por gravedad, incrementándose la relación aire-arena y disminuyendo en consecuencia la interacción partícula-partícula favoreciendo así la magnitud de la erosión. Por lo anterior, deben ser consideradas de mejor representatividad las curvas que se obtuvieron con el empleo de la columna de arena.

No obstante las diferencias anteriormente mencionadas, existen algunas características que son comunes para las variantes de los ensayos, tales como:

- 1.- Todas las líneas que unen a los dos puntos de 30 y 90° respectivos, son de pendiente negativa, es decir que presentan mayor erosión en el ángulo de impacto de 30° y descienden en el valor correspondiente a 90°.
- 2.- Los valores para el ángulo de 30°, muestran que la aleación de dureza 55 HRC presentó mejor resistencia a la erosión a una presión específica de sopleo.

3.- Los valores para el ángulo de 90° muestran una convergencia de los puntos, es decir que la diferencia entre los valores de erosión para las durezas 55 y 30 HRC tienden a disminuir para este ángulo.

Debe ser recordado que la constancia de valores de erosión para los ensayos correspondientes a la arena sin resina, ocurrieron a ángulos de impacto de alrededor de 30° . Sin embargo, en estas pruebas de erosión con arena con resina, no hubo tal constancia de valores. Estas diferencias pueden ser explicadas principalmente a dos condiciones diferentes, que se explican a continuación.

Primero.

En el caso de arena recubierta con resina, se ha cambiado substancialmente el sistema tribológico. En la figura 11.24 (1) y (2) se representa un modelo ideal de una partícula angular de arena sílica sin recubrir, y una partícula de arena sílica recubierta de resina polimérica.

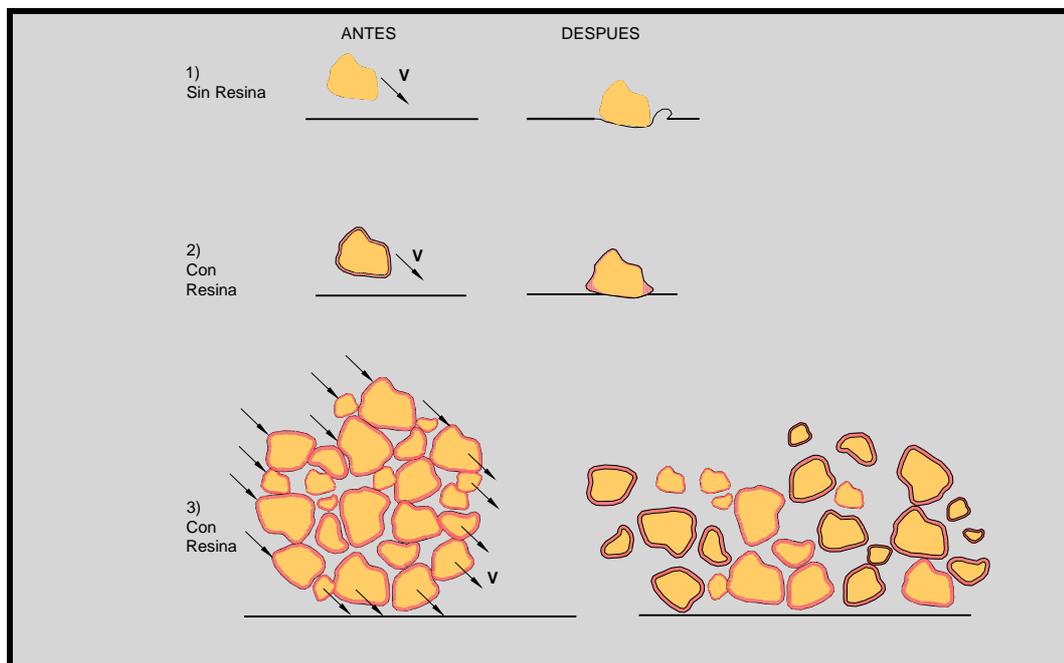


Fig 11.24. Modelo idealizado de impacto de partículas duras sobre una superficie metálica. (1) Partícula sin recubrimiento. (2) Partícula con recubrimiento. (3) Aglomerado de partículas con recubrimiento.

En la figura 11.24 (1), la partícula actúa como una partícula dura perfectamente rígida. La partícula no sufre deformación o deterioro. Toda o casi toda la energía cinética de la partícula se transforma en energía absorbida por la superficie impactada en forma de deformación elástica, deformación plástica, formación y propagación de grietas, calor, ondas y vibraciones generadas por el impacto (figura 2.10).

En la figura 11.24 (2), el recubrimiento absorbe gran parte de la energía del impacto. En un caso ideal, el recubrimiento absorbe toda la energía y la superficie no sufre daño significativo. La capa absorbe la energía en forma de deformación elástica, plástica, calor generado, etc.

Lo anterior explica por que la arena con recubrimiento presenta niveles de erosión mucho menor que la arena sin recubrimiento, además de la disipación adicional de energía en el rompimiento de enlaces secundarios que provocan la formación de aglomerados de granos de arena, figura 11.24 (3).

Segundo.

Las bajas velocidades de impacto.

Aunque la velocidad es baja tanto para impacto normal como para impacto oblicuo, el efecto cortante es más efectivo para los materiales blandos a bajos ángulos de impacto, en donde la partícula tiene más capacidad de penetrar (por deformación elasto-plástica) con la componente normal del impacto, y de efectuar un corte efectivo con la componente horizontal del impacto, mientras que el material más duro ejerce mayor resistencia a la penetración (componente normal) haciendo menos eficiente el componente horizontal de la velocidad para generar un esfuerzo cortante en el material. Este fenómeno se confirma con el comportamiento a bajo ángulo ($<30^\circ$) de los ensayos con arena sin resina (figura 24) donde los materiales duros presentan mayor resistencia a la erosión. Laura P. McCabe^[33] reporta que un acero 1050, presentó una cantidad de erosión más grande para la microestructura martensítica de temple en agua que para la microestructura perlítica normalizada a la velocidad de 68 m/s usando Al_2O_3 de malla 240. Sin embargo a la velocidad más baja de 28 m/s, ocurrió lo opuesto.

Asimismo cabe pensar que el hecho de la presencia de resina conlleva a un efecto de lubricación, esto explica el hecho de que a 30° las magnitudes de erosión sean diferentes en magnitud para la erosión con resina, (a diferencia de los ensayos sin resina en donde a este ángulo, la magnitud de la erosión permaneció casi constante para una presión dada) es decir que a 30° la componente cortante del esfuerzo, es reducida por la presencia del lubricante. También puede ser apreciado mediante el auxilio de la figura 2.11, y el correspondiente concepto del ángulo crítico de impacto α_c por debajo del cual ocurre el deslizamiento relativo entre la partícula y el material blanco. En dicha figura se observa que al disminuir la fricción, en este caso por presencia del lubricante (resina), se aumenta el ángulo crítico de impacto.^[31] Por el comportamiento de las curvas, se debe concluir que este efecto se acentúa mayormente en la aleación de mayor dureza.

El razonamiento anterior también explica por que la convergencia de valores de erosión ocurren a ángulo normal y es debido a que en este caso no existe componente que permita el deslizamiento de la partícula recubierta, durante el impacto.

11.4. Aproximación a las condiciones reales de sopleo.

En la presente sección será presentado un análisis de la aproximación de las condiciones experimentales, a las condiciones reales de la erosión que ocurre durante el sopleo en una caja de corazones.

11.4.1. Consideraciones generales.

Para tener una aproximación comparativa del número de soplos necesarios para alcanzar una pérdida de masa determinada, se considerará el caso de erosión a 30° de impacto. Este ángulo fue elegido debido a dos razones principales:

- 1.- A este ángulo se obtuvieron los valores más significativos de erosión.
- 2.- En el diseño de cajas de corazones se encontró con frecuencia que los puntos de erosión corresponden a impacto de bajo ángulo, ver figura 11.11.

Durante el soplo ocurre una variación de la presión en el magazine-cavidad con respecto al tiempo, ver figura 10.30. Esta variación de presión generará a su vez una variación del flujo de arena, y ambos factores (presión y flujo de arena) influyen directamente en la cantidad de erosión del material.

Para lograr las estimaciones de erosión en un sistema en donde la presión y el flujo de erodente es variable, se requerirán entonces las gráficas de la presión vs tiempo, erosión vs presión y flujo de arena vs tiempo.

11.4.2. Gráfico presión contra tiempo, en cavidad de chaqueta de agua.

Respecto a la gráfica de la presión vs tiempo, se consideró de nuevo a la gráfica 10.30 obteniendo de ella una nueva curva de la diferencia entre la presión del magazine y la presión en las cavidades. Se debe de considerar esta curva de diferencia de presiones ya que constituye el arreglo del diseño de la máquina erosionadora en donde no se considera la presurización de la cabina.

Leyendo los valores presión, tiempo (P,t) de dichas curvas, y con la diferencia correspondiente se obtiene la curva de la figura 11.25.

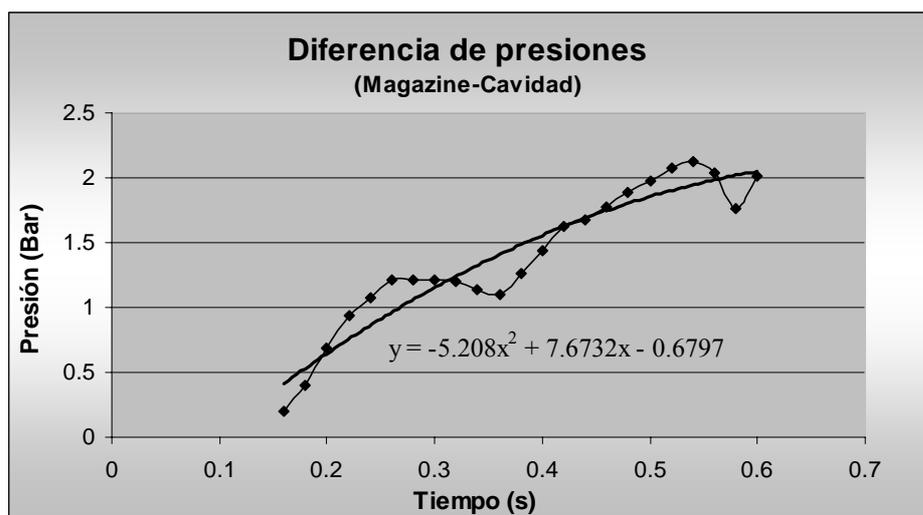
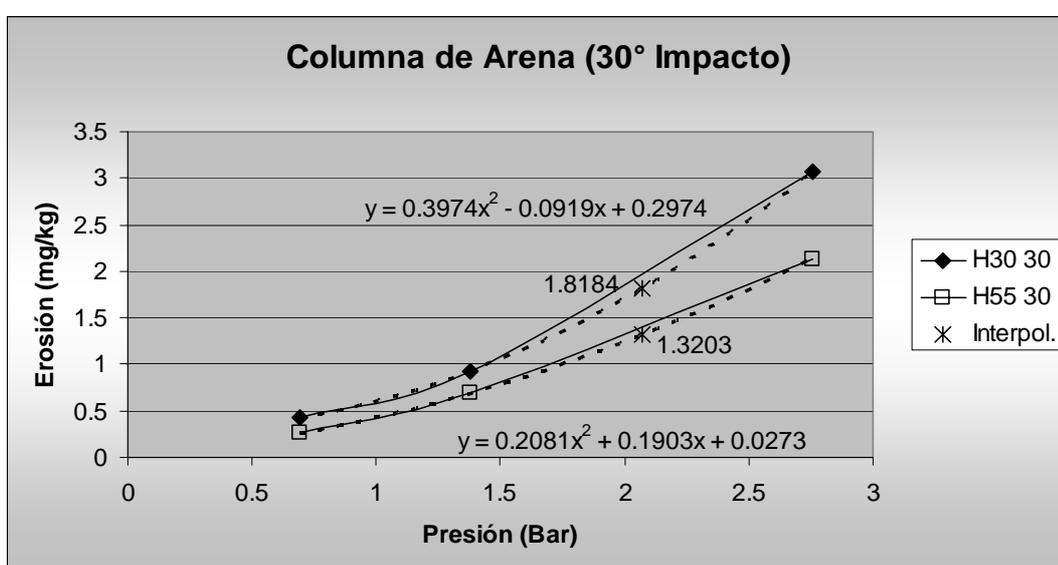


Fig. 11.25. Diferencia de presión magazine-cavidad, y su aproximación cuadrática.

11.4.3. Gráfico experimental erosión contra presión.

Para la gráfica de erosión vs presión, se tomaron los valores experimentales de la figura 11.23, y se presenta en la figura 11.26. De esta gráfica, fueron interpolados los valores de desgaste para 2.07 Bar (30 Psi), ya que este valor de presión corresponde al tiempo $t=0.6$ seg en la gráfica (magazine-cavidad) y corresponde al tiempo de llenado de las cavidades de la chaqueta de enfriamiento en la simulación realizada por arena flow.



Aleación	Presión, Bar (Psi)	Angulo (°)	Erosión (mg/kg)
H30	0.69 (10)	30	0.422998
H30	1.38 (20)	30	0.926441
H30	2.07 (30)	30	1.8184
H30	2.75 (40)	30	3.066929
H55	0.69 (10)	30	0.257426
H55	1.38 (20)	30	0.685371
H55	2.07 (30)	30	1.3203
H55	2.75 (40)	30	2.134694

Fig. 11.26. Gráfica y valores de erosión vs presión y sus valores experimentales e interpolados.

11.4.4. Gráfico experimental flujo de arena contra tiempo.

Para la gráfica de flujo de arena vs tiempo, se realizaron video grabaciones del flujo de arena, conjuntamente con un cronómetro digital, figura 11.27, empleando la columna de arena a presiones de 0.69, 1.38 y 2.75 Bar (10, 20 y 40 Psi).



Fig. 11.27. Medición del flujo de arena.

Con el análisis del video se obtuvo el tiempo real de flujo, y por recolección de la arena empleada se tenía la masa de la prueba (kg). El flujo (kg/s) fue obtenido para cada valor de presión y se graficó el flujo vs presión, figura 11.28, usando como sección transversal unitaria el mm^2 .

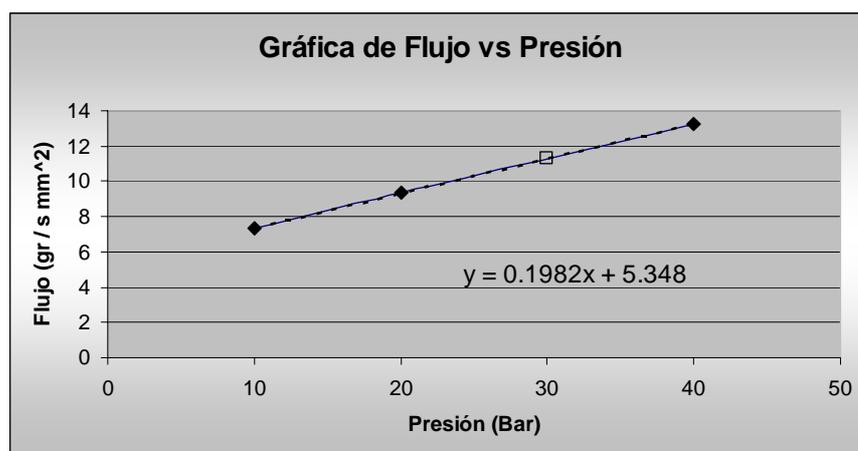


Fig. 11.28. Gráfica del flujo de arena respecto a la presión

Esta gráfica se modificó a una correspondiente a flujo vs tiempo, ya que:

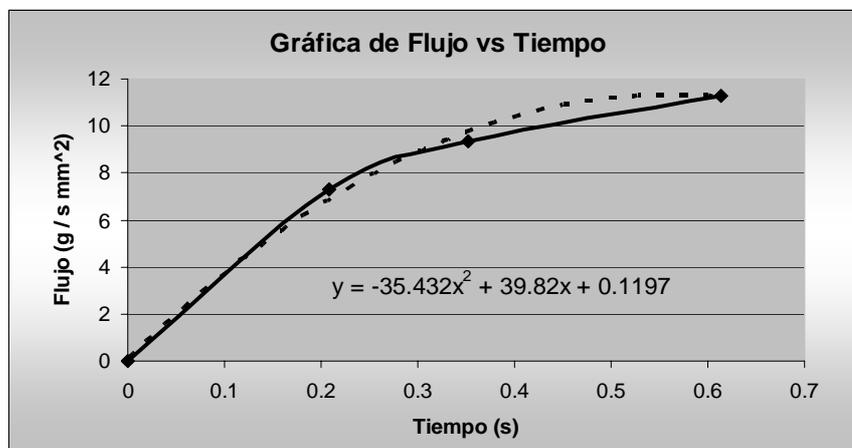
$$(\text{Flujo}) \cdot (dt) = dm_{\text{arena}} \quad (11.1)$$

donde: dt es el diferencial de tiempo, y d_m es el diferencial de masa de arena.

La integral de la ecuación anterior desde $t_i = t_1$ hasta $t_f = t_2$ representa la arena sílica total de impacto entre t_1 y t_2 .

Esta forma de gráfica es importante ya que dimensionalmente la erosión es medida en gramos de metal perdido, sobre gramos de erodente, y al conocer la masa de erodente que impacta en un diferencial de tiempo, se le puede asignar el valor de presión correspondiente y por lo tanto su cantidad de erosión ocasionada.

Para construir esta gráfica se calcularon los tiempos correspondientes para que se alcancen los valores de 0.69, 1.38 y 2.07 Bar (10, 20 y 30 Psi) en la gráfica 11.25 y se agregó el par ordenado Flujo = 0 para $t = 0$. Los valores obtenidos y su representación gráfica se presentan en la figura 11.29.



Presión, Bar, (Psi)	Tiempo	Flujo (g / s mm ²)
0 (0)	0	0
0.69 (10)	0.20771223	7.302
1.38 (20)	0.35272317	9.354
2.07 (30)	0.61400258	11.294

Fig. 11.29. Gráfica del flujo de arena en función del tiempo.

11.4.5. Cálculo de erosiones a presión y flujo variables.

Considerando la ecuación 2.1, que la erosión es una relación de la masa perdida de la superficie impactada dividida entre la masa del erodente.

$$\text{Erosión} = dm_{\text{acero}} / dm_{\text{arena}} \quad (11.2)$$

Donde dm_{acero} es un diferencial de masa erosionada del acero, y dm_{arena} es el diferencial de arena sílica que ha impactado la superficie de la probeta del acero.

La ecuación (11.2) puede reescribirse en la forma:

$$(\text{Erosión}) * (dm_{\text{arena}}) = dm_{\text{acero}} \quad (11.3)$$

De la ecuación (11.1)

$$(\text{Flujo}) * (dt) = dm_{\text{arena}} \quad (11.4)$$

Sustituyendo dm_{arena} en la ecuación (11.3), se obtiene:

$$(\text{Erosión}) * (\text{Flujo}) * (dt) = dm_{\text{acero}} \quad (11.5)$$

Como la erosión es una función de la presión, E (presión) y el flujo es una función del tiempo, F (tiempo); puede emplearse la función obtenida en la gráfica 11.25, que relaciona la presión con respecto del tiempo.

$$P = P(t) = -5.208 t^2 + 7.673 t - 0.6797 \quad (11.6)$$

y así obtener una función que únicamente depende del tiempo.

La representación esquemática del razonamiento anterior se presenta en la figura 11.30.

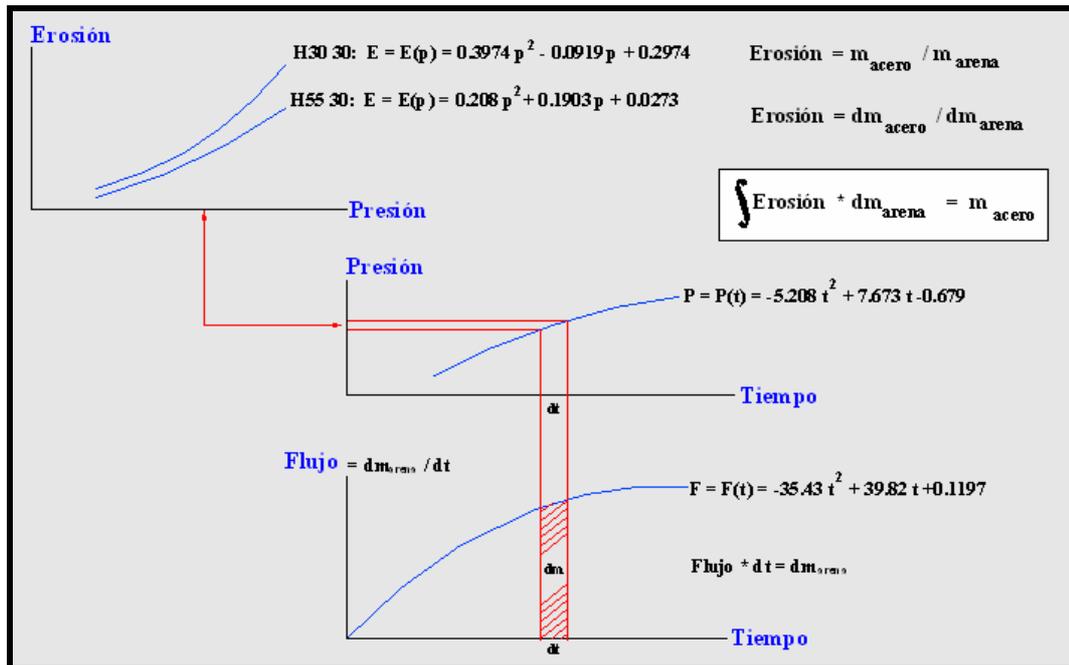


Fig. 11.30. Representación generalizada del procedimiento para la aproximación del cálculo de número de soplos para la erosión de una masa de acero “ m_{acero} ”.

Considerando un tiempo final de contacto arena-metal durante el soplo de 0.25 segundos, se tiene:

Para la erosión de H30 30:

$$10^{-6} \int_0^{0.25} (0.3974 p^2 - 0.0919 p + 0.2974)(-35.43 t^2 + 39.82 t + 0.1197) dt$$

$$= \boxed{4.1602 * 10^{-07} \text{ g / soplo mm}^2}$$

Para la erosión de H55 30:

$$10^{-6} \int_0^{.25} (0.208 p^2 + 0.1903 p + 0.0273)(-35.43 t^2 + 39.82 t + .1197) dt$$

$$= \boxed{1.8394 * 10^{-07} \text{ g / soplo mm}^2}$$

Por otra parte, en observaciones de cajas de corazones, se apreció que continuamente la posición de las boquillas fue en lugares donde el punto de impacto se daba en la parte alta de la caja de corazones, figura 11.11. Con esto se supone que el tiempo de impacto arena-metal para estos casos sucede durante una mayor parte del tiempo de llenado, y por ende, sometido a presiones mayores durante los últimos momentos de impacto y a mayor cantidad de flujo de erodente.

Considere una duración de impacto hasta los 0.36 segundos de llenado. En este caso:

Para la erosión de H30 30:

$$10^{-6} \int_0^{0.36} (0.3974 p^2 - 0.0919 p + 0.2974)(-35.43 t^2 + 39.82 t + 0.1197) dt$$

$$= \boxed{1.157 \cdot 10^{-06} \text{ g / soplo mm}^2}$$

Para la erosión de H55 30:

$$10^{-6} \int_0^{0.36} (0.208 p^2 + 0.1903 p + 0.0273)(-35.43 t^2 + 39.82 t + 0.1197) dt$$

$$= \boxed{7.2301 \cdot 10^{-07} \text{ g / soplo mm}^2}$$

Lo que conduce al número de soplos, para lograr el desgaste antes mencionado, de:

A) H30 30: 2,717 soplos.

B) H55 30: 4,348 soplos.

Partiendo del análisis anterior, es evidente que para el ángulo de impacto estudiado, la utilización de acero de mayor dureza y el intencionar el menor tiempo de erosión (impacto arena-metal) conducirán a un rendimiento significativamente mayor de las cajas de corazones, ya que los valores extremos fueron de 2,717 hasta los 17,092 soplos para lograr la misma cantidad de erosión, con solo cambiar las condiciones del sistema.

Los valores obtenidos fueron comparados con datos reales de desgaste erosivo que suceden en las cajas de corazones. Los valores comparados son aproximados a los datos proporcionados en las condiciones de producción. A continuación se presenta la Tabla 11.5 con datos de algunas cajas de corazones y su situación ya sea de Alerta o de Paro (Datos proporcionados por herramental de planta 1 y 2):

Tabla 11.5. Relación de número de soplos en cajas reales y su estatus.
Valores en Rojo: Paro, menores de 10, 000 soplos. Valores en Azul: Paro, entre 10, 000 y 17, 000 soplos. Valores en Negro: Paro, mayores a 17, 000 soplos.

Producto	Acumulados	Estatus
# 1	6226	Alerta
# 2	5568	Alerta
# 3	10078	Alerta
# 4	6080	Alerta
# 5	5727	Alerta
# 6	7993	Paro
# 7	13669	Paro
# 8	10842	Paro
# 9	14117	Paro
# 10	11494	Paro
# 11	8254	Paro
# 12	11447	Paro
# 13	10555	Paro
# 14	16051	Paro
# 15	10418	Paro
# 16	25219	Paro
# 17	13789	Paro
# 18	10471	Paro
# 19	13642	Paro
# 20	12497	Paro
# 21	29061	Paro
# 22	7761	Paro
# 23	23989	Paro
# 24	19708	Paro
# 25	22537	Paro
# 26	18297	Paro
# 27	18776	Paro

Tabla 11.6. Valores obtenidos de la velocidad de la partícula por método Doble Disco.
Radio: 44.4mm; Vel. Angular: 9293 R.P.M. (58389.6411 rad/s); L= 20 mm
(Separación entre discos).

0.69 Bar (10 Psi)		Long Arco	Vel. Part. (m/s)	
	Malla 40	12.216 mm	70.74	
	Malla 50	11.446	75.50	
	Malla 70	10.685	80.88	
1.38 Bar (20 Psi)				ΔV (%)
	Malla 40	9.451	91.43	29.2
	Malla 50	8.698	99.35	31.5
	Malla 70	8.072	107.06	32.3

Se puede establecer una relación de velocidades $V_2 \approx 1.3V_1$. Donde V_2 es la velocidad a 1.38 Bar (20 Psi) y V_1 la velocidad a 0.69 Bar (10 Psi) .

En la figura 11.33, se presenta la gráfica de los datos obtenidos por Stevenson y Hutchings^[1], a la cual se le han agregado los datos experimentales obtenidos en el presente trabajo. En general se observa una buena correlación entre los resultados al comparar su tendencia.

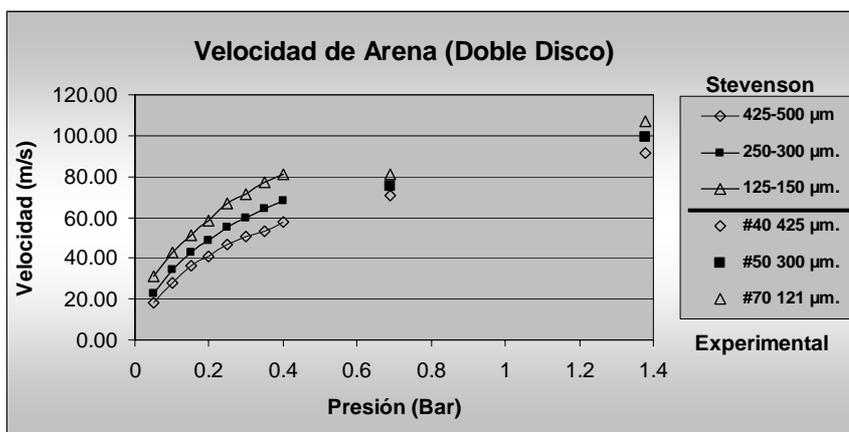


Fig. 11.33. Gráfica de los datos obtenidos por Stevenson y Hutchings^[1] (curvas continuas), y datos experimentales obtenidos en el presente trabajo (puntos).

11.5.2. Relación de la erosión con la velocidad de la partícula.

Debido a que muchos autores han aproximado los resultados de erosión a una ecuación de la forma: [1, 8, 33, 26, 10, 18, 28, 32, 14]

$$E = k V^n \quad (5.1)$$

E: Erosión

k: Constante

V: Velocidad

n: exponente

Se procedió a determinar el valor de n y de esta manera determinar la dependencia de la velocidad en la magnitud de la erosión.

Debido a que el exponente de la velocidad está relacionado a las condiciones de prueba, se pueden establecer relaciones entre las condiciones de erosión en donde sólo se varíe la velocidad de la partícula, i e. la presión del sistema. Así:

$$E_1 = k V_1^n \quad (11.7)$$

$$E_2 = k V_2^n \quad (11.8)$$

V₁: Velocidad a la presión de 0.69 Bar (10 Psi)

V₂: Velocidad a la presión de 1.38 Bar (20 Psi)

E₁: Valor de erosión a la presión de 0.69 Bar (10 Psi)

E₂: Valor de erosión a la presión de 1.38 Bar (20 Psi)

Se puede establecer la relación:

$$E_2 / E_1 = (V_2 / V_1)^n \quad (11.9)$$

Tomando la relación promedio de incremento de velocidad: $V_2 = 1.3 V_1$

$$E_2 / E_1 = (1.3)^n \quad (11.10)$$

Considere la matriz de valores de erosión experimentalmente obtenida para las presiones de 0.69 Bar (10 Psi) y 1.38 Bar (20 Psi) (Tabla 11.1):

Datos de la Tabla 11.1

0.69 Bar (10 Psi)	HV	90°	75°	60°	40°	30°	20°
AR	230	0.07605	0.09315	0.12305	0.16425	0.15655	0.1634
A30	294	0.08185	0.10315	0.1381	0.16265	0.1649	0.15835
A40	372	0.0883	0.1118	0.147333	0.17245	0.17065	0.15915
A45	445	0.09505	0.1203	0.1584	0.1759	0.1726	0.15745
A50	513	0.106167	0.12965	0.1685	0.17535	0.168867	0.15525
A55	595	0.133067	0.1587	0.1826	0.1749	0.1675	0.14095
HR	173	0.077533	0.09675	0.120367	0.15895	0.16755	0.17495
H30	294	0.078	0.0949	0.1206	0.1559	0.1579	0.1566
H40	372	0.0847	0.10755	0.135567	0.16	0.16075	0.14465
H45	445	0.10015	0.12345	0.15605	0.1672	0.16575	0.15035
H50	513	0.112867	0.1352	0.1717	0.1709	0.1693	0.1421
H55	595	0.1391	0.15565	0.18045	0.17455	0.16455	0.1386
1.38 Bar (20 Psi)	HV	90°	75°	60°	40°	30°	20°
AR	230	0.1827	0.213267	0.289367	0.33645	0.3388	0.2995
A30	294	0.17065	0.22165	0.2702	0.3283	0.3416	0.31595
A40	372	0.19545	0.2375	0.3102	0.35515	0.3456	0.30905
A45	445	0.20405	0.2512	0.309733	0.3634	0.3624	0.3089
A50	513	0.2299	0.27725	0.34185	0.3609	0.36005	0.3048
A55	595	0.289833	0.33425	0.36705	0.3732	0.329833	0.2885
HR	173	0.1634	0.1854	0.23995	0.322833	0.3402	0.32505
H30	294	0.163	0.19355	0.25345	0.3173	0.333	0.30295
H40	372	0.18315	0.2192	0.28535	0.32895	0.32955	0.3008
H45	445	0.22125	0.2617	0.3221	0.3478	0.3461	0.2989
H50	513	0.249333	0.28605	0.34075	0.3552	0.34175	0.29445
H55	595	0.2992	0.32825	0.3729	0.349	0.332367	0.27895

El cociente de correspondientes elementos de la matriz de datos (E_{1ij} / E_{2ij}) da la matriz:

Tabla 11.7. Matriz de datos E_{1ij} / E_{2ij}

E_2/E_1	90°	75°	60°	40°	30°	20°
AR	2.402367	2.289497	2.351619	2.048402	2.164165	1.832925
A30	2.084911	2.148812	1.956553	2.018445	2.071559	1.995264
A40	2.213477	2.124329	2.10543	2.059438	2.025198	1.941879
A45	2.146765	2.088113	1.955387	2.065947	2.099652	1.961893
A50	2.165463	2.13845	2.028783	2.058169	2.132156	1.963285
A55	2.178106	2.106175	2.010131	2.133791	1.969154	2.046825
HR	2.107481	1.916279	1.993492	2.031037	2.030439	1.857959
H30	2.089744	2.039515	2.101575	2.035279	2.10893	1.934547
H40	2.162338	2.038122	2.104868	2.055937	2.050078	2.079502
H45	2.209186	2.119887	2.064082	2.080144	2.088084	1.988028
H50	2.209096	2.115754	1.984566	2.078408	2.018606	2.072132
H55	2.150971	2.108898	2.0665	1.999427	2.019852	2.012626

En la matriz anterior se puede observar la estabilidad de los datos obtenidos, por lo que se puede tomar el valor promedio y considerar que el valor de n , será válido para el universo de datos. Este argumento puede ser justificado en base a la demostración de algunos investigadores^{[8],[32],[33]} que prueban que n depende de las condiciones de ensayo y no de las propiedades del material, y para estos ensayos hubo estricto control de parámetros como estabilidad de presión, distribución y características del erodente, aire seco, etc. El valor promedio obtenido fue de 2.07, así:

$$2.07 = (1.3)^n \quad (11.11)$$

Cuya solución es: $n = 2.77$

Este valor es congruente con los reportados en la literatura donde valores entre 2 y 3.5 han sido reportados.^{[1],[8],[28]}

11.5.3. Video convencional.

Mediante las mediciones directas de distancia y tiempo obtenidas de varias mediciones de secuencia de salida (figura 10.23) se estuvo en posibilidad de medir directamente la velocidad de que adquiere la arena durante el soplo a una presión constante.

Sin embargo, cabe señalar que en la revisión cuadro a cuadro del video, hubo algo de dificultad para leer con claridad el dígito de las centésimas de segundo, generando así una incertidumbre en cada medición. Se realizaron varias mediciones y se consideraron las diferentes combinaciones de las incertidumbres de los tiempos registrados. En la figura 11.34 se cuantifican estas mediciones para la presión de 0.69 Bar (10 Psi).

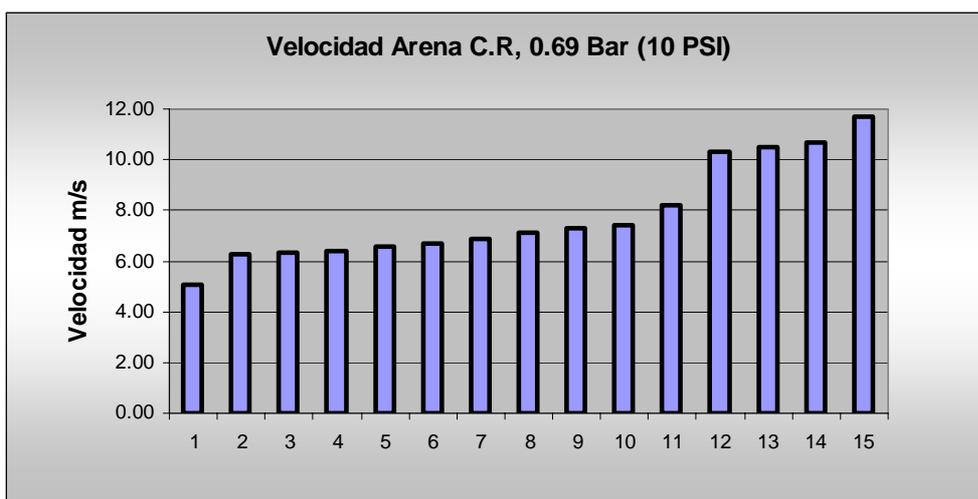


Fig. 11.34. Distribución calculada de velocidades, arena con resina, incluidas las incertidumbres.

Los valores representativos para las velocidades fue de **6-8 m/s** para 0.69 Bar (10 Psi), (ya que en ese intervalo caen la mayoría de las mediciones) y de **9-10 m/s** para 1.38 Bar (20 Psi) de presión.

Es evidente que exista diferencia en el comportamiento al desgaste erosivo en los dos sistemas planteados para las diferentes aleaciones cuando se usa arena con resinas, dado que las diferencias en velocidades son mayores en un grado de magnitud.

11.6. Ensayos de microdureza en los perfiles de erosión.

11.6.1. Pruebas preliminares.

11.6.1.1. Pruebas en metal deformado en compresión.

Los resultados de las mediciones de microdureza realizadas al emplear 10 o 200 gramos de carga sobre metal altamente deformado en prensa hidráulica, se presentan en la Tabla 11.8. En ésta se incluyen varias durezas iniciales de las aleaciones H13 y 4140.

Los valores muestran que la diferencia más significativa fue para los metales más duros (55HRC) fue de 4.5 unidades de dureza en la escala rockwell. Para esta escala, la norma ASTM admite una variación de ± 2 HRC en la medición de dureza rockwell^[68]. Al analizar los valores de la Tabla 11.8 se puede afirmar que, en la gran mayoría de las mediciones, los valores correspondientes a la carga de 10 gramos presentaron el valor superior de los cálculos de dureza. Una fuente de error inherente a las mediciones de microdureza es el efecto de la recuperación elástica, ya que se supone que ésta no ocurre cuando el indentador es removido después del ciclo de carga^[52]. Sin embargo, debido al objetivo de explorar variaciones de dureza en una zona pequeña adyacente a la superficie erosionada, con respecto a la dureza de la matriz, se tomó a la carga de 10 gramos como suficiente para registrar dichas variaciones de dureza.

Tabla 11.8. Mediciones de microdureza con 10 y 200 gramos.

10gr				200gr				
HR	D1	D2	HV	HRC	D1	D2	HV	HRC
	8.103	8.412	271.9607648	26	36.1	35.48	289.540965	28
	8.046	8.103	284.4278647	28	37.31	36.1	275.28526	26.5
	7.735	8.046	297.8477819	29	35.36	36.57	286.730099	28
H30								
	7.315	6.998	362.0779414	37	32.78	32.92	343.686653	35
	6.949	7.366	361.976774	37	32.63	32.49	349.836099	35.5
	7.315	6.998	362.0779414	37	33.38	32.88	337.901829	34
H55								
	4.755	4.788	814.5046392	64.5	22.68	23.23	703.847901	60
	4.755	4.788	814.5046392	64.5	23.78	23.25	670.723385	59
	4.755	4.788	814.5046392	64.5	22.68	22.84	715.96023	61
	5.12	5.157	702.312983	60	23.77	23.94	651.740294	58
	5.12	5.157	702.312983	60	24.14	23.94	641.747946	57.5
	5.486	5.157	654.8401294	58	24.14	23.94	641.747946	57.5
AR								
	7.315	7.735	327.4842441	33	31.84	32.45	358.927351	36.5
	7.315	7.366	344.153454	35	32.42	32.55	351.453338	36
	7.735	8.046	297.8477819	29.5	33.65	32.06	343.582054	35
A30								
	6.949	6.63	402.2794367	41	31.31	31.82	372.238961	38
	6.949	6.998	381.3307329	39	32.78	32.92	343.686653	35
	6.998	6.949	381.3307329	39	31.68	31.45	372.238961	38
A55								
	5.157	4.755	754.9893461	62	22.68	22.84	715.96023	61
	4.788	4.755	814.5046392	64.5	22.84	23.04	704.768666	60
	4.788	4.755	814.5046392	64.5	22.68	22.84	715.96023	61

11.6.1.2. Mediciones en microscopio electrónico de barrido (MEB) contra mediciones en microscopio óptico.

Por otra parte, la norma ASTM E 384-99^[52] recomienda para pequeñas indentaciones el uso de instrumentos como el MEB para la medición de las diagonales, figura 11.35. Para tal efecto se llevaron a cabo algunas observaciones y mediciones con este instrumento y se compararon con las mediciones hechas al microscopio metalográfico (500x) y aplicando zoom digital, figura 11.36. En la medición de las diagonales no se encontró diferencia significativa entre los dos métodos de medición que justificara el uso del MEB, Tabla 11.9, por lo que se aplicó la segunda forma de medición debido a las facilidades técnicas de la microscopía óptica.

Se cuantificó además el error inducido debido a la incertidumbre de la medición de las diagonales al aplicar el zoom digital. Este error se cuantificó de la siguiente manera. A la distancia de una de las diagonales se le provocó la variación de ± 1 pixel de distancia ($0.36 \mu\text{m}$), que es el valor de incertidumbre que se tenía al momento de la medición de las diagonales al aplicar el zoom digital, generando así un error de 1.5 HRB en el acero H13 recocido y un error de + 2 HRC, -2.5 HRC para el caso del acero con 55 HRC.

Por las razones anteriormente presentadas, se consideró que la aplicación de 10 gramos de carga, con la medición óptica de las diagonales de indentación más el zoom digital, en una superficie suficientemente plana, se obtenían valores relativos confiables de microdureza.

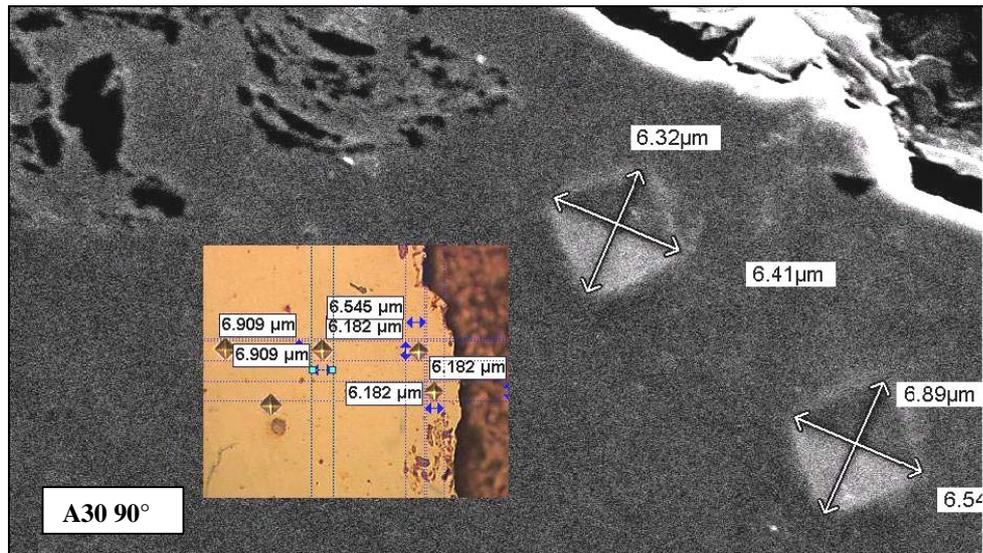


Fig. 11.35. Utilización del MEB para la medición de indentaciones de microdureza.

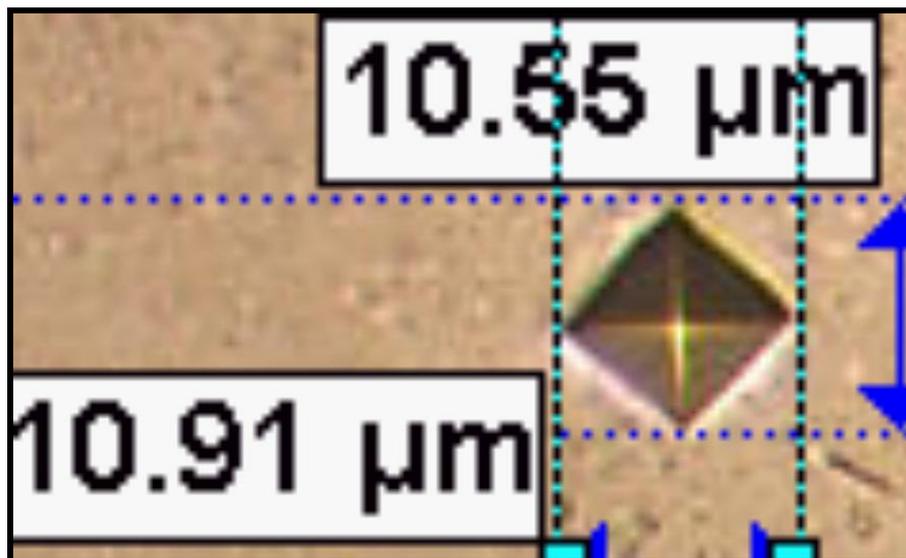


Fig. 11.36. Indentación a 500x más zoom digital

Tabla 11.9. Comparación de las microdurezas medidas por MEB y por microscopia óptica.

Mediciones en el SEM					Mediciones en el óptico			
Muestra	D1	D2	HV	HRC	D1	D2	HV	HRC
AR 90°20	6.93	6.26	426.3574	43	6.545	6.545	432.8965	44
	7.16	7.07	366.3141	37	7.273	6.909	368.79	38
	7.6	7.29	334.56	34	7.273	6.909	333.7	34
AR 90°20	7.42	7.65	326.6156	33	8	7.636	303.39	30
	8.18	8.05	281.5959	27				
A30 90°20	6.32	6.41	457.7271	46	6.182	6.182	485.22	48
	6.89	6.54	411.2552	42	6.182	6.545	457.94	46
	6.94	7.58	351.8278	36	7.636	7.273	333.7	34
A30 90°20	7.19	7.39	348.9381	35	6.909	6.909	388.4839	39.5
	7.52	7.71	319.7891	32	7.636	7.273	333.7078	34
	7.58	7.3	335.0098	34	7.636	7.273	333.7078	34
A55 90°20	4.88	5.31	714.3566	61	5.091	5.091	715.4795	61
	5.29	4.72	740.2787	62	5.091	4.727	769.5155	63
	5.35	5.06	684.4819	59	5.091	5.091	715.4795	61
	5.2	5.26	677.9537	59				

11.6.2. Perfiles de microdureza.

Se realizaron perfiles de microdureza en aleaciones recocidas, endurecidas a 30 HRC y endurecidas a 55 HRC. A continuación se muestran algunas gráficas representativas en las cuales se han incorporado las barras de error en una magnitud del 5%.

En la gráfica de la figura 11.37, prevalece la constancia en la dureza de la probeta A55 90°20 en todo el perfil ensayado. En el caso del acero H55 90°10 se muestra a través de la figura 11.38, la constancia en las dimensiones de las indentaciones en todo el perfil ensayado. El valor obtenido correspondiente a dicha figura fue de 702 HV (60 HRC).

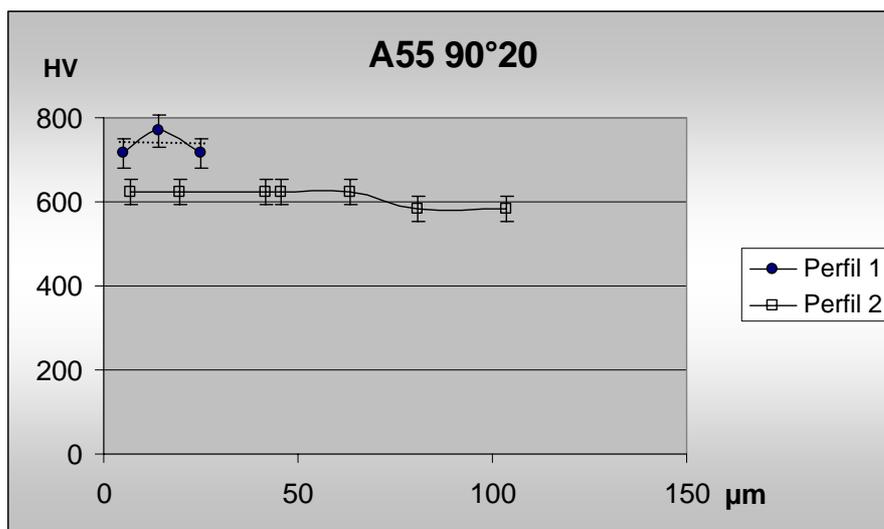


Fig. 11.37. Perfil de microdureza para el acero A55 90°20.

Con los dos análisis anteriores se confirma que el acero de dureza 55 HRC no presenta una convincente capacidad de endurecimiento por deformación durante los ensayos de erosión. Nótese que los valores obtenidos son muy similares con sus correspondientes a los obtenidos el proceso de deformación con prensa hidráulica (ver Tabla 11.8)

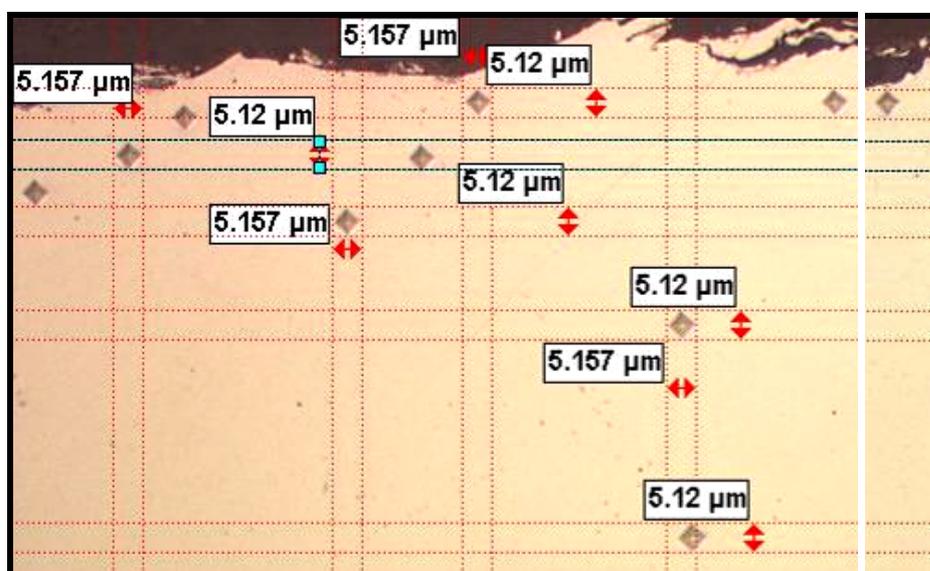


Fig. 11.38. Indentaciones de microdureza para el acero H55 90°10.

Para el caso de un acero de dureza 30 HRC, se presenta la gráfica de la figura 11.39. La imagen del perfil de indentaciones de una de las curvas se presenta en la figura 11.40.

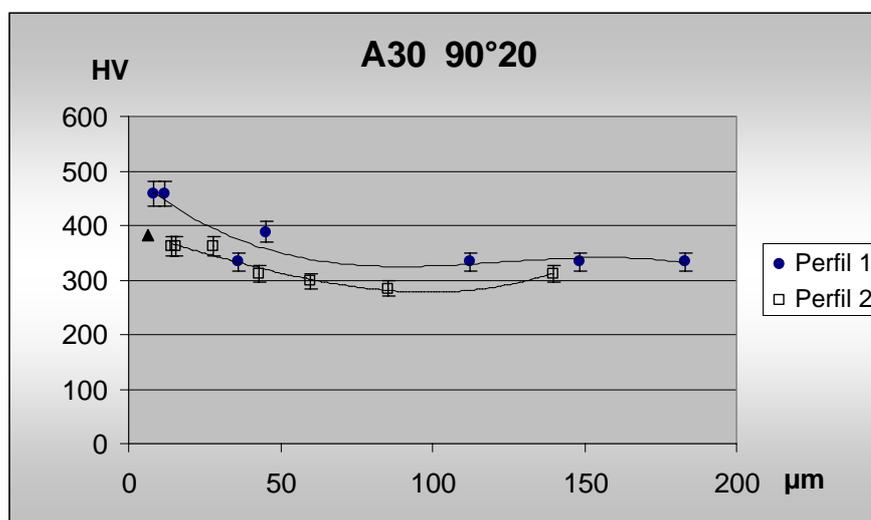


Fig. 11.39. Perfil de microdureza para el acero A30 90°20.

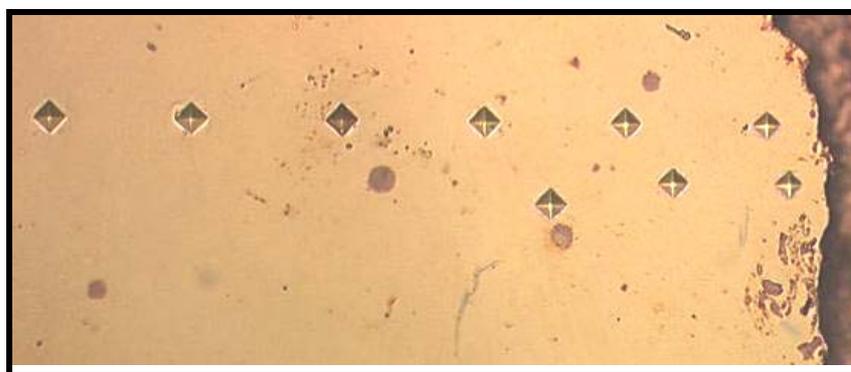


Fig. 11.40. Indentaciones de microdureza para el acero A30 90°20.

En las figuras 11.39 y 11.40 se alcanza a apreciar que existe un endurecimiento en la región próxima a la superficie erosionada. A diferencia del metal de dureza 55 HRC, en la imagen 11.40 es notoria la diferencia en magnitud del perfil de indentaciones, mostrando así una capacidad de endurecimiento por deformación.

En las figuras 11.41, 11.42 y 11.43 se presentan algunos perfiles hechos sobre metales en estado de recocido. En ellas se demuestra la capacidad de endurecimiento por deformación en la parte adyacente a la superficie de erosión.

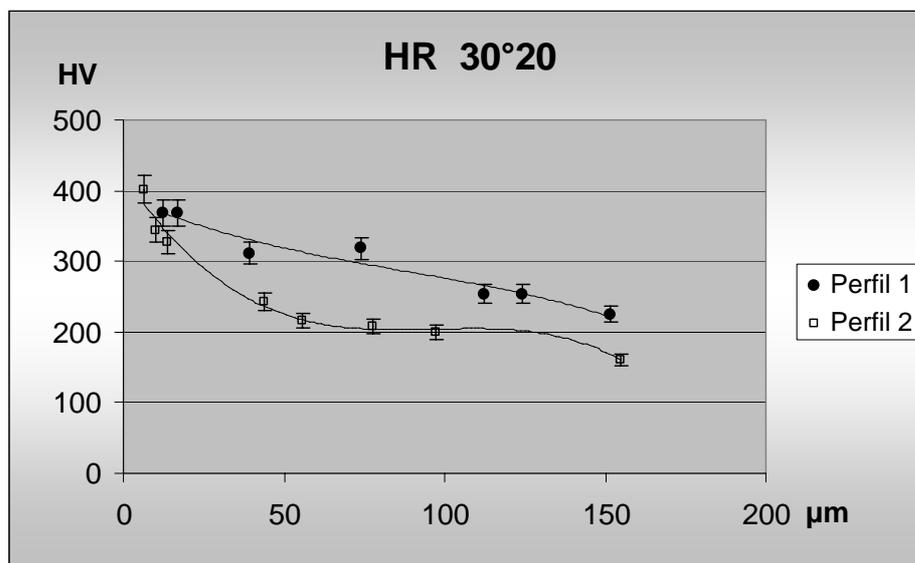


Fig. 11.41. Perfil de microdureza para el acero HR 30°20.

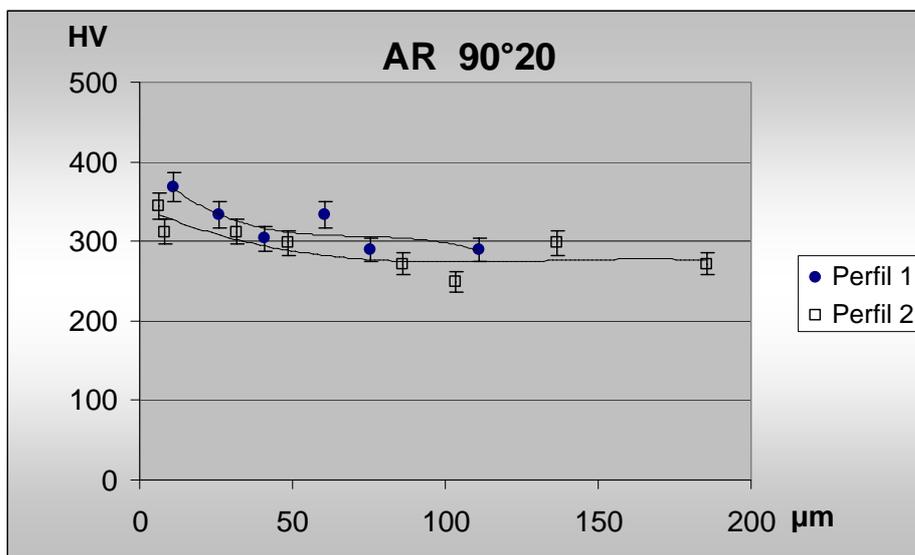


Fig. 11.42. Perfil de microdureza para el acero AR 90°20.

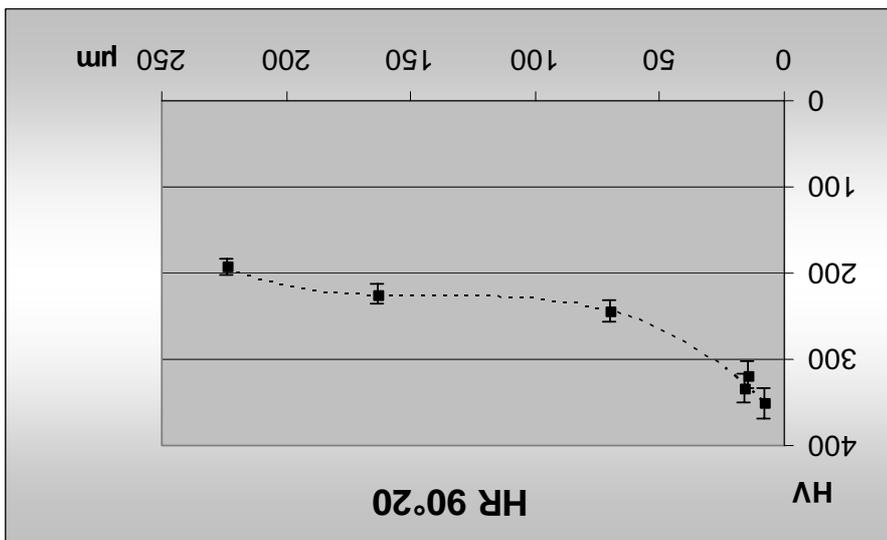
Al observar las diferencias de durezas HRC de la tabla anterior, se puede afirmar que la capacidad de incrementar la cantidad de dureza está en proporción inversa de la dureza inicial. Esto puede ser explicado en cuanto a que la ganancia en dureza por tratamiento térmico es compensada por la limitada capacidad de incrementar la dureza por deformación plástica.

Aleación	Superficie		Matriz		Diferencia
	HV	HRC	HV	HRC	
HR 90°10	702	60	702	60	0
A55 90°20	623	56.5	584	54.5	2
A30 90°20	380	39	300	30	9
AR 90°20	361	37	260	24	13
HR 90°20	333	34	200	93 HRB	133
HR 30°20	368	37.5	200	93 HRB	168

Tabla 11.10. Microdurezas medidas en la región superficial y en la matriz.

A continuación se presenta en la Tabla 11.10 los valores promedio de microdureza en la parte adyacente a la superficie erosionada, y en la matriz del mismo, se presenta también su equivalente en dureza Rockwell.

Fig. 11.43. Perfil de microdureza para el acero HR 90°20.



Esta característica explica a su vez el menor desgaste erosivo en los materiales más dúctiles cuando son impactados a ángulos normales o cercanos a ellos. Debido a que en la transferencia de energía durante el impacto en un material dúctil será necesario disipar parte de esta energía en la deformación elasto-plástica del material, mientras que en el material endurecido, al alcanzar el punto de ruptura del metal, esto garantizado por la alta velocidad del impacto, la disipación de energía por deformación plástica es considerablemente menor.

Los valores obtenidos de incremento de dureza son comparables a los obtenidos en el trabajo realizado por D.J. O'Flynn, Bingley et al^[16] sobre un acero eutectoide y otro de baja aleación (sección 4). Resultados similares en cuanto a la capacidad de endurecimiento, o de la invarianza de los valores de microdureza en los perfiles de erosión, son reportados por Levin y DuPont^[37] en investigación sobre erosión de recubrimientos por soldadura.

11.7. Observación de las superficies de erosión.

En la presente sección se describirán las observaciones generales de las superficies de erosión para las muestras H30, H55 y HR en los ángulos de impacto de 10, 30, 60 y 90°.

Se discutirán los principales mecanismos de erosión observados, así como la relación encontrada entre las diferentes durezas y los diferentes ángulos de impacto, asociando dichos mecanismos a su ubicación relativa en las curvas de erosión vs ángulo de impacto.

11.7.1. Observaciones de las superficies de erosión con arena sin resina.

11.7.1.1. H13, 30 HRC a 0.69 bar (10 Psi).

H30 10° 10: En la figura 11.44, se observa un desgaste en el que predomina el mecanismo de corte, un poco de desplazamiento lateral de metal y menor deformación frontal (labio). La mayoría de las hojuelas fueron desprendidas en el primer impacto. Se presenta una hojuela semidesprendida (indicada con la flecha), pero en general hay un mínimo de ellas, al igual que no se ha desprendido un mínimo de la formación de labio frontal.

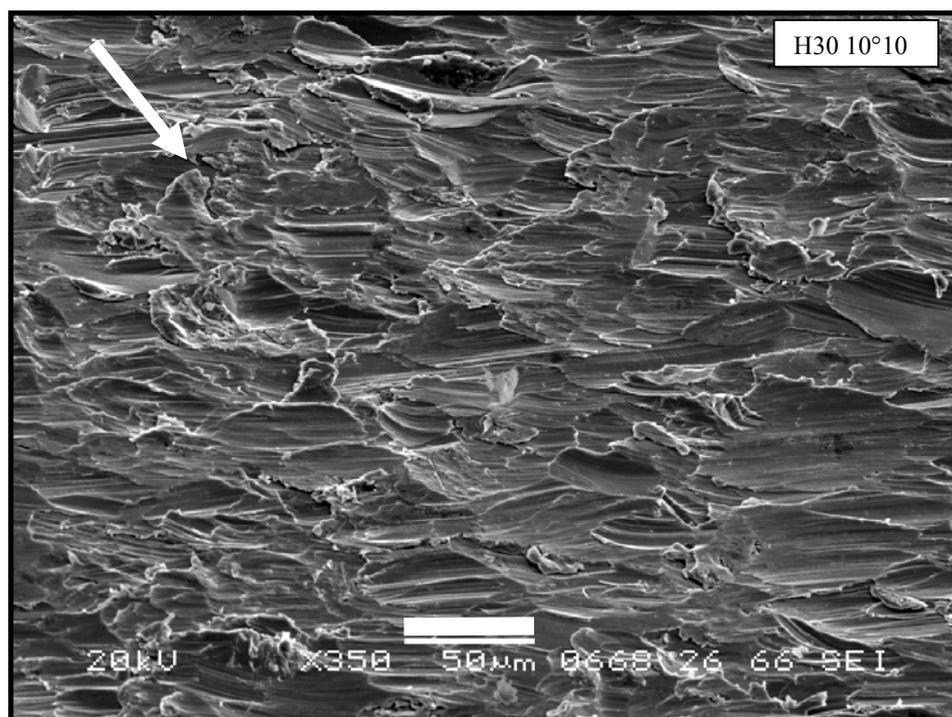


Fig. 11.44. Superficie de erosión de acero H30 10° 10.

H30 30° 10: En las figuras 11.45 y 11.46, se observa un aumento significativo de deformación plástica, al igual que una gran presencia de mecanismo de corte. Se aprecia una gran cantidad de hojuelas sin desprender. La componente cortante deja de ser suficiente para desprender el material de un solo impacto. Por otra parte, la transferencia de energía hacia el metal es mayor ya que se tiene la capacidad de desplazar una mayor cantidad de masa durante el impacto. En la figura 11.46 se presenta una ampliación de la parte central de la figura 11.45. En ella se aprecia la fractura del labio frontal, el cual es susceptible a ser desprendido fácilmente por impactos subsecuentes.

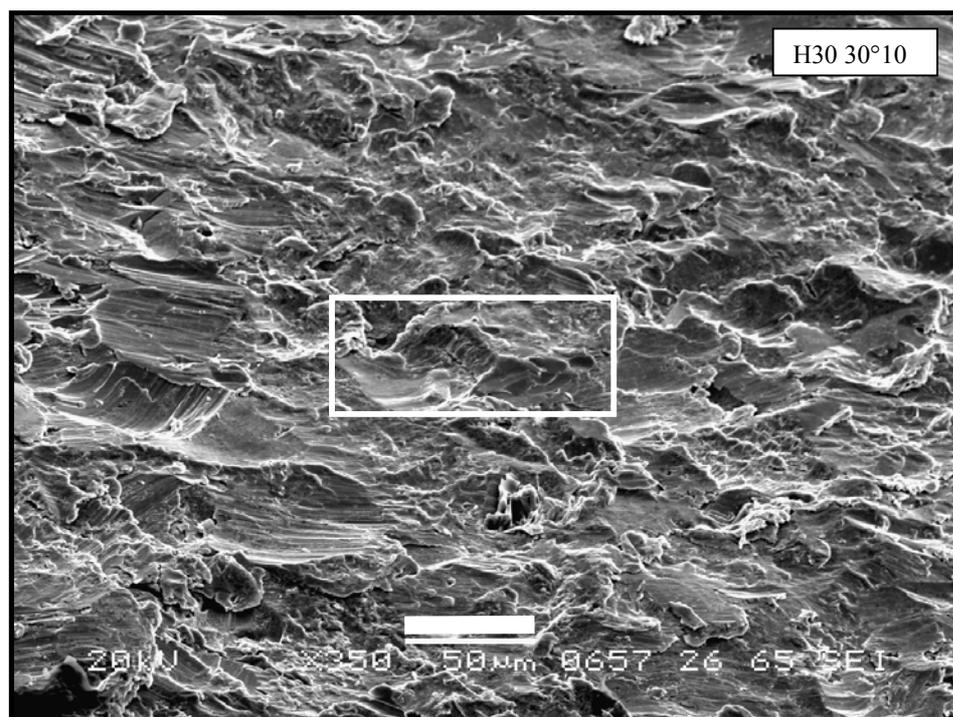


Fig. 11.45. Superficie de erosión de acero H30 30° 10.

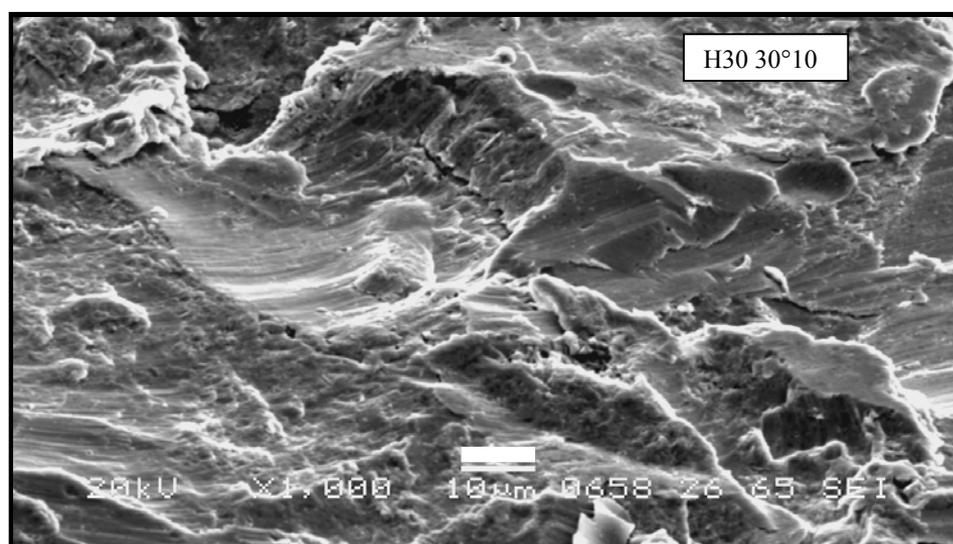


Fig. 11.46. Superficie de erosión de acero H30 30° 10.

H30 60°10: En la figura 11.47 se aprecia deformación plástica y zonas de corte. Al igual que en el impacto a 30°, existen muchas hojuelas sin desprender. En la esquina superior izquierda se presenta una partícula fracturada de arena incrustada.

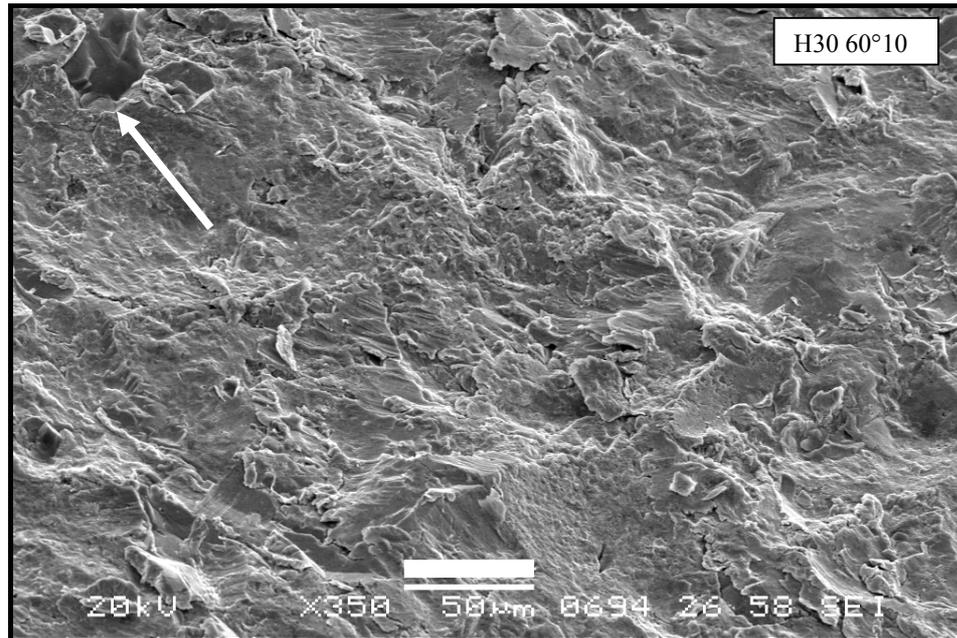


Fig. 11.47. Superficie de erosión de acero H30 60° 10.

H30 90°10: Figura 11.48. La superficie sólo presenta deformación plástica. Esto debido a la ausencia de la componente horizontal del impacto. De allí la formación de cráteres de forma relativamente simétrica y metal semidesprendido.

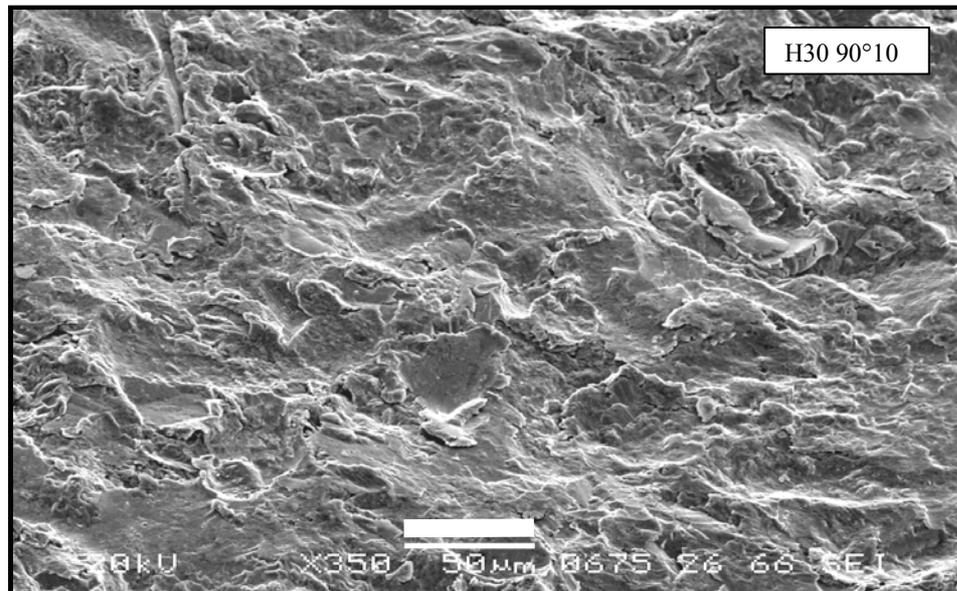


Fig. 11.48. Superficie de erosión de acero H30 90° 10.

11.7.1.2. H13, 55 HRC a 0.69 bar (10 Psi).

H55 10°10: En la examinación visual simultánea de las imágenes H30 10°10 y H55 10°10 se apreció que los surcos de erosión en el acero H30 fueron un poco más profundos y extensos (confirmado también para el HR 10°10). Esta comparación se aprecia mejor con las imágenes a altas magnificaciones, figuras 11.49 y 11.50. Para este caso, la razón de esta diferencia es debida a la mayor resistencia a la penetración del material más duro, es decir que la componente de la velocidad perpendicular a la superficie es tan baja que no penetra significativamente en esa dirección y la partícula es rebotada. A diferencia del metal de menor dureza en el cual se alcanza con menor magnitud de esfuerzo la deformación plástica del mismo, admitiendo mayor penetración en la componente perpendicular y el ulterior desprendimiento de una mayor masa a causa de la componente cortante del impacto.

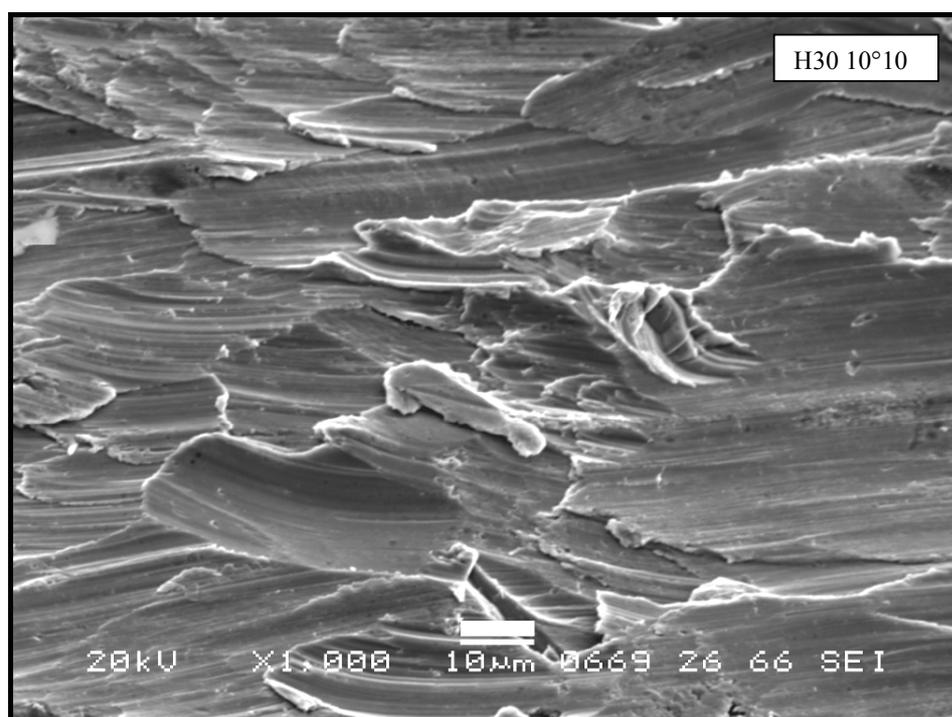


Fig. 11.49. Superficie de erosión de acero H30 10° 10.

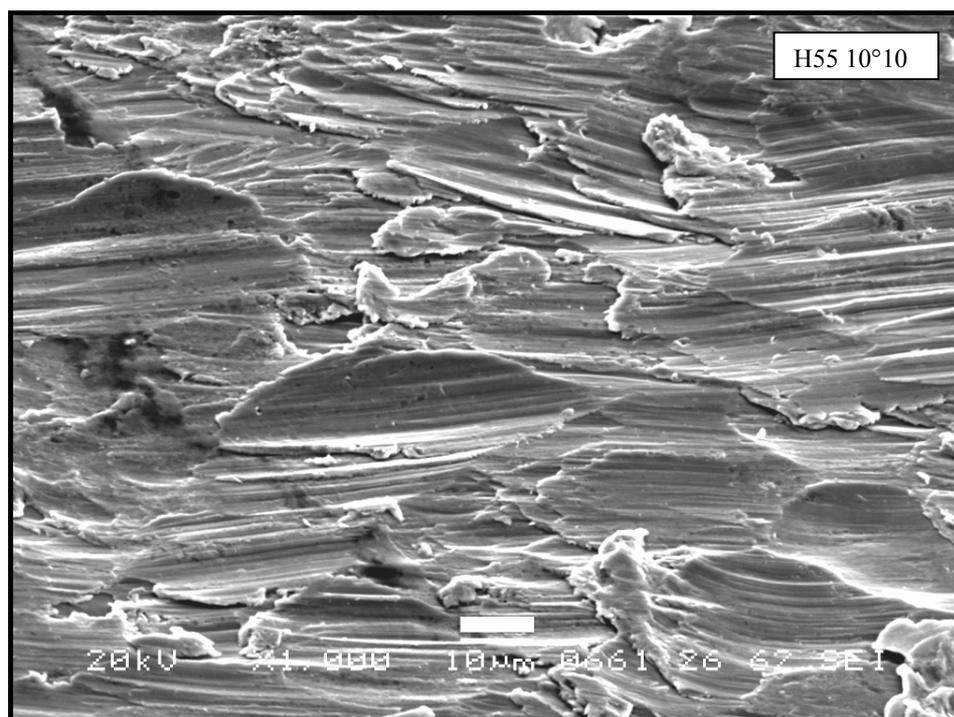


Fig. 11.50. Superficie de erosión de acero H55 10° 10.

H55 30°10: Las imágenes simultáneas H55 30°10 y H30 30°10, figuras 11.51 y 11.52, a baja magnificación son más parecidas incluso la cantidad de superficie de material fragmentado es parecido, aunque siguen prevaleciendo más características de ductilidad en el H30. Para este ángulo, a diferencia del de 10°, la componente cortante se ha reducido y por ende la componente perpendicular se ha incrementado a tal grado que ahora permite que la partícula penetre más en el impacto, y la componente cortante restante es más efectiva para desprender una porción mayor de material, por eso se incrementa la magnitud de la erosión. El razonamiento anterior es válido para las dos aleaciones, sólo que en la aleación H30 el incremento en magnitud de la erosión es en menor grado, a tal punto que se igualan la magnitud de desgaste de las dos durezas correspondientes, ver figura 11.13. Se presentan además con fines comparativos, las figuras 11.53 y 11.54, correspondientes a las superficies de erosión H55 30°10 y H30 30°10 respectivamente.

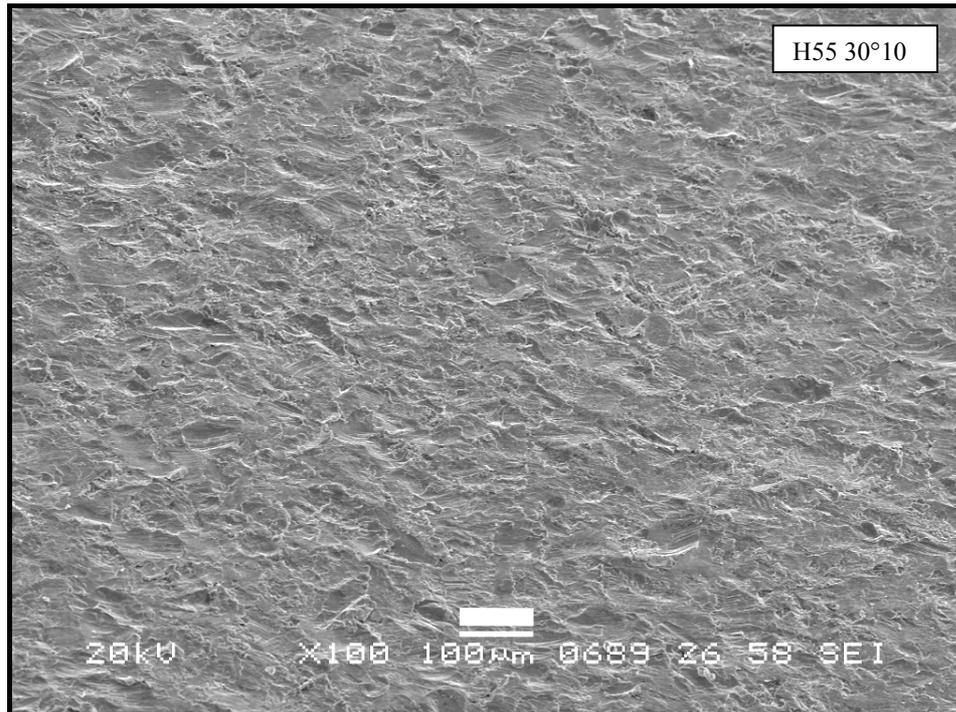


Fig. 11.51. Superficie de erosión de acero H55 30° 10.

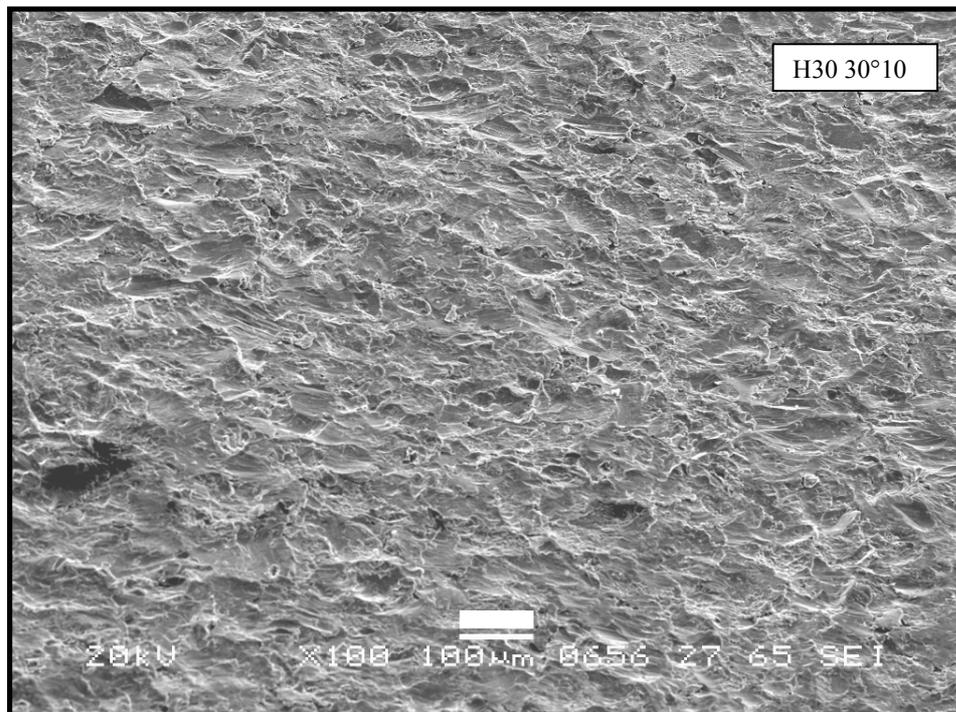


Fig. 11.52. Superficie de erosión de acero H30 30° 10.

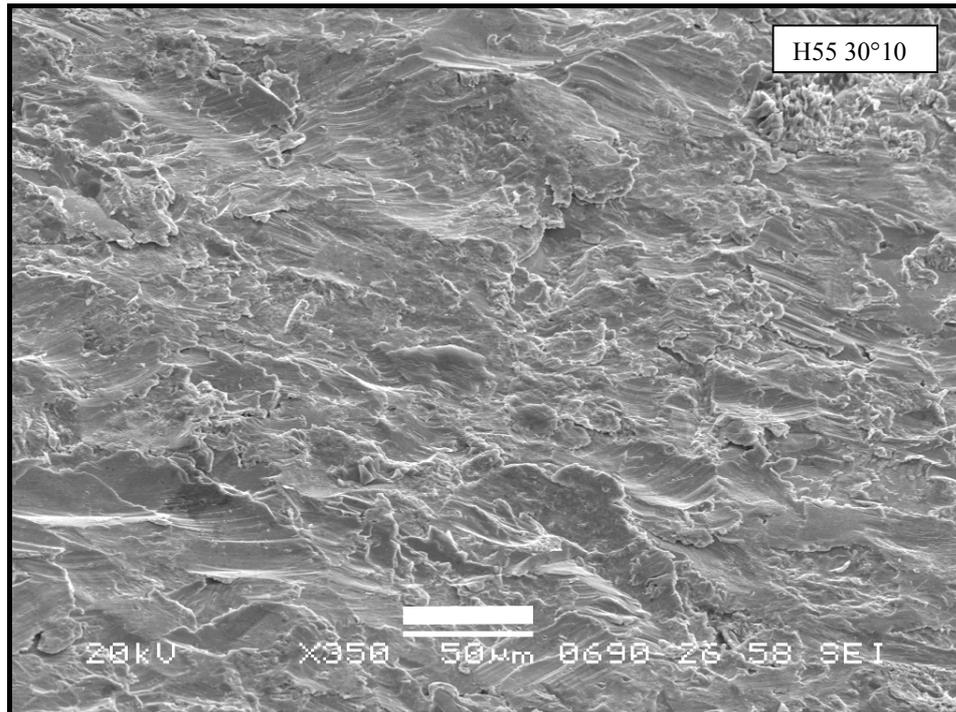


Fig. 11.53. Superficie de erosión de acero H55 30° 10.

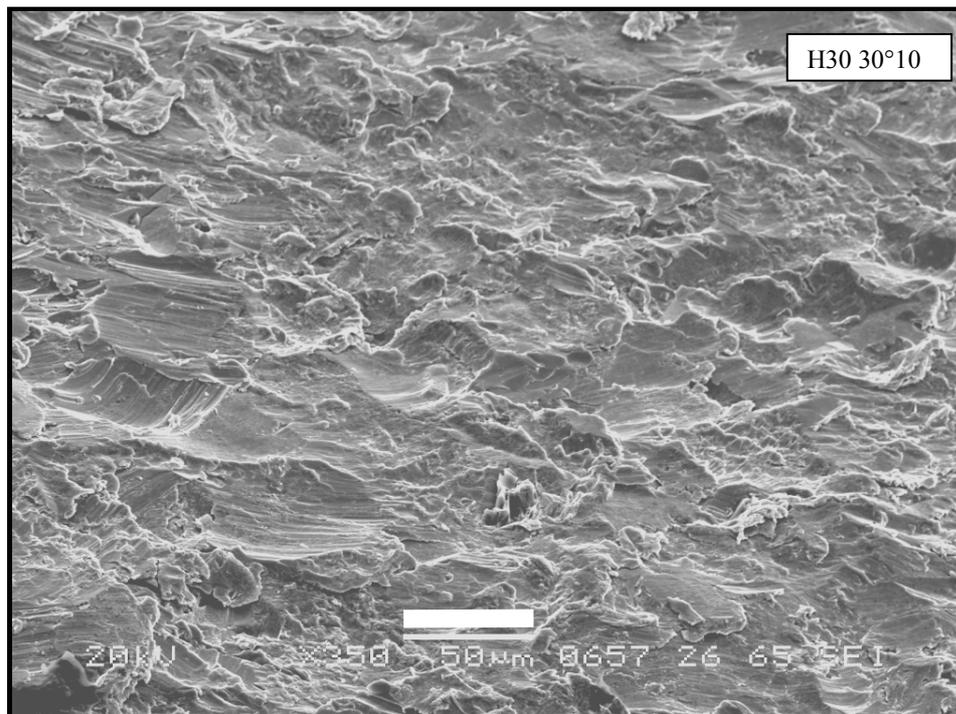


Fig. 11.54. Superficie de erosión de acero H30 30° 10.

H55 60°10: Con la observación comparativa de las muestras H55 y H30 a 60° (figuras 11.55, 56, 57, y 58), en sus correspondientes aumentos, se afirma que los segmentos de metal arrancados del H55 están más fragmentados, esto se aprecia en la topografía más accidentada y se confirma por el efecto borde de la imagen. No obstante la observación de esta característica tendiente a la fragilidad del acero H55, en la superficie se aprecia una gran cantidad de material removido de su lugar original, pero aún sin el desprendimiento completo del mismo.

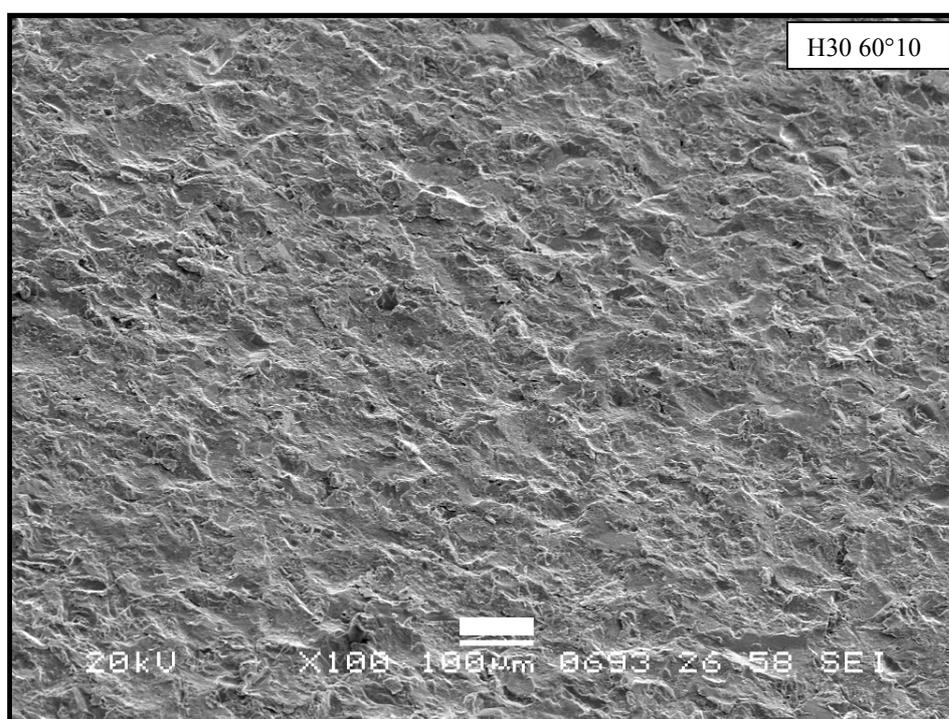


Fig. 11.55. Superficie de erosión de acero H30 60° 10.

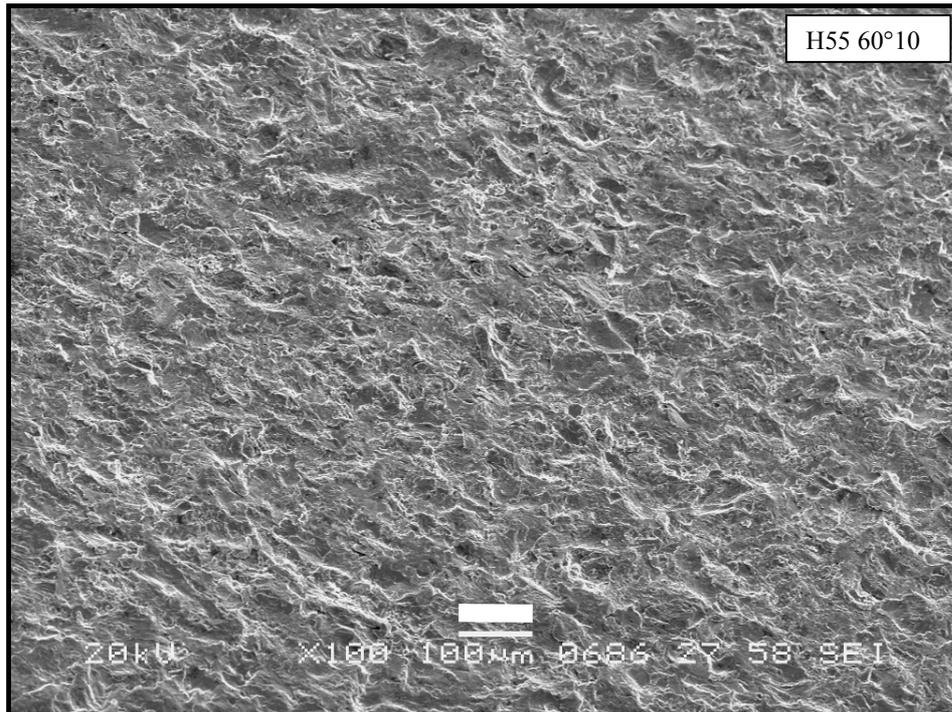


Fig. 11.56. Superficie de erosión de acero H55 60° 10.

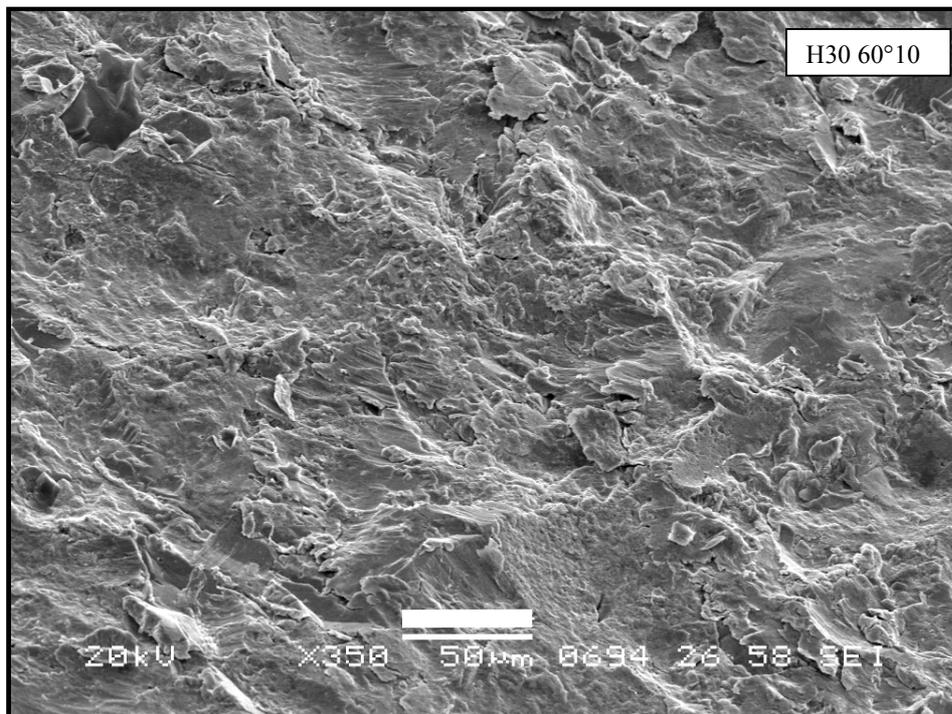


Fig. 11.57. Superficie de erosión de acero H30 60° 10.

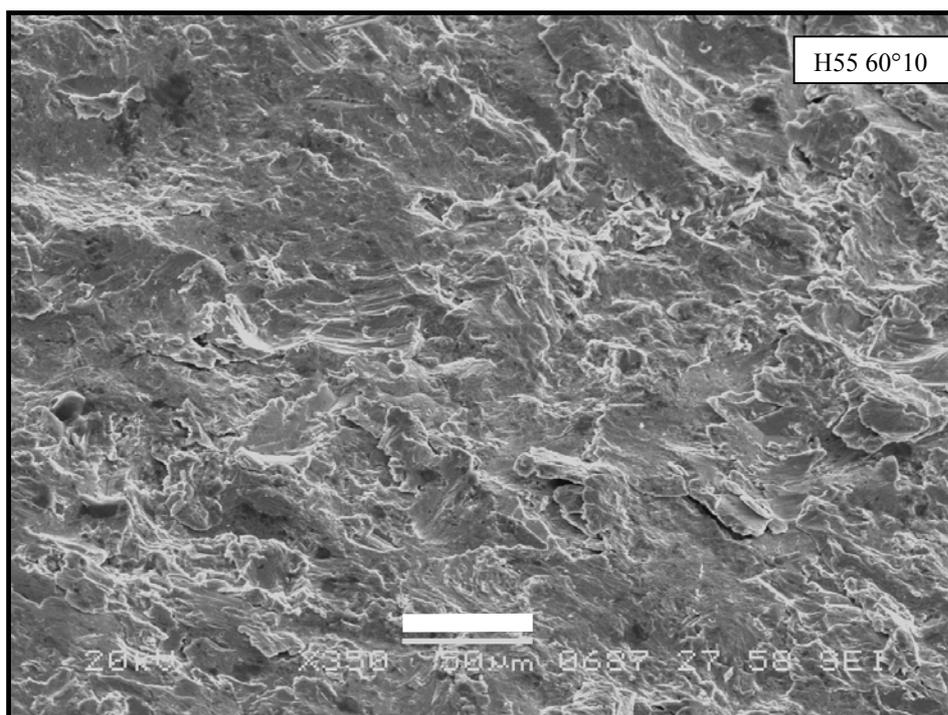


Fig. 11.58. Superficie de erosión de acero H55 60° 10.

H55 90°10: Al comparar al acero H55 90°10 con su correspondiente H30 (Figuras 11.59 a la 11.64), en este último se ven más grandes y más profundos los cráteres formados por los impactos, y en mayor número, es decir que se observan concavidades de mayor magnitud en esta muestra, a diferencia del H55 en donde son menos discernibles. La diferencia se debe obviamente a la mayor capacidad de deformación plástica del H30.

Por lo anterior, no debe relacionarse directamente el daño aparente de la superficie con la resistencia a la erosión del metal considerado, ya que debe recordarse que el acero H30 presentó mejor resistencia a la erosión para este ángulo, no obstante su aparente daño superficial es mayor que el H55. Esto sugiere que el metal desplazado en el H55 es más susceptible de ser fragmentado en planos de clivaje que yacen en dirección perpendicular a la dirección de impacto, acercándose de esta manera a la teoría de la fisuración lateral para materiales frágiles.

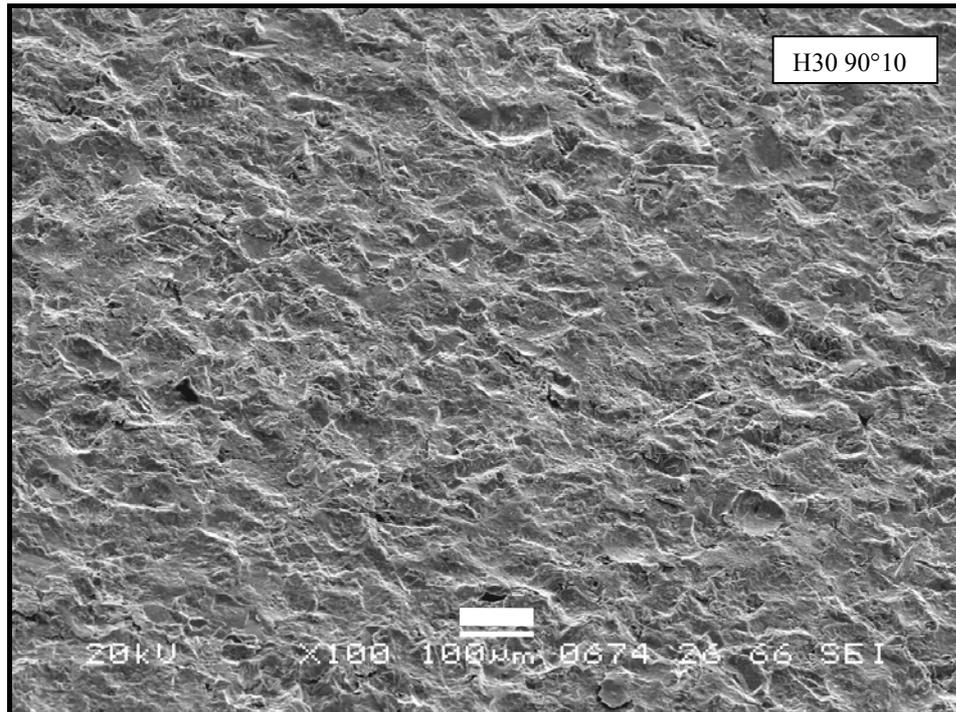


Fig. 11.59. Superficie de erosión de acero H30 90° 10.

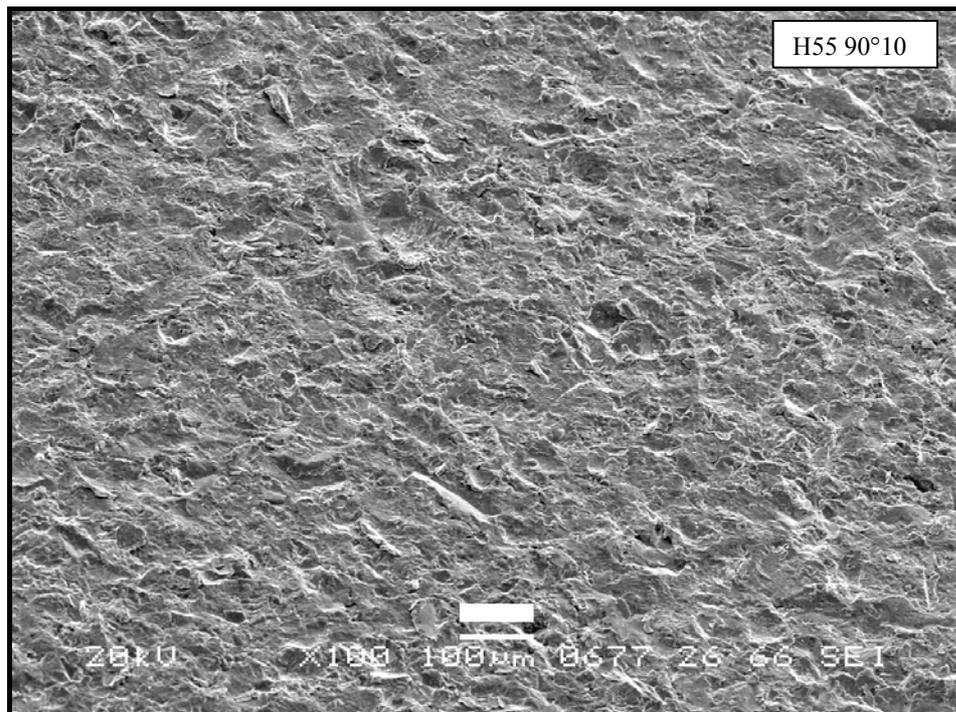


Fig. 11.60. Superficie de erosión de acero H55 90° 10.

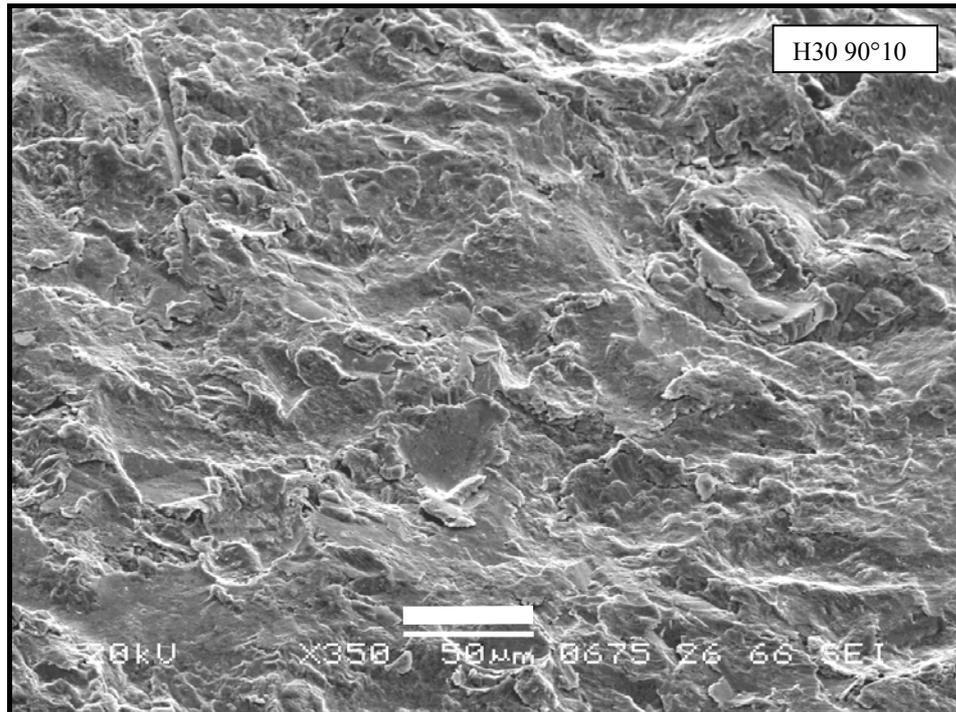


Fig. 11.61. Superficie de erosión de acero H30 90° 10.

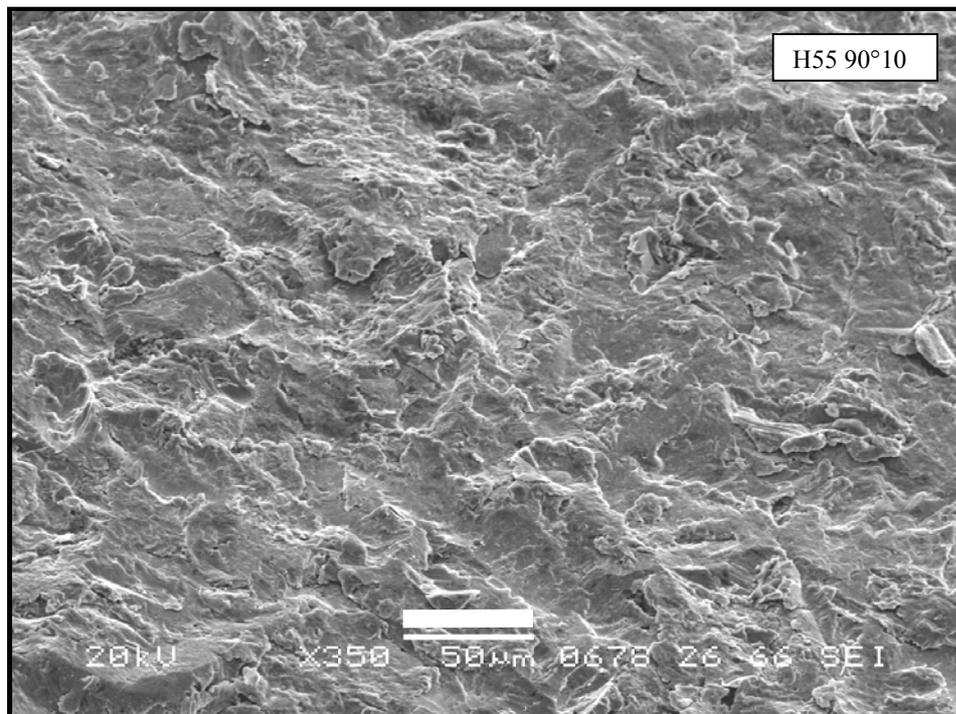


Fig. 11.62. Superficie de erosión de acero H55 90° 10.

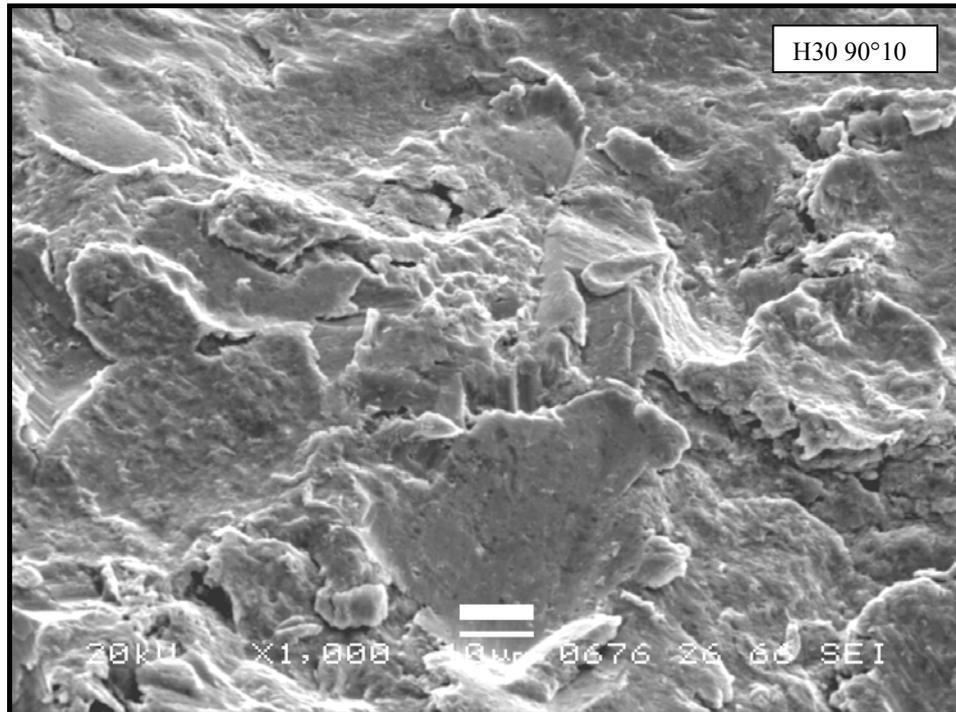


Fig. 11.63. Superficie de erosión de acero H30 90° 10.

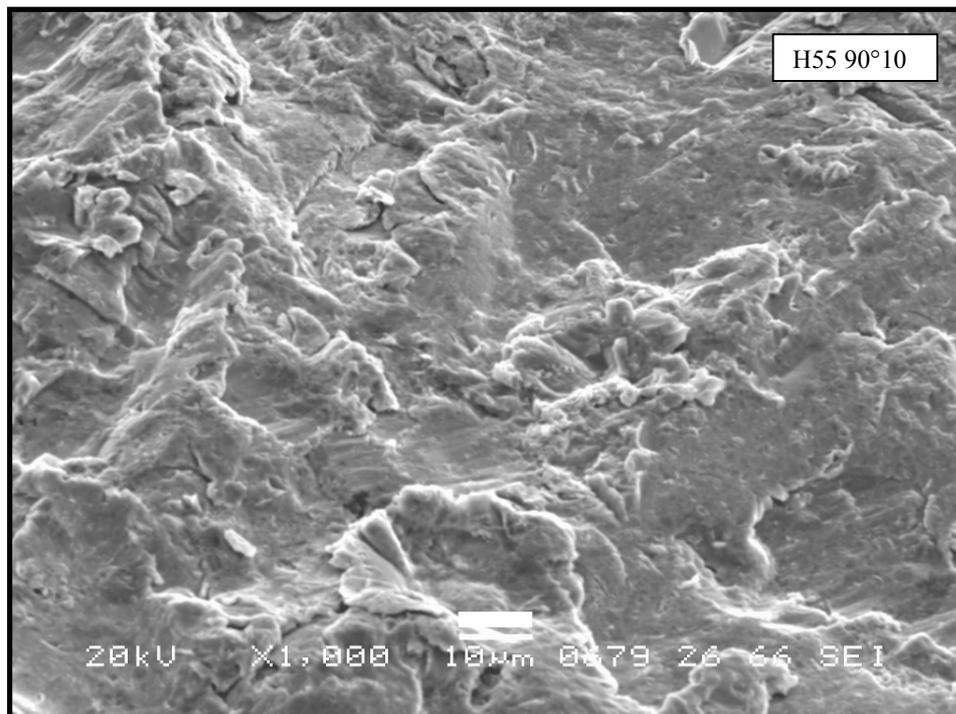


Fig. 11.64. Superficie de erosión de acero H55 90° 10.

11.7.1.3. H13, Recocido a 0.69 bar (10 Psi).

HR 10°10: En la comparación simultánea de las aleaciones H30, H55 y HR impactados a 10° (figuras 11.65, 66 y 67), se observa claramente la planicie de la erosión sobre la H55 debido a la menor penetración, menor formación de labios laterales y menor formación de labios frontales. Se ve muy claro lo llano y la menor deformación plástica del H55, comparado tanto con el HR como con el H30.

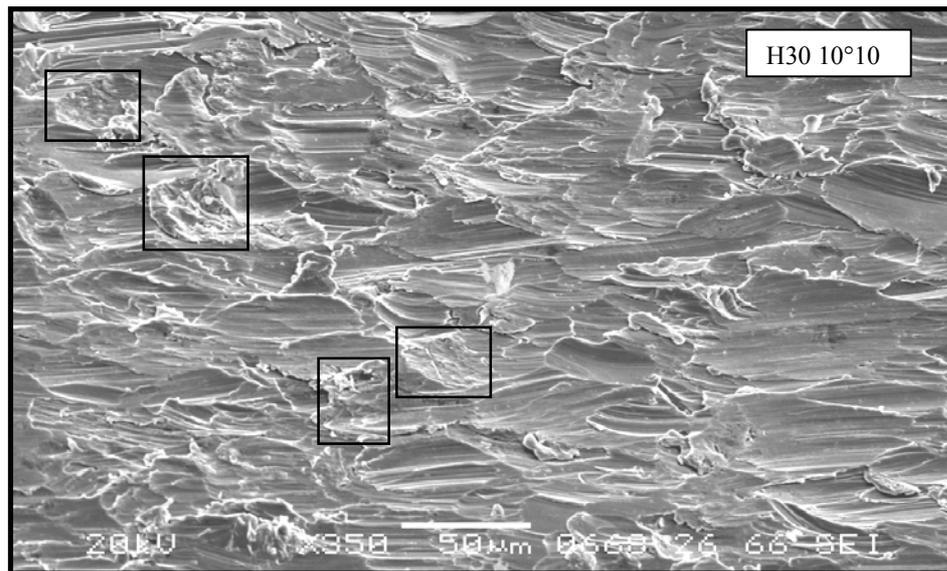


Fig. 11.65. Superficie de erosión de acero H30 10°10.

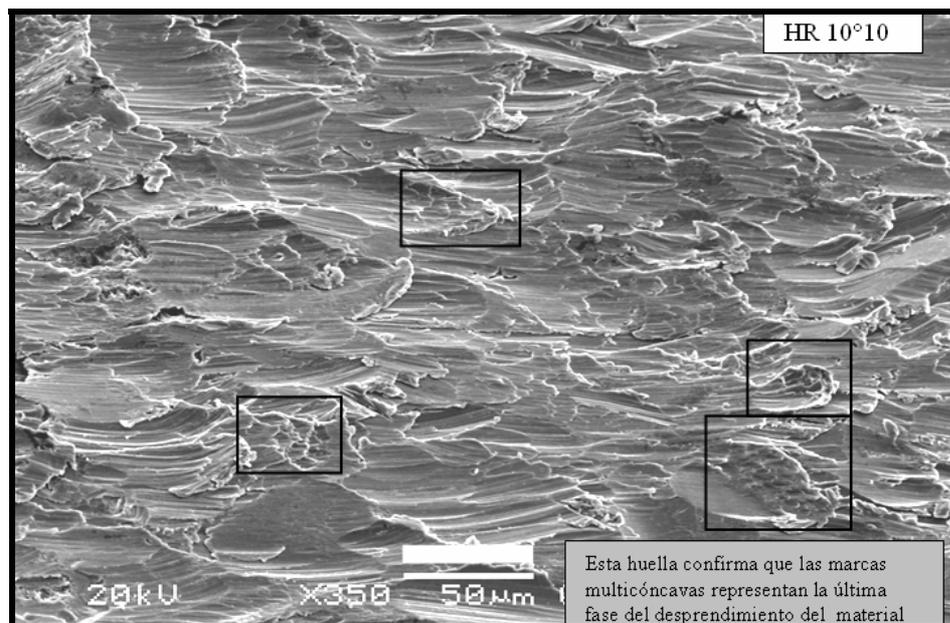


Fig. 11.66. Superficie de erosión de acero HR 10°10.

En las dos imágenes anteriores se han trazado recuadros indicando las superficies de impacto las cuales tienen la característica de presentar una última etapa del proceso de desprendimiento del metal, distinta respecto a lo general del resto de la superficie. En la mayoría de ellas se presenta un aspecto de multiconcavidades (zona ampollada), que también fueron observadas en el acero H30 10°10, pero que no fueron observadas en el metal H55 (figura 11.67), lo que confirma la tendencia a la fragilidad de este acero.

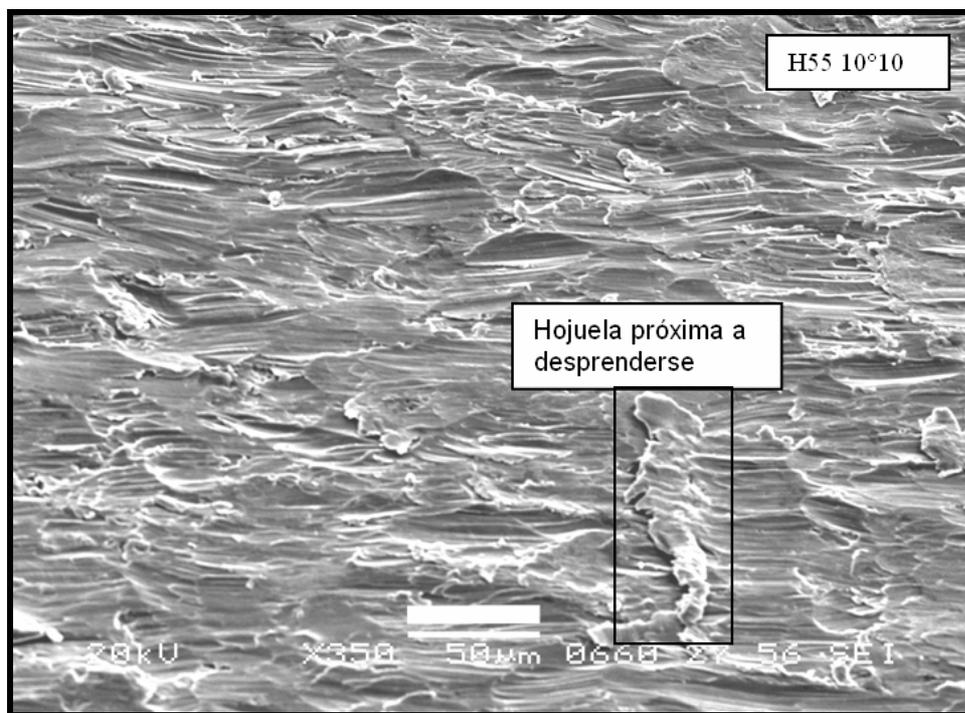


Fig. 11.67. Superficie de erosión de acero H55 10°10.

HR 30°10: En la figura 11.68 se observa el desprendimiento de una hojuela de metal, y un fragmento de arena sílica incrustada (indicada con la flecha), en una superficie con gran presencia de efecto cortante y deformación plástica. De hecho la superficie de erosión se asemeja mucho a la superficie del H30 30°10, figura 11.65. En la figura 11.69 se presenta una ampliación de la zona de incrustación de la arena sílica, mostrando en ella la generación de líneas de corte, labio frontal y lateral.

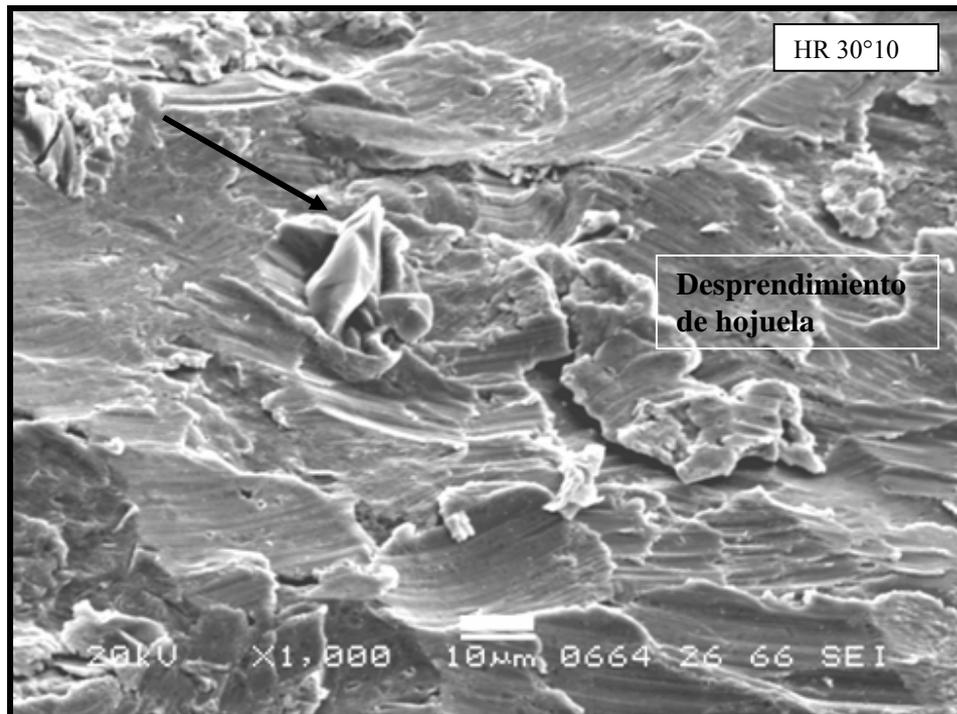


Fig. 11.68. Superficie de erosión de acero HR 30°10.

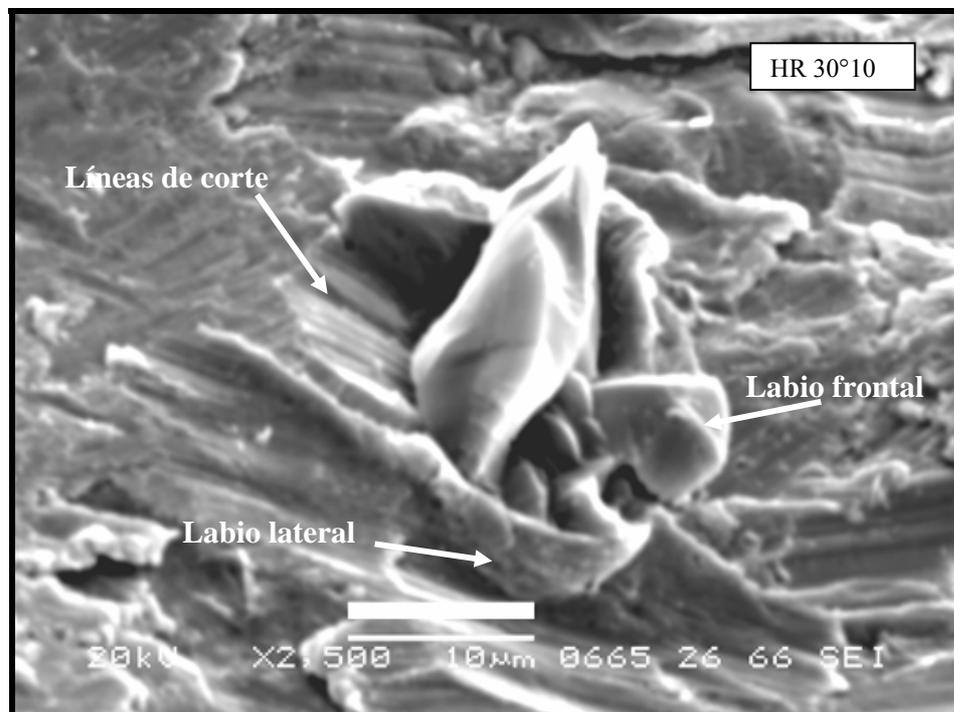


Fig. 11.69. Generación de líneas de corte, labios laterales y frontal, 30°.

HR 90°10: Se observa la completa ausencia de mecanismo cortante debido a la ausencia del componente tangencial de la velocidad, figuras 11.70 y 71, además de que las aleaciones H30 y HR presentan los cráteres más grandes y profundos cuando se comparan con los de la aleación H55 (figuras 11.59 a la 11.62).

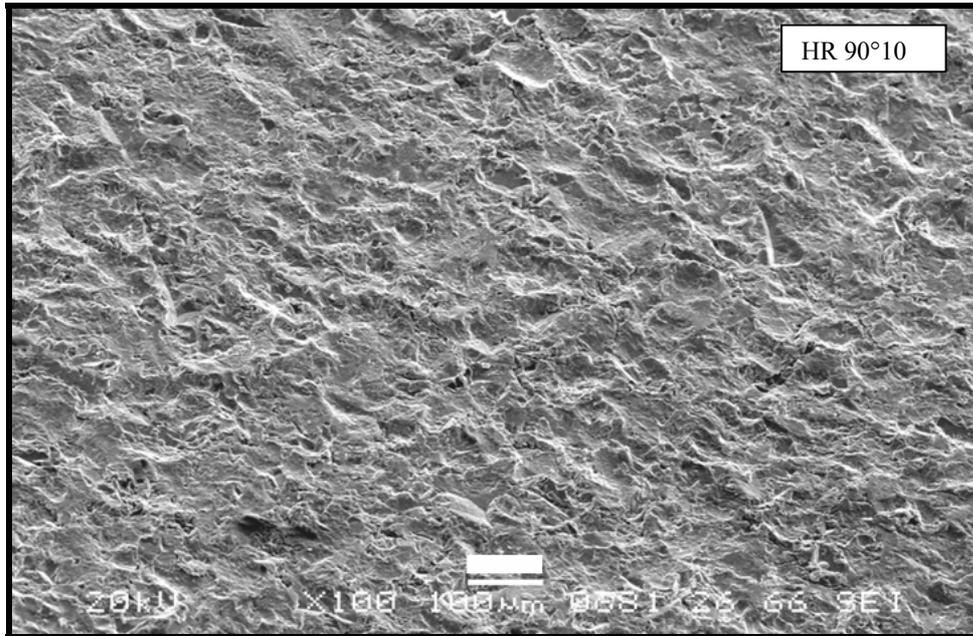


Fig. 11.70. Superficie de erosión de acero HR 90°10.

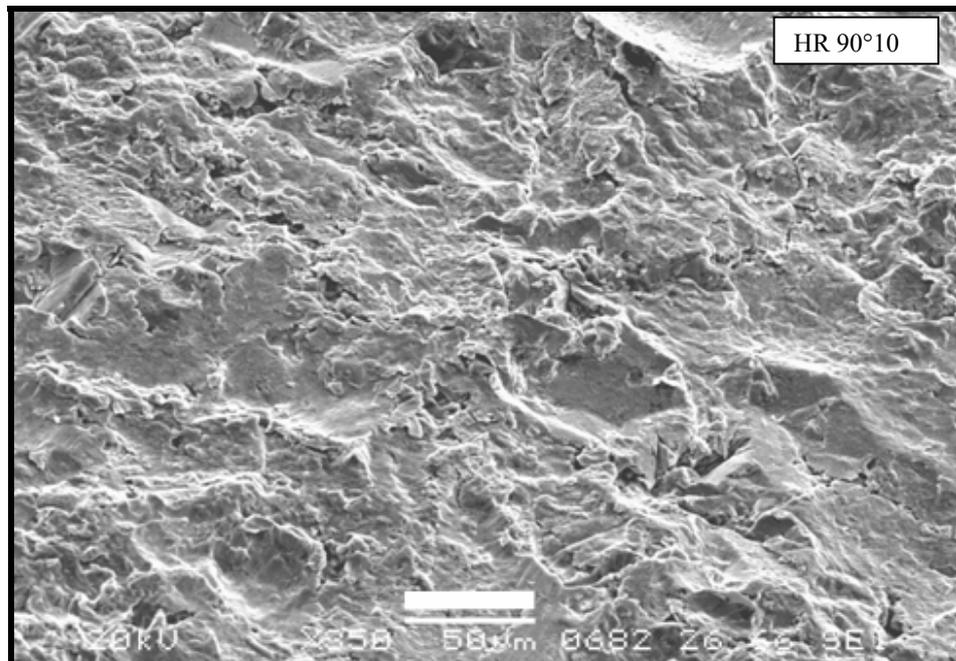


Fig. 11.71. Superficie de erosión de acero HR 90°10.

11.7.2. Observaciones de las superficies de erosión con arena con resina.

En la comparación simultánea H30 30°20 CR (CR: Con Resina) y H55 30°20 CR, figuras 11.72, 73, 74, y 75, se aprecia el menor tamaño de los cráteres en el H55, que se acompaña con la menor pérdida de masa (ver figura 11.23) y una superficie menos accidentada. El mismo efecto se observa con las respectivas erosiones a 2.75 bar (40 Psi). Es decir que las diferencias siguen explicándose en términos de la ductilidad de los materiales ensayados.

En las figuras 11.76 y 11.77, se presentan las superficies de erosión a medios aumentos, de las probetas H30 30°40 CR y H55 30°40 CR, además de las figuras 11.78 y 11.79 (H30 30°10 SR (Sin Resina) y H55 30°10 SR). En ellas se aprecia la diferencia entre la erosión con arena con resina y en ausencia de resina. Cuando la partícula está recubierta, ésta tiene mayor capacidad de deslizarse en la superficie, causando mayormente desprendimiento por corte de metal, como se aprecia con la mayor superficie con características de corte en las probetas de impacto con arena con resina, que a diferencia de las imágenes de las probetas sin el uso de resina, en éstas se presenta mayor formación de cráteres y labios frontales de deformación plástica. Es decir que el uso de la resina ha dificultado la capacidad de penetración de la partícula en el metal, además de la consecuente disminución de la velocidad de impacto por la interacción partícula-partícula causada por la resina. Nótese que las comparaciones se han realizado para la presión mínima de erosión sin resina y la máxima presión ensayada para la erosión con resina.

En los impactos a 90°, figuras 11.80, 81, 82, y 83, se aprecia nuevamente la influencia de la ductilidad del metal, ya que en el material H30 se presenta mayor número y magnitud en la formación de cráteres. En la comparación con el metal erosionado sin presencia de resina, se ve en éste la mayor cantidad de daño, las razones son las mismas que las arriba explicadas (interacción entre partículas y disminución de la velocidad).

En las figuras 11.84 y 11.85 se aprecia la semejanza de mecanismos de desgaste con el uso y ausencia de resina. En ambas figuras, se aprecia la deformación plástica y la presencia de microfisuras.

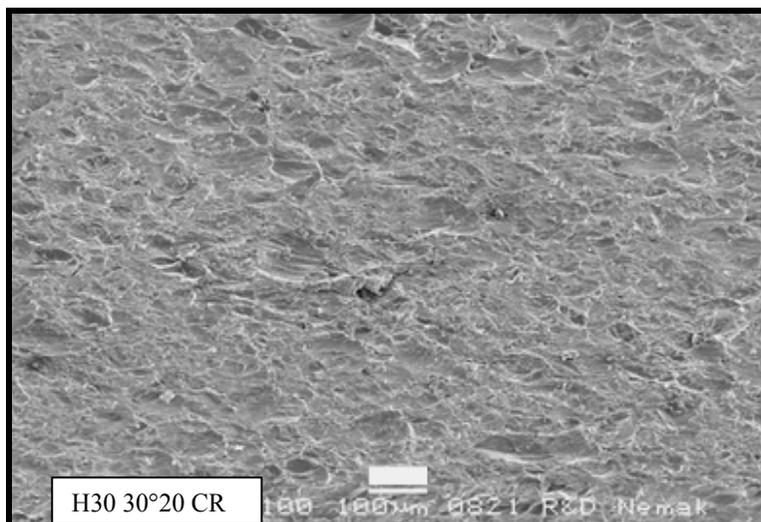


Fig. 11.72. Superficie de erosión de acero H30 30°20 CR.

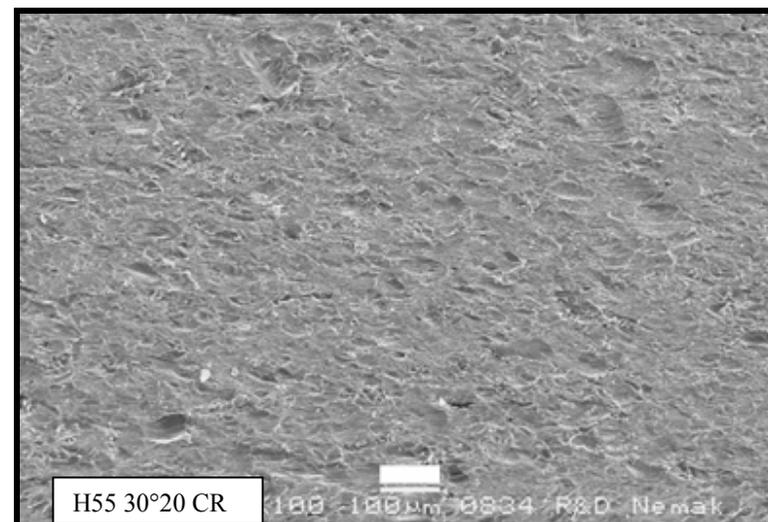


Fig. 11.73. Superficie de erosión de acero H55 30°20 CR.

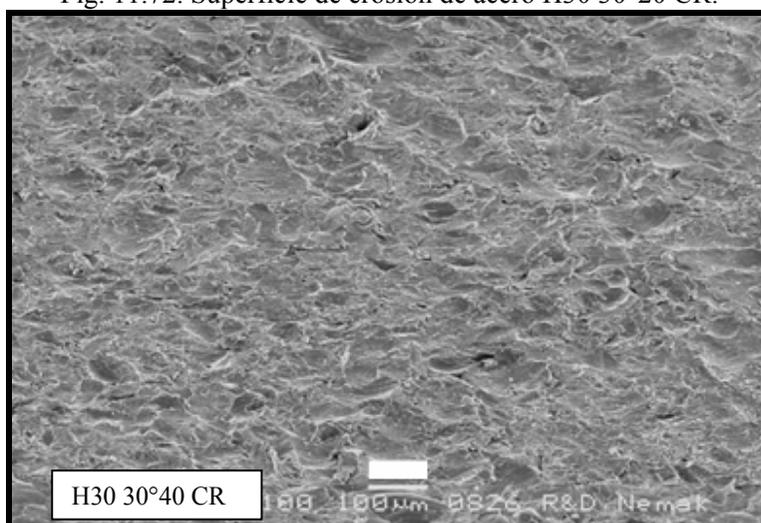


Fig. 11.74. Superficie de erosión de acero H30 30°40 CR.

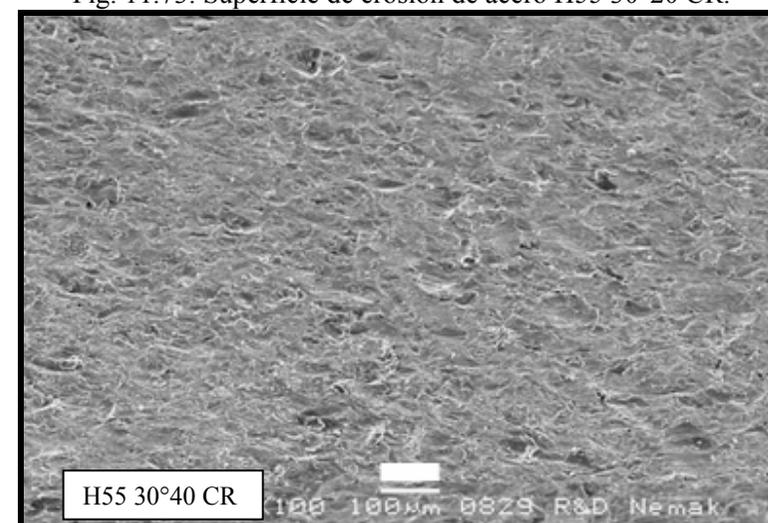


Fig. 11.75. Superficie de erosión de acero H55 30°40 CR.

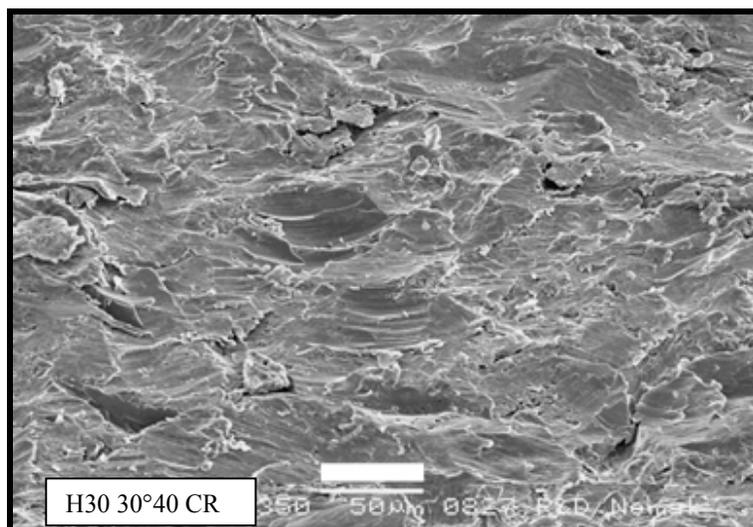


Fig. 11.76. Superficie de erosión de acero H30 30°40 CR.

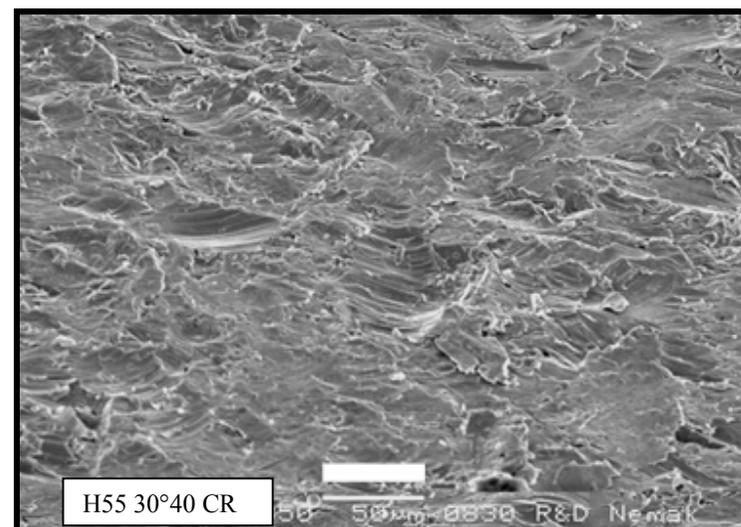


Fig. 11.77. Superficie de erosión de acero H55 30°40 CR.

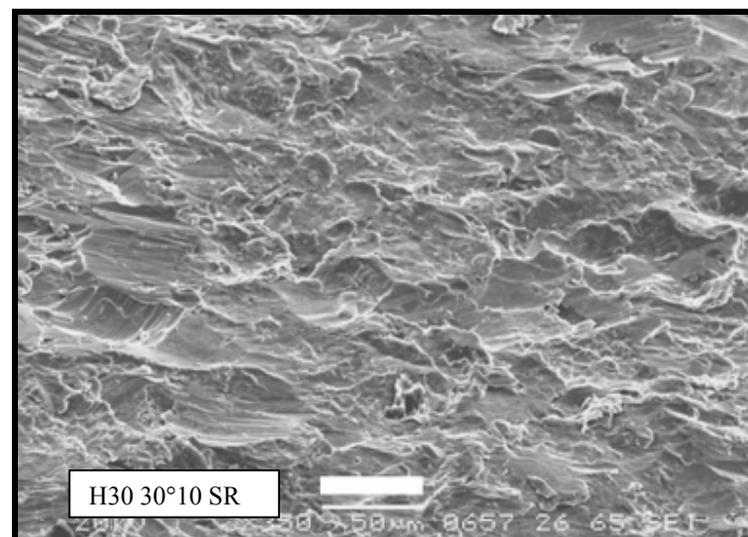


Fig. 11.78. Superficie de erosión de acero H30 30°10 SR.

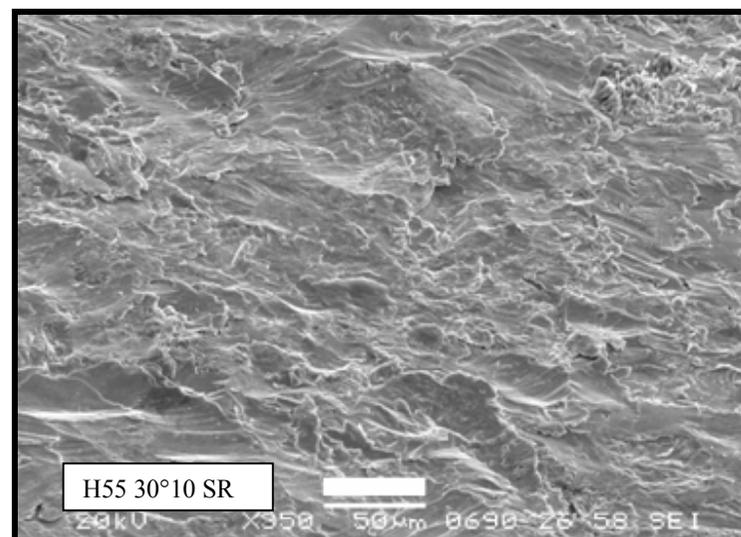


Fig. 11.79. Superficie de erosión de acero H55 30°10 SR.

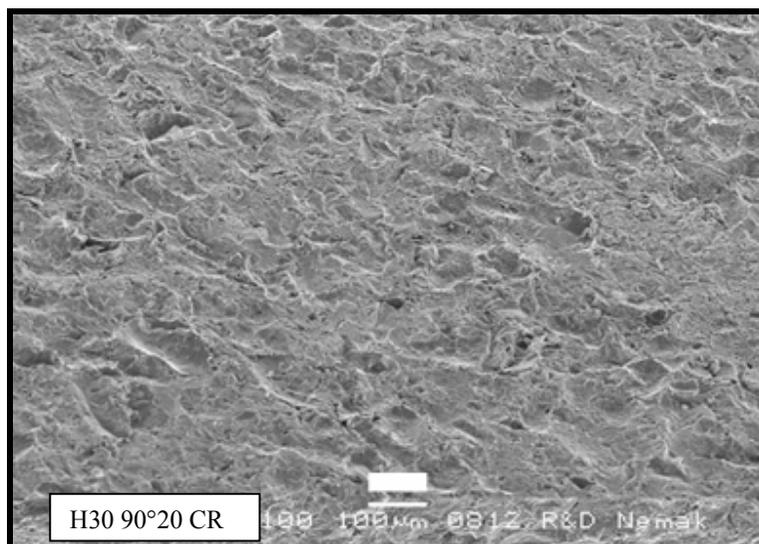


Fig. 11.80. Superficie de erosión de acero H30 90°20 CR.

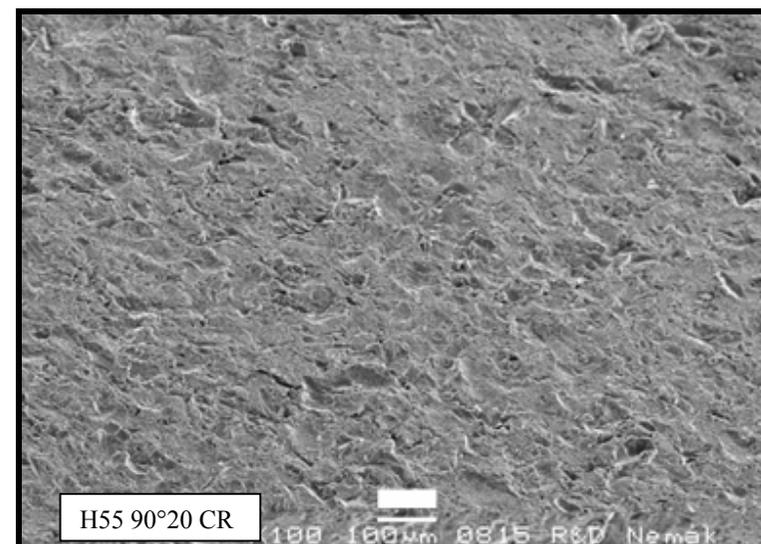


Fig. 11.81. Superficie de erosión de acero H55 90°20 CR.

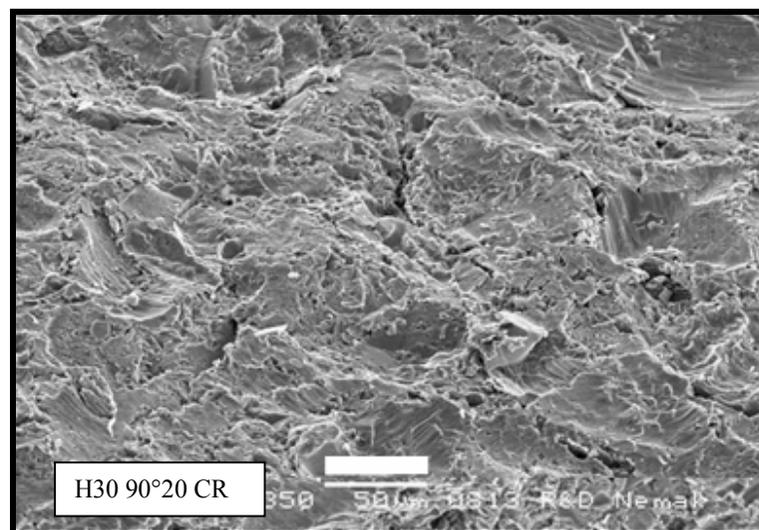


Fig. 11.82. Superficie de erosión de acero H30 90°20 CR.

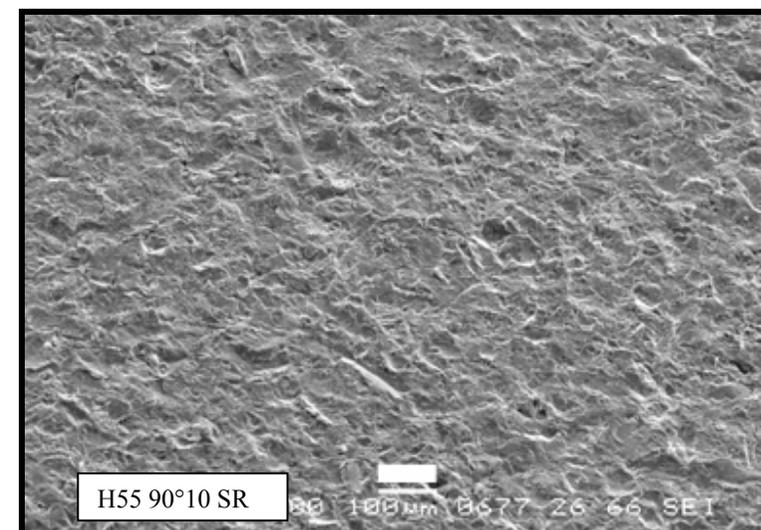


Fig. 11.83. Superficie de erosión de acero H55 90°10 CR.

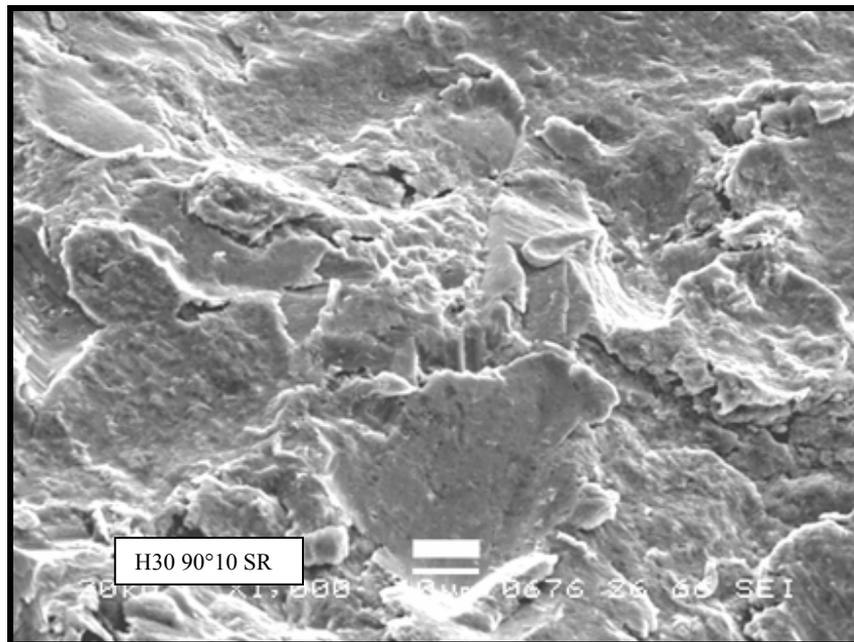


Fig. 11.84. Superficie de erosión de acero H30 90°10 SR.

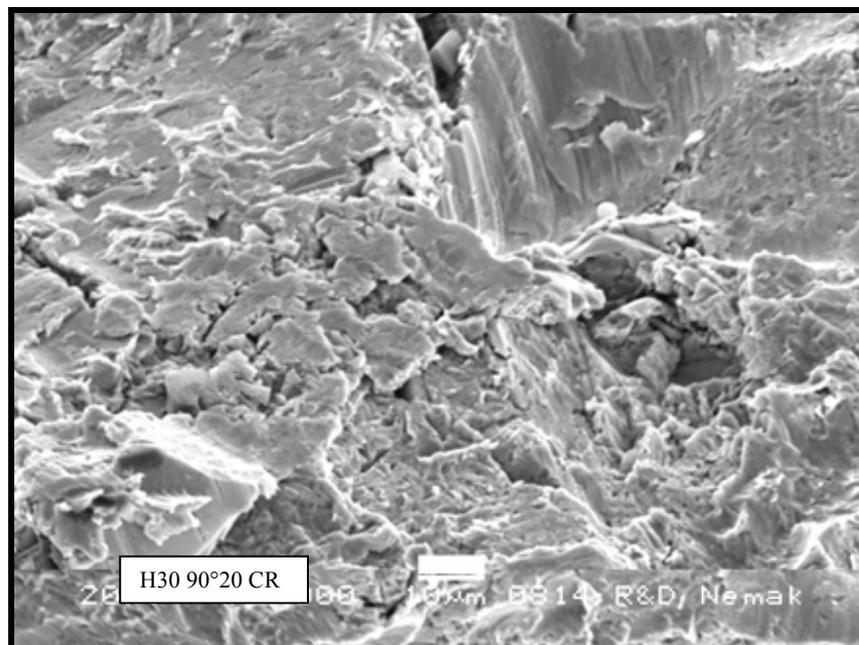


Fig. 11.85. Superficie de erosión de acero H30 90°20 CR.

11.7.3. Observaciones de impactos individuales.

Para tener una mejor visión de los mecanismos de erosión observados, se realizaron impactos individuales con arena malla 50 (300 μm) sobre acero H30, H55 y HR, a los ángulos de 10, 30, 60 y 90°. Las placas metálicas fueron previamente preparadas superficialmente hasta acabado espejo por los métodos convencionales de metalografía.

11.7.3.1. Ángulo de 10°.

En las huellas de impactos a 1.38 bar (20 Psi), en comparación con las de 0.69 bar (10 Psi), del H30 10°, se observa labio frontal y zona de deformación de mayor magnitud, aunque en el tamaño superficial la diferencia no es determinante. Figuras 11.86, 87, 88, y 89.

La presencia de líneas paralelas a la dirección de impacto demuestran la presencia de mecanismo de interacción cortante, lo que no significa ausencia de desprendimiento de material por mecanismos dúctiles. Todos los impactos observados en H30 10°20 presentan la formación de un labio frontal de deformación plástica.

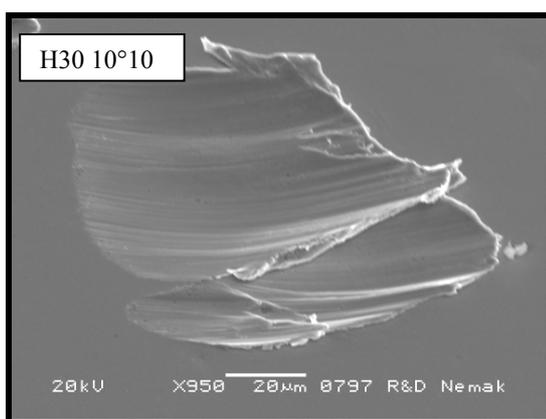


Fig. 11.86. Impacto sobre acero H30 10°10.

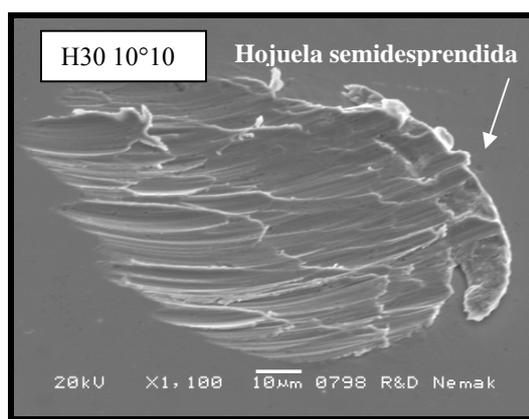


Fig. 11.87. Impacto sobre acero H30 10°10.

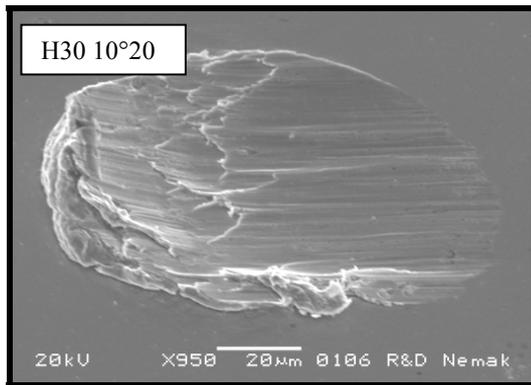


Fig. 11.88. Impacto sobre acero H30 10°20.

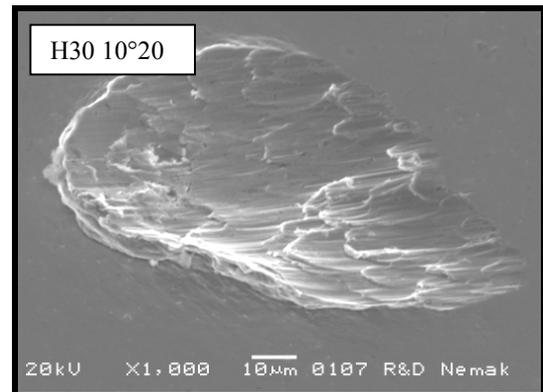


Fig. 11.89. Impacto sobre acero H30 10°20.

La observación de las huellas en el caso del metal H55 10°20, figuras 11.90, 91, y 92, en comparación con la anterior H30 10°20, se observa una menor penetración de la muesca sobre el metal, sin embargo, la longitud no presenta disminución significativa, pero en ninguno de estos casos a 1.38 bar (20 Psi) se presenta el labio frontal. Tampoco presenta, a diferencia de la anterior, campo de deformación plástica.

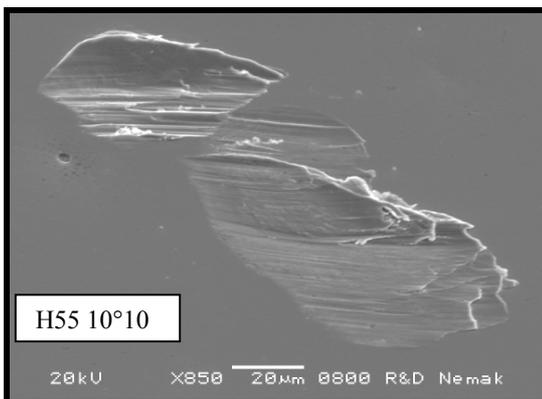


Fig. 11.90. Impacto sobre acero H55 10°10.

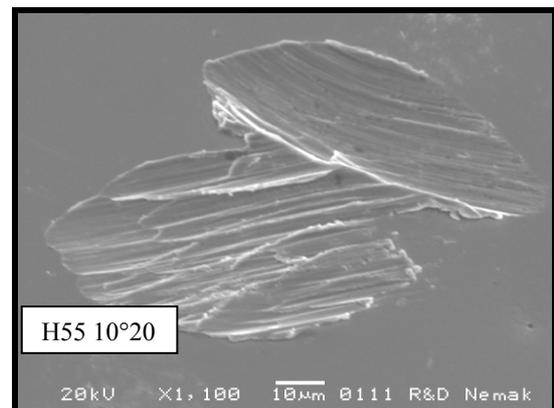


Fig. 11.91. Impacto sobre acero H55 10°20.

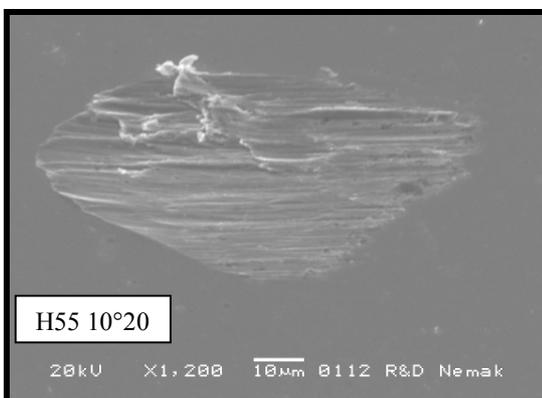


Fig. 11.92. Impacto sobre acero H55 10°20.

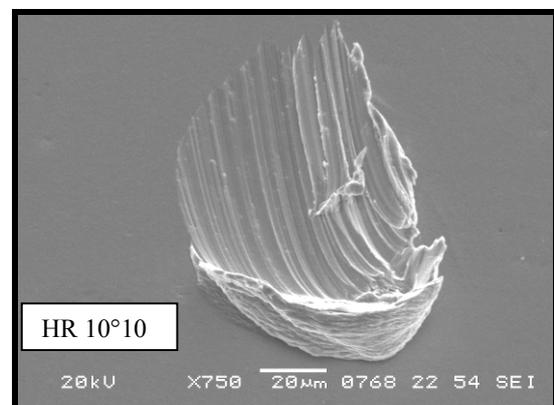


Fig. 11.93. Impacto sobre acero HR 10°10.

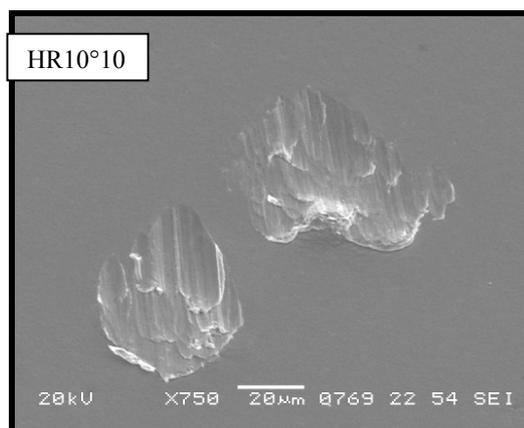


Fig. 11.94. Impacto sobre acero HR 10°10.

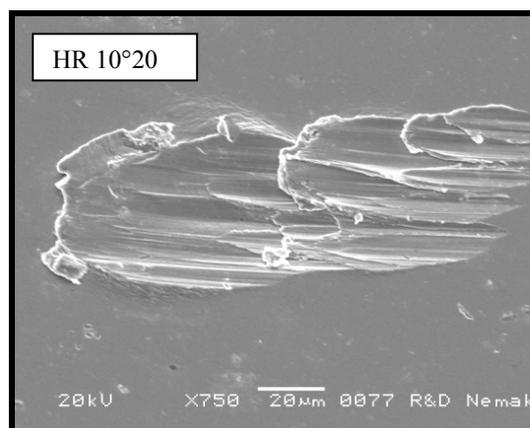


Fig. 11.95. Impacto sobre acero HR 10°20.

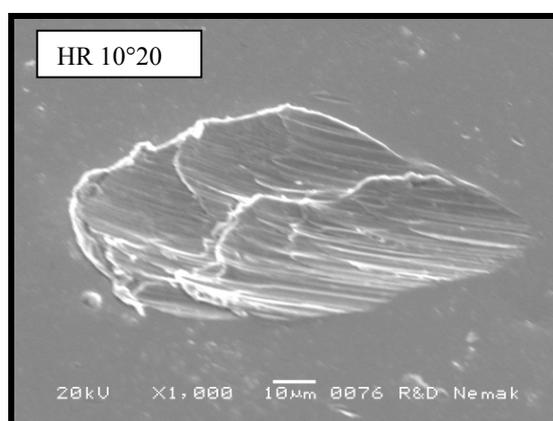


Fig. 11.96. Impacto sobre acero HR 10°20.

Las características del HR 10°10 y 20, figuras 11.93, 94, 95, y 96, son similares a las del H30 10°10 y 20, en cuanto a presencia y tamaño de campo de deformación pequeño, tamaño de muesca, presencia de labio frontal, y al igual que H30, el labio puede o no estar. Cuando está presente, éste no es de gran magnitud.

11.7.3.2. Ángulo de 30°.

En las imágenes que corresponden al ángulo de 30° de impacto, que es la condición de máximo daño (ver figura 11.14), excepto para la dureza 55 HRC, se aprecia que es aquella que corresponde a la combinación adecuada de la componente cortante y normal de impacto. En la gran mayoría se observa una entrada de la partícula con efecto

meramente cortante, hasta un máximo de penetración y el ulterior desprendimiento de la partícula metálica, dejando detrás de sí un gran campo de deformación. Siguen conservándose las capacidades de deformación plástica de los metales HR y H30, figuras 11.97, 98, 99, 100, 101, y 102.

En el acero H55 30°10 y 20, figuras 11.103, 104, 105, y 106, si bien la mayoría presenta componente cortante inicial partícula-metal, la mayoría no tiene la profundidad como las que se presentan en el H30 o HR, es decir que la interacción sigue siendo superficial. La poca profundidad en los impactos del H55 se confirma indirectamente al observar el gran campo de deformación frontal en los aceros HR y H30 con respecto a la nula deformación frontal dejada en los aceros H55. En el estudio del impacto a 60° se demostrará en base a impactos individuales por qué el ángulo de 30° no corresponde al máximo de erosión para el caso H55 (ver figura 11.13).

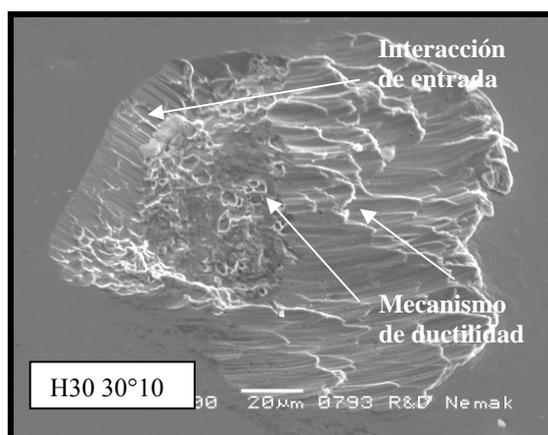


Fig. 11.97. Impacto sobre acero H30 30°10.

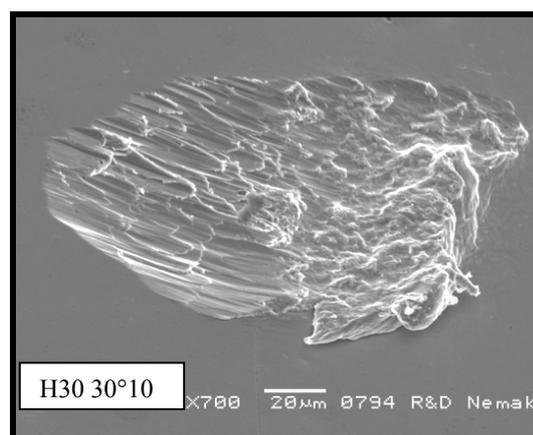


Fig. 11.98. Impacto sobre acero H30 30°10.

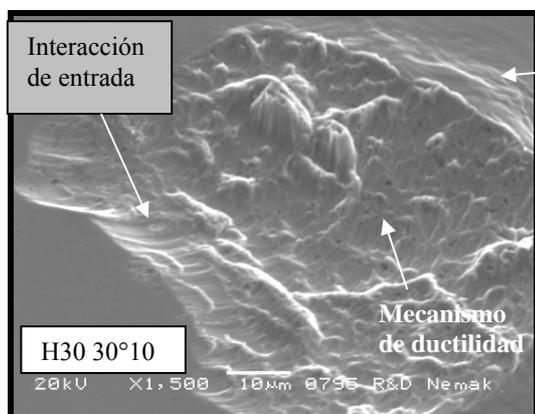


Fig. 11.99. Impacto sobre acero H30 30°10.

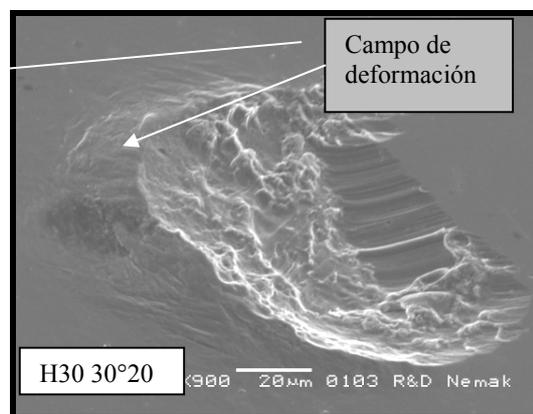


Fig. 11.100. Impacto sobre acero H30 30°20.

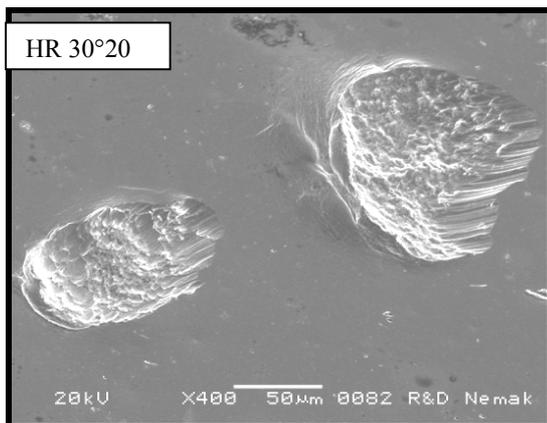


Fig. 11.101. Impacto sobre acero HR 30°20.

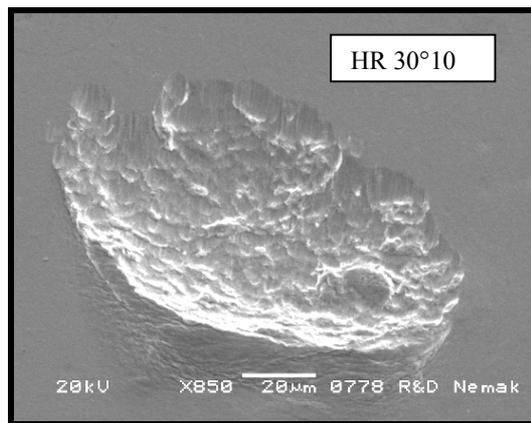


Fig. 11.102. Impacto sobre acero HR 30°10.

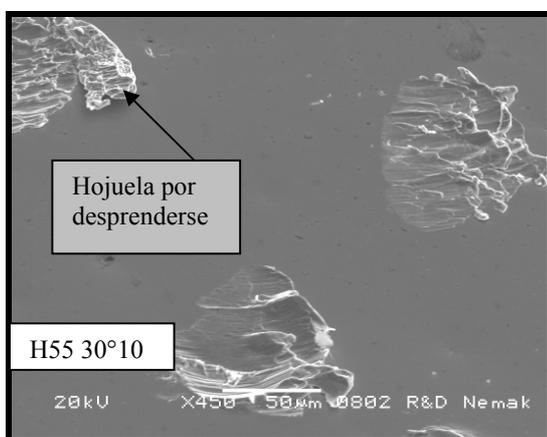


Fig. 11.103. Impacto sobre acero H55 30°10.

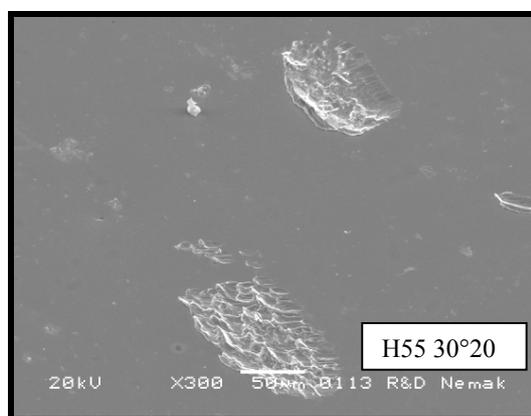


Fig. 11.104. Impacto sobre acero H55 30°20.

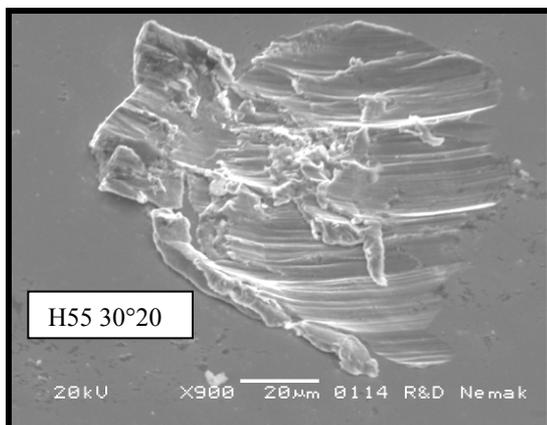


Fig. 11.105. Impacto sobre acero H55 30°20.

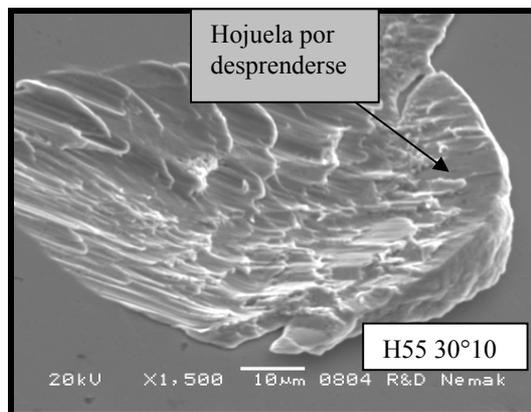


Fig. 11.106. Impacto sobre acero H55 30°10.

Se aprecia claramente en las figuras del H55 que la hojuela frontal está próxima a desprenderse, ya que en todas ellas presentan las fisuraciones que conducirán a la fractura total.

11.7.3.3. Ángulo de 60°.

El acero H30 60°20 en la mayor parte de los impactos no se presenta la formación de labio, más bien presentan una zona de deformación, y la zona de corte de entrada de la partícula es muy pequeña o nula, figuras 11.107 y 11.108. Estas características generales conllevan a afirmar que para este metal dúctil, la componente cortante deja de ser suficiente para la maximización de remoción de material (ver figura 11.13) y comienzan a predominar las características de la componente normal, que será mostrada más adelante.

El metal HR presenta características similares que el H30, figuras 11.113 y 11.114, con la diferencia de que en este HR presenta mayor frecuencia de labio frontal.

Para este ángulo, el H55 60°20 presenta las mismas características que se concluyeron en la máxima magnitud de erosión de los metales dúctiles H30 y HR, es decir, la entrada de la partícula penetrando con efecto puramente cortante hasta una pequeña profundidad de penetración, el arrancamiento de la partícula metálica y dejando detrás un gran campo de deformación frontal, figuras 11.109, 110, 111 y 112. Además se observaron algunas formaciones de labio que podrán ser arrancadas mediante impactos subsecuentes.

Lo anterior explica por qué el máximo de erosión para H55 no está en los 30°, sino que se ha recorrido hasta los 60° en donde para este metal se optimiza la relación de penetración de la partícula, mediante la componente normal, y el componente cortante del impacto. Este desfaseamiento es debido a la diferencia en propiedades mecánicas de este acero.

Una observación de las áreas de impacto de H55 60°20 y HR 60° (figuras: 11.110, 11.112, 11.113 y 11.114) conlleva a concluir que el área medida del impacto no es concluyente con relación a la cantidad de erosión. Por ejemplo el HR 60°10 y 20, presenta mayor área de impacto (ver escala), sin embargo, debe estar arrancando poco material y el resto de la energía de impacto transmitida es en forma de deformación plástica; pero el cráter que deja es de gran magnitud, y en la curva de erosión le corresponde el de mínima pérdida de material para ese ángulo. Para el mismo ángulo

(60°) el H55 presenta cráter menor, pero en la curva de erosión le corresponde el máximo de desgaste para dicho ángulo.

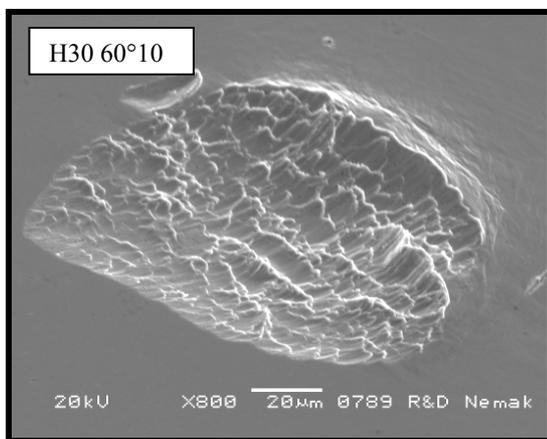


Fig. 11.107. Impacto sobre acero H30 60°10.

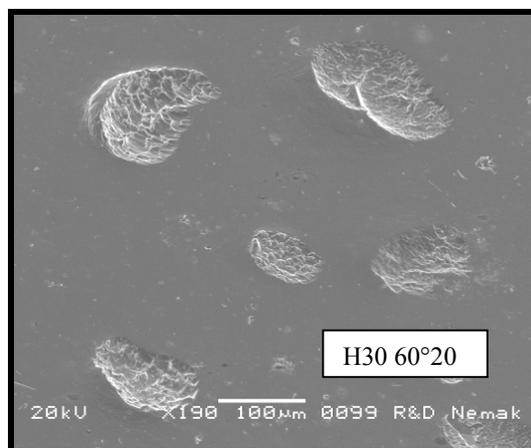


Fig. 11.108. Impacto sobre acero H30 60°20.

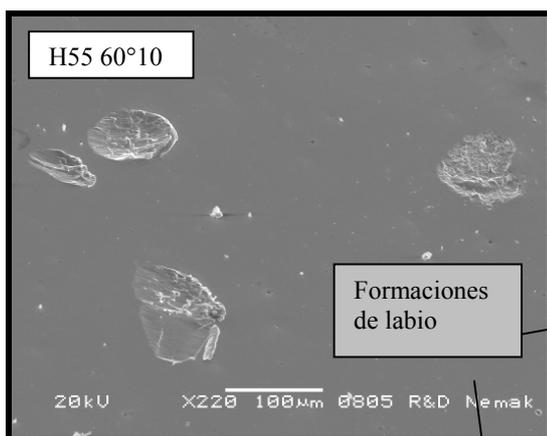


Fig. 11.109. Impacto sobre acero H55 60°10.

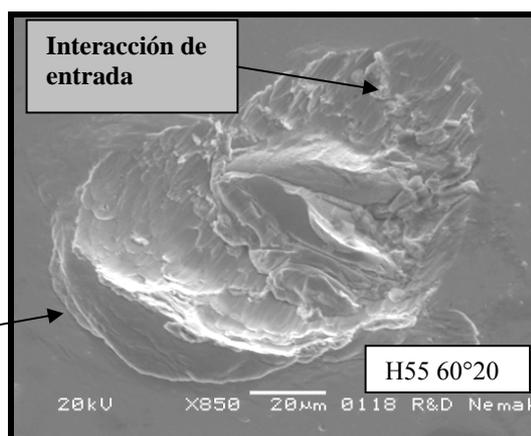


Fig. 11.110. Impacto sobre acero H55 60°20.

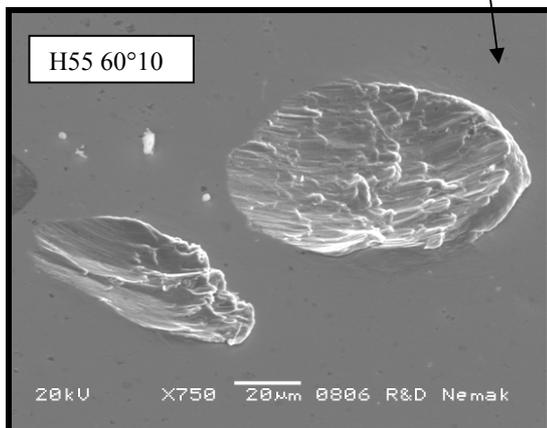


Fig. 11.111. Impacto sobre acero H55 60°10.

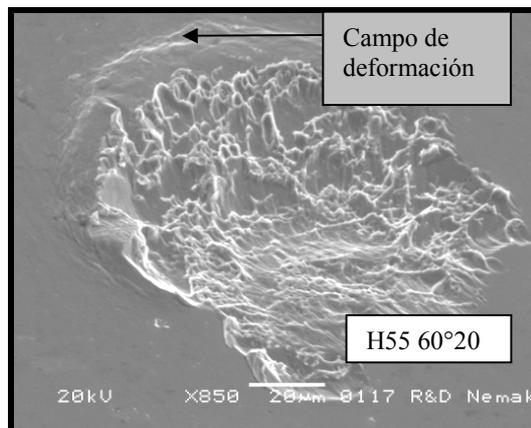


Fig. 11.112. Impacto sobre acero H55 60°20.

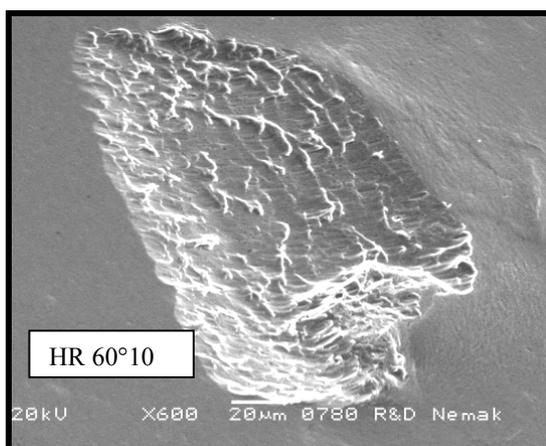


Fig. 11.113. Impacto sobre acero HR 60°10.

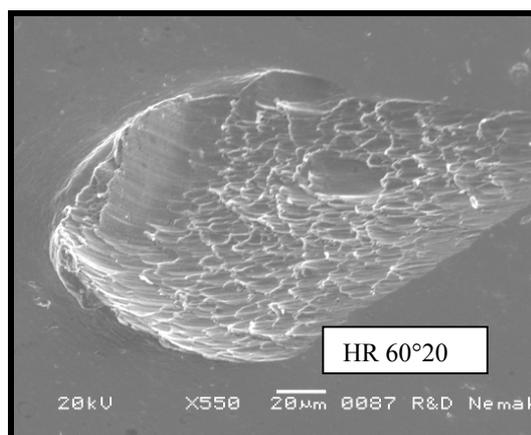


Fig. 11.114. Impacto sobre acero HR 60°20.

11.7.3.4. Ángulo de 90°.

H30 90°20: figuras 11.115 y 11.116; aunque en la superficie de impacto se observan características de ductilidad, no se aprecian en estos impactos la formación labios y campo de deformación laterales. (Se confirma en gran medida en la observación de perfiles de erosión, de la siguiente sección)

H55 90°20: figuras 11.118, 119 y 120; la superficie de fractura es visiblemente distinta del H30 (y del HR), se observan características de fragilidad (clivaje) y completa ausencia de zona de deformación lateral. (Se confirma en gran medida en la observación de perfiles de erosión, de la sección siguiente)

HR 90°20: figuras 11.121 y 11.122; Notable incremento de la zona de deformación, con la superficie de características de ductilidad.

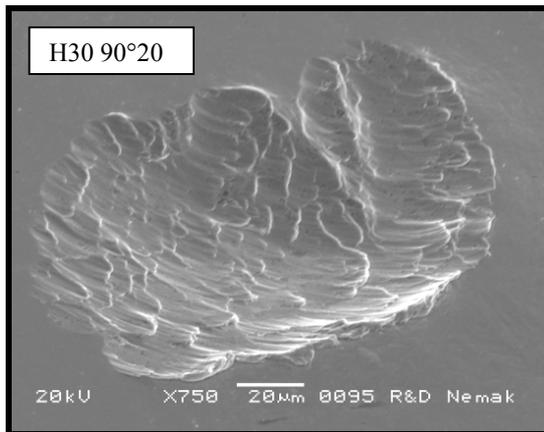


Fig. 11.115. Impacto sobre acero H30 90°20.

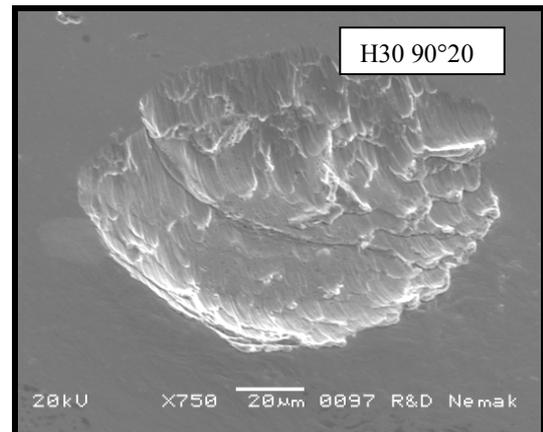


Fig. 11.116. Impacto sobre acero H30 90°20.

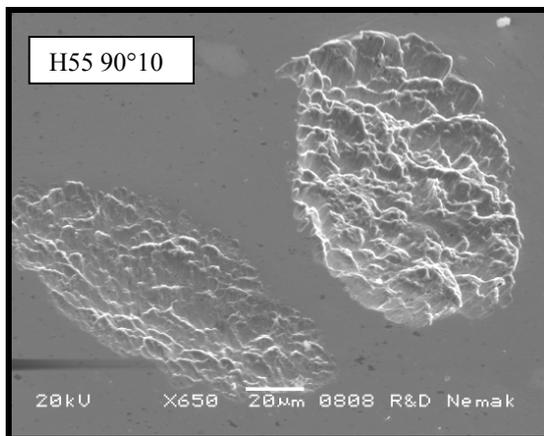


Fig. 11.117. Impacto sobre acero H55 90°10.

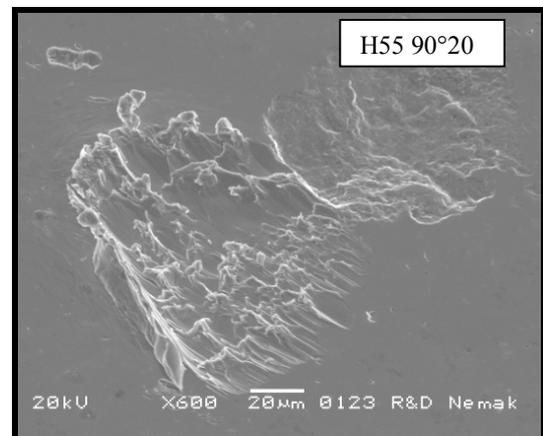


Fig. 11.118. Impacto sobre acero H55 90°20.

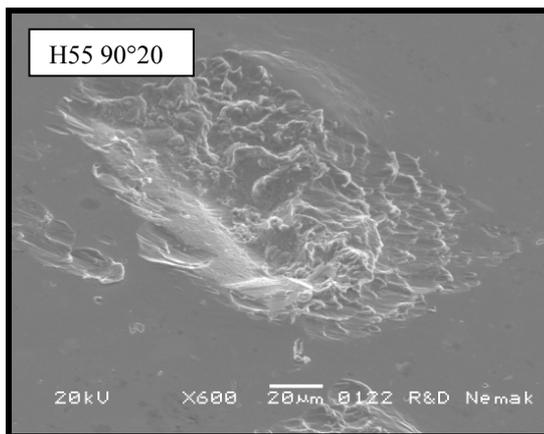


Fig. 11.119. Impacto sobre acero H55 90°20.

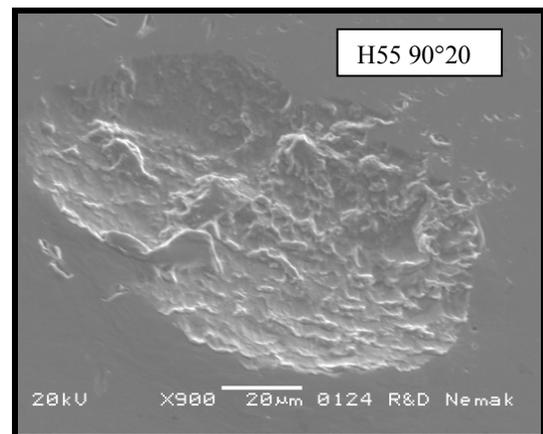


Fig. 11.120. Impacto sobre acero H55 90°20.

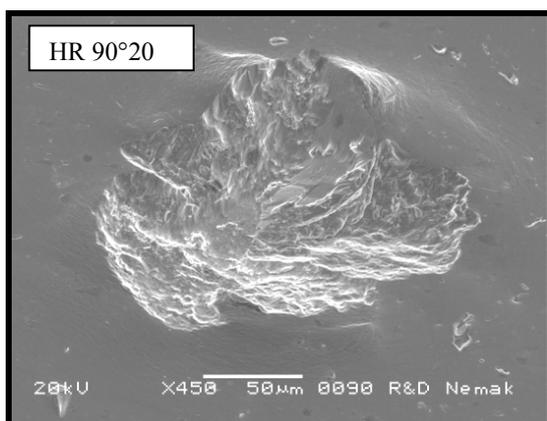


Fig. 11.121. Impacto sobre acero HR 90°20.

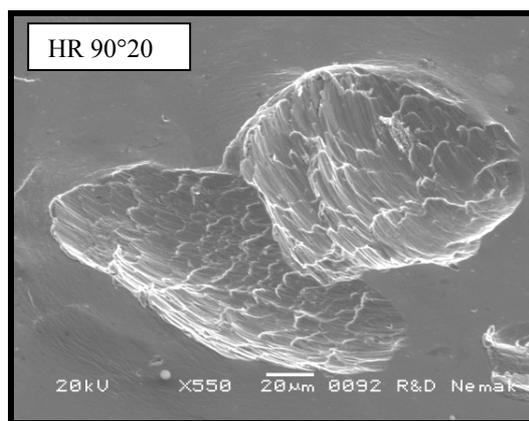


Fig. 11.122. Impacto sobre acero HR 90°20.

Con la observación de los puntos máximos de erosión se concluye que no es solo la condición en la cual se genera el cráter mayor en un impacto individual para que se de el máximo de erosión, sino que se dará en aquel en el cual la suma del material removido, más el daño almacenado, generará la mayor remoción de material mediante impactos subsecuentes.

11.7.4. Observación de perfiles de erosión

11.7.4.1. Acero 4140 Recocido.

AR 30°10: figuras 11.123 y 11.124, se observa como primera característica la gran deformación plástica de la perlita en la dirección del impacto. Las fisuraciones siguen el contorno de la perlita deformada, por lo que los sitios preferenciales de nucleación y propagación es la interfase carburo-ferrita. Estas observaciones coinciden con los resultados del trabajo previo realizado por Levy^[25] para un acero AISI 1075 (ver sección 4).

En la imagen 11.124 se muestra el campo de deformación que alcanza una profundidad de hasta $30\ \mu\text{m}$, pero la distancia no es uniforme. El arranque de metal parece tener una profundidad de $10\ \mu\text{m}$ (en 11.123 arriba izquierda, en 11.124 centro derecha y fondo).

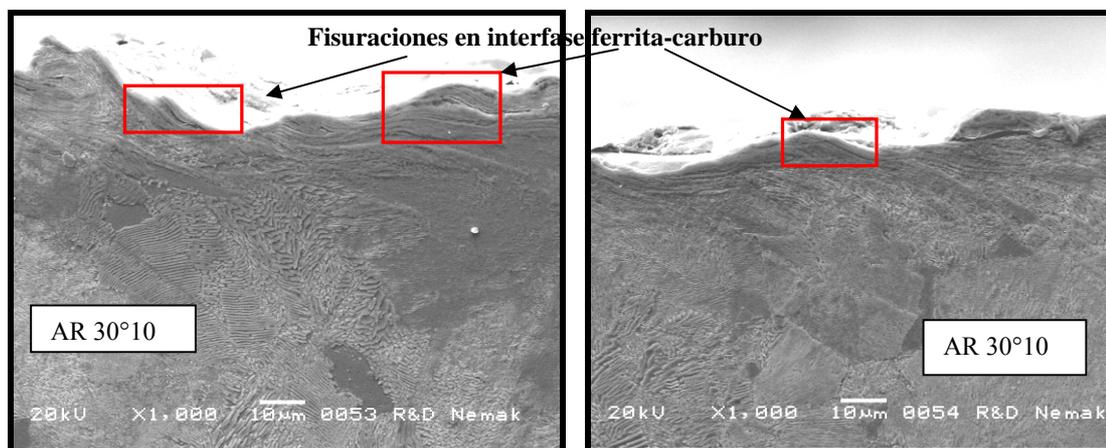


Fig. 11.123. Perfil de acero AR 30°10.

Fig. 11.124. Perfil de acero AR 30°10.

AR 90°10: figuras 11.125, 26, 27, y 28; ahora la deformación es simétrica en torno al impacto. Algunos contornos de deformación muestran una doble concavidad (señalado en la imagen). Una explicación de la capacidad de deformación de las laminillas de carburo de la perlita sin que lleguen a fracturarse la explica Alan V. Levy [25] quien expone que debido a que se establece compresión hidrostática directamente por debajo del punto de impacto de una partícula, ocurre el bandeo de algunas de las laminillas de carburo de la perlita sin que ocurra su fractura (ver sección 4).

Lo anterior conlleva a suponer que han sido capaces de soportar un doble impacto sin desprendimiento de material. Esto sugiere además que la ductilidad del material le permite la ocasional reincorporación del metal sin desprender, ya que este mecanismo sucede también en el H30 90°, pero no en el H55 90°, ni en ningún otro ángulo de los materiales observados, esto debido a que ángulos con grado de oblicuidad favorecen el retiro del metal. Las fisuraciones siguen siendo en la interfase ferrita-carburo. La longitud subsuperficial del campo de deformación es difícil de determinar.

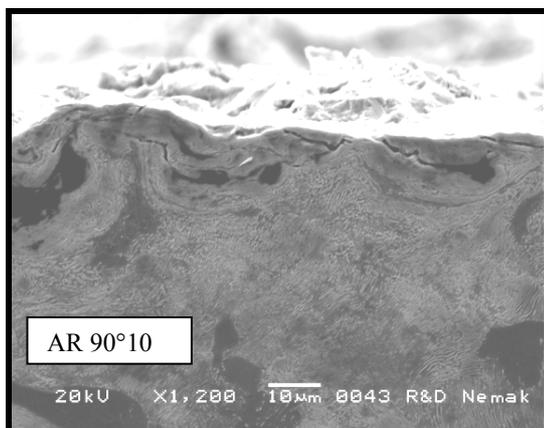


Fig. 11.125. Perfil de acero AR 90°10.

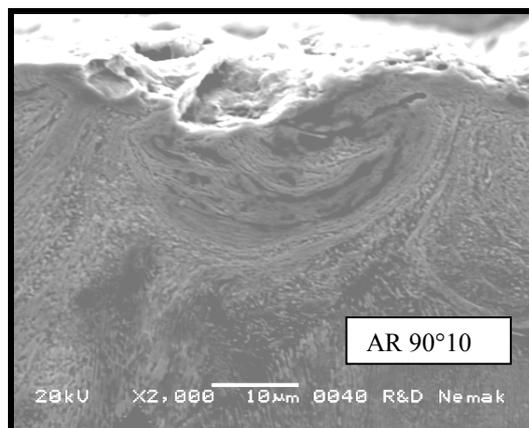


Fig. 11.126. Perfil de acero AR 90°10.

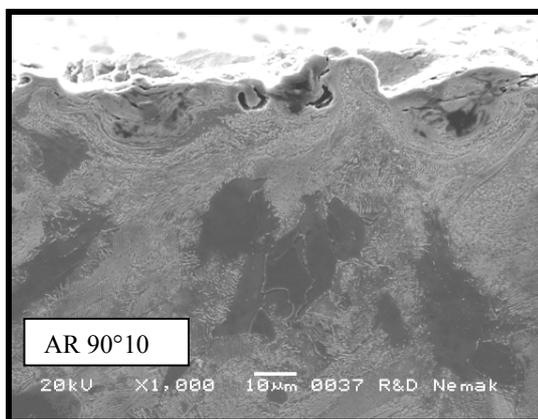


Fig. 11.127. Perfil de acero AR 90°10.



Fig. 11.128. Perfil de acero AR 90°10.

AR 90°20: figuras 11.129 a 11.132. Los comentarios son semejantes a los mencionados para el AR 90°10. Se ha adicionado una imagen con electrones retrodispersados (figura 11.130) correspondiente a la imagen 11.129. En ella se confirma que el arranque de metal sucede principalmente en la interfase ferrita-carburo.

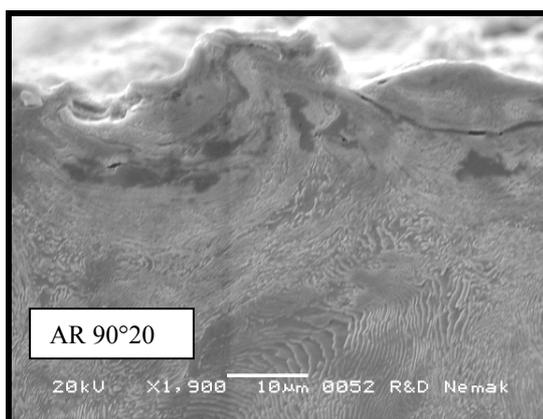


Fig. 11.129. Perfil de acero AR 90°20.

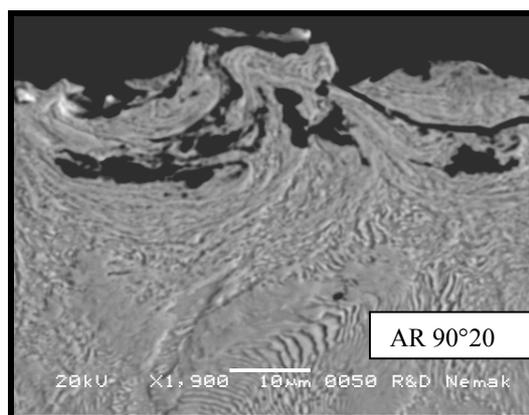


Fig.11.130. Perfil de acero AR 90°20.

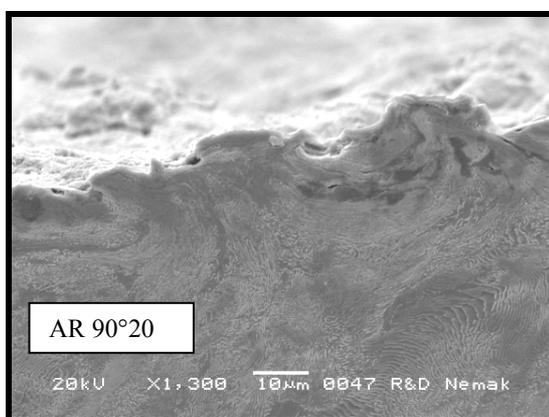


Fig.11.131. Perfil de acero AR 90°20.

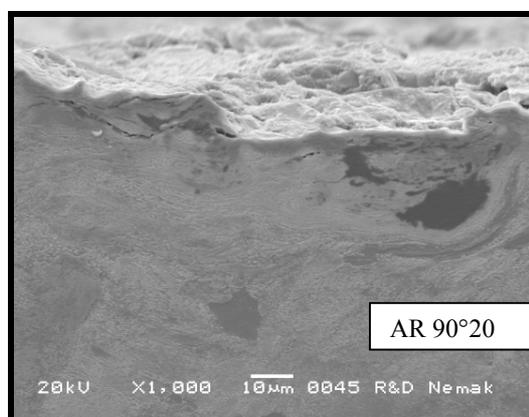


Fig.11.132. Perfil de acero AR 90°20.

11.7.4.2. H13, 30 HRC a 0.69 bar (10 Psi).

H30 10°10: figuras 11.133 a 11.135. Se observa la deformación de la martensita en dirección de los impactos de erosión. Esta deformación es muy superficial, no alcanza las 10 μm de profundidad. El tamaño de la hojuela desprendida no rebasa las 5 μm de profundidad. Esto medido de las protuberancias que se observan en las superficies de erosión (figuras 11.133 y 11.134).

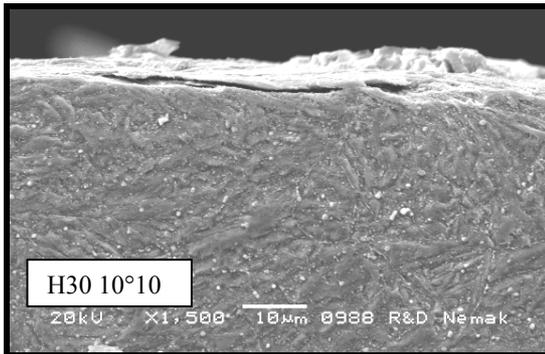


Fig.11.133. Perfil de acero H30 10°10.

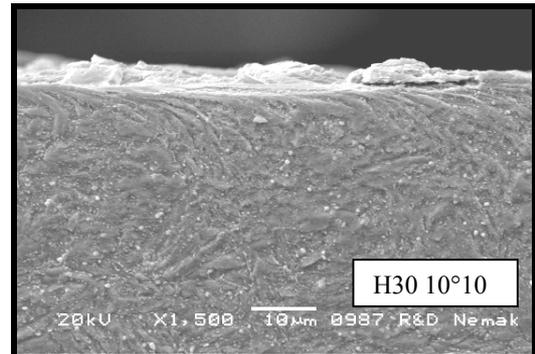


Fig.11.134. Perfil de acero H30 10°10.

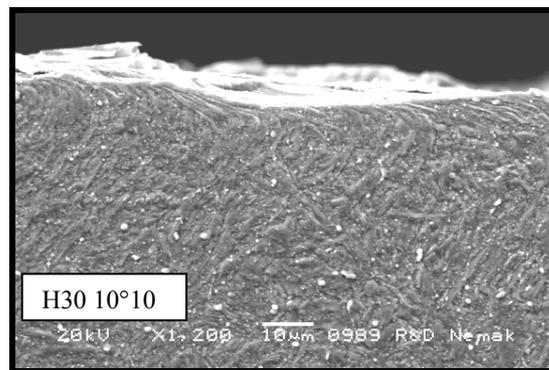


Fig.11.135. Perfil de acero H30 10°10.

H30 30°10: figuras 11.136, 37, y 38. Se aumenta en gran medida el campo de deformación de la martensita (60 µm en figura 11.136). En las figuras 11.136 y 11.137 se aprecia la formación de labios de 10 µm de altura. Evidentemente también ha aumentado la penetración, y en sinergia con la componente cortante, se convierte en la combinación óptima para el alto valor de erosión. Las fisuras en las figuras 11.37 y 11.38 sugieren la propagación interplaquetas de la fisura.

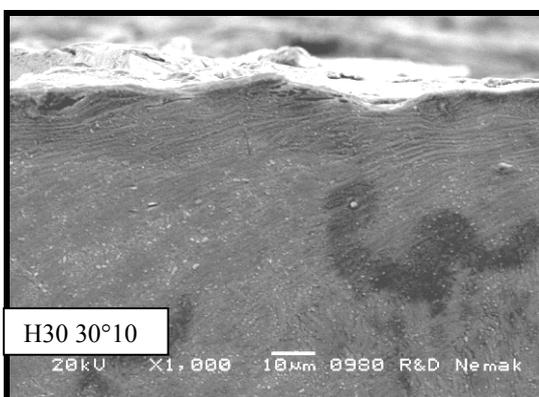


Fig.11.136. Perfil de acero H30 30°10.

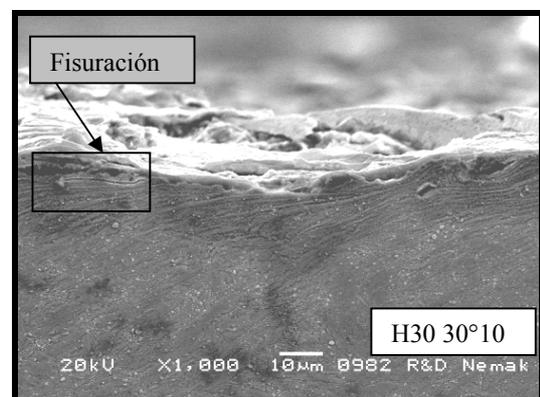


Fig.11.137. Perfil de acero H30 30°10.

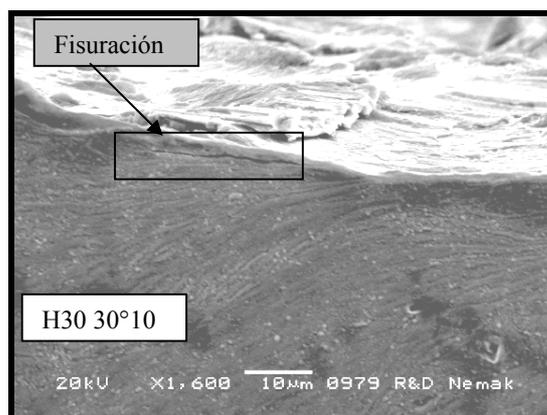


Fig.11.138. Perfil de acero H30 30°10.

H30 60°10: figuras 11.139, 11.140. El campo de deformación permanece alto (40 μm, figura 11.139). Se confirma el modo de propagación de las fisuras (figura 11.140), ya que ellas siguen el campo de deformación de la martensita. Es más marcada la formación de cráteres, ya que ahora la componente normal del impacto es dominante.

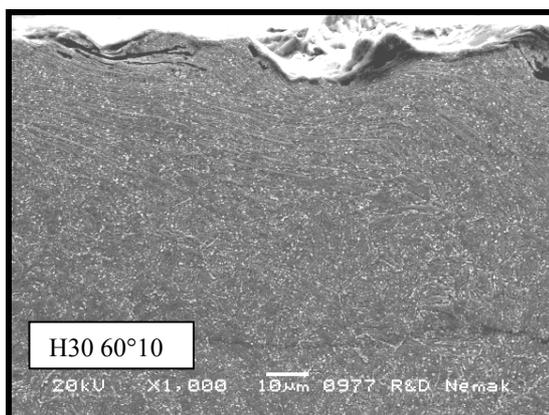


Fig.11.139. Perfil de acero H30 60°10.

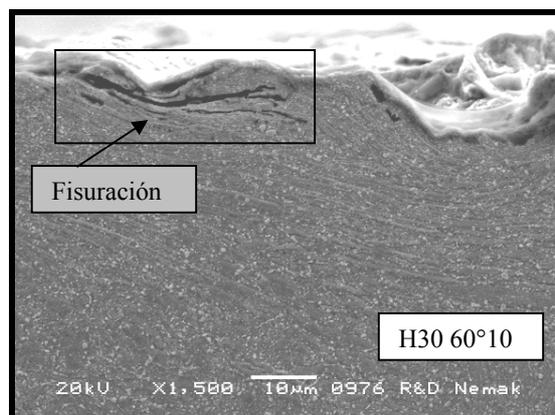


Fig.11.140. Perfil de acero H30 60°10.

H30 90°10: Figuras 11.141 a la 11.146. En la figura 11.141, se observa que la hojuela en forma de concavidad tiene la trayectoria de propagación con la misma concavidad que la deformación de la martensita inmediata inferior, lo que confirma el modo de nucleación y propagación de estas grietas. Lo mismo sucede con las hojuelas de la figura 11.142. Lo anterior se confirma en todas estas figuras H30 90°10, con esto se puede concluir también que las microgrietas que aparecen en las observaciones de las

superficies de erosión, son fisuraciones de esta naturaleza (figuras 11.63, 11.64, 11.82, 11.84 y 11.85).

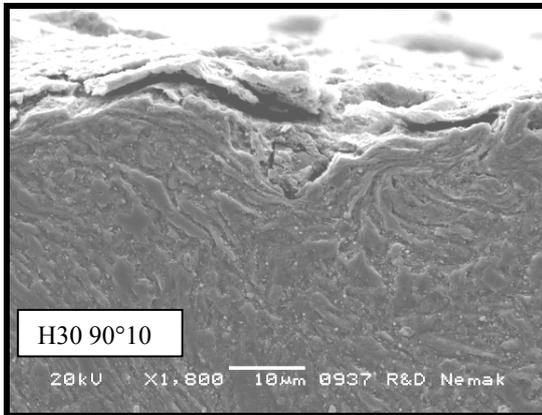


Fig.11.141. Perfil de acero H30 90°10.

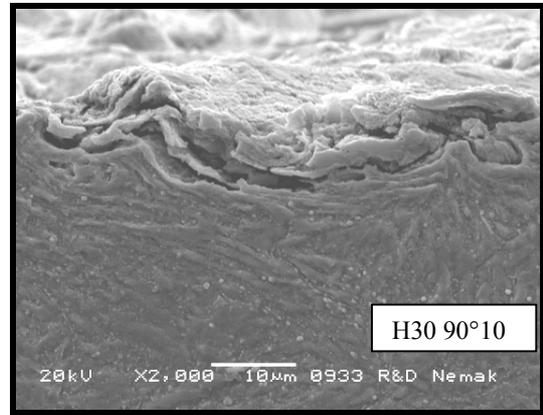


Fig.11.142. Perfil de acero H30 90°10.

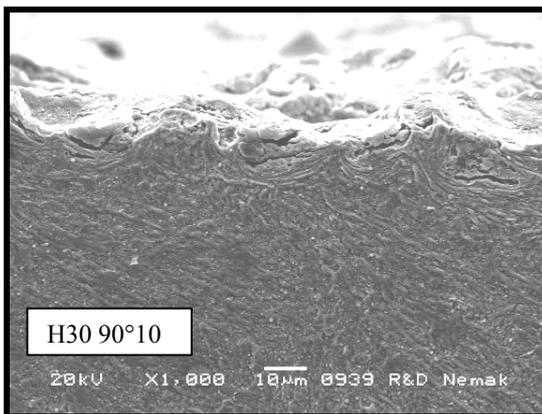


Fig.11.143. Perfil de acero H30 90°10.

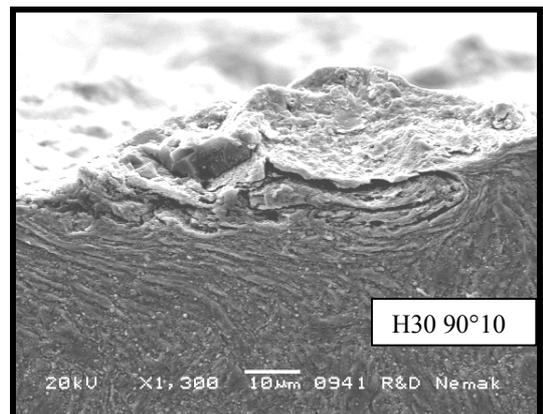


Fig.11.144. Perfil de acero H30 90°10.

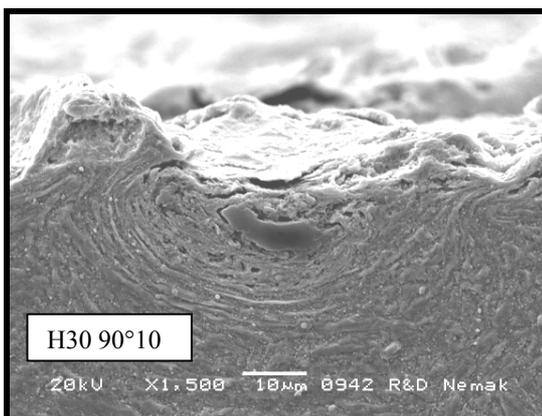


Fig.11.145. Perfil de acero H30 90°10.

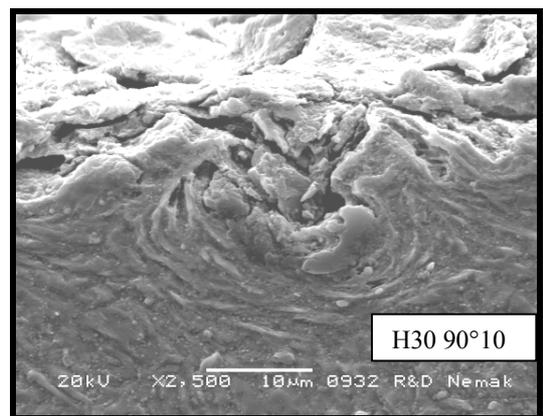


Fig.11.146. Perfil de acero H30 90°10.

11.7.4.3. H13, 55 HRC a 0.69 bar (10 Psi).

H55 10°10: figuras 11.147 a la 150. Se midió la profundidad de deformación para compararla con la de las demás aleaciones impactadas a 10°. El resultado fue de 4.2 μm de profundidad, contra 8.2 μm en el H30 10°10, y 8.7 μm del HR 10°10, lo que es concluyente para la afirmación del efecto superficial de menor magnitud para el acero H55.

En la figura 11.150 se ve que el espesor de la hojuela desprendida es de 2.4 μm y 1.6 μm en la 11.149 (en dos hojuelas diferentes, comparada con las 3.5 μm en la figura 11.133 y 11.134 (H30 10°10), y de 6 μm en figura 11.161 (HR 10°10). Estas diferencias de penetración, tanto en el arranque de material como en la penetración de la deformación, explican las diferencias de resistencia en el desgaste erosivo. En general no se aprecian fisuraciones subsuperficiales.

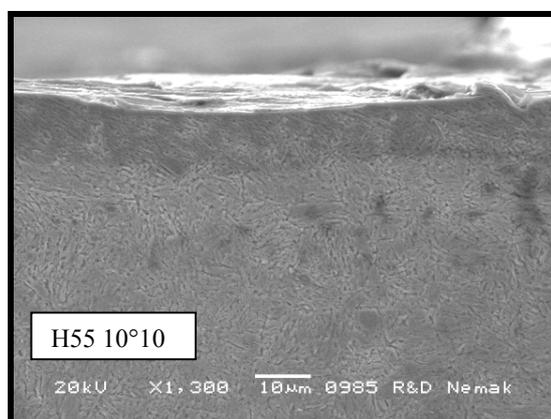


Fig.11.147. Perfil de acero H55 10°10.

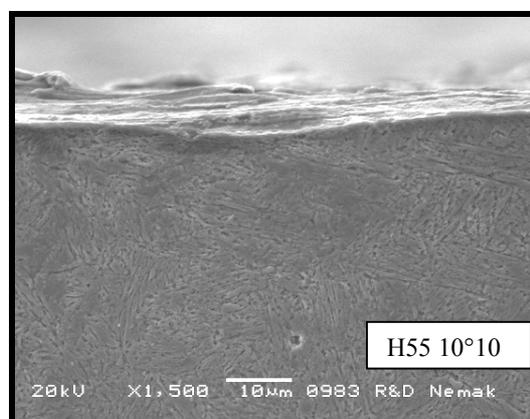


Fig.11.148. Perfil de acero H55 10°10.

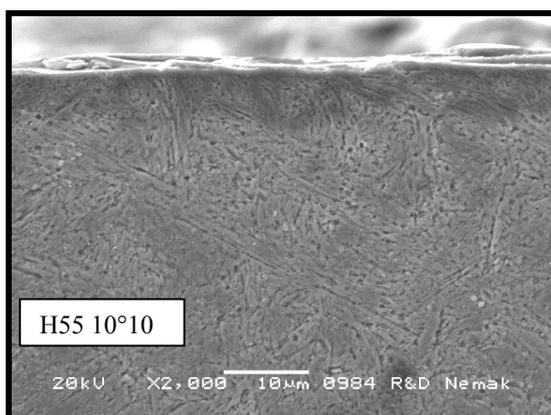


Fig.11.149. Perfil de acero H55 10°10.

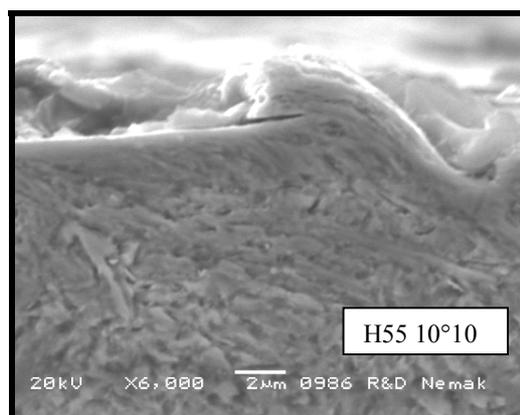


Fig.11.150. Perfil de acero H55 10°10.

H55 30°10: figuras 11.151 y 11.152: el campo de deformación se ha incrementado levemente a 10 μm , pero aún es mucho menor que la comparada con la H30 30°10 (60 μm). Con esto se puede afirmar que aunque los valores de erosión están igualados para este ángulo (ver gráfica 11.13), existen diferencias en las características generales de los mecanismos de erosión. A diferencia del H55 10°10, ya se aprecian fisuraciones subsuperficiales (figura 11.152).

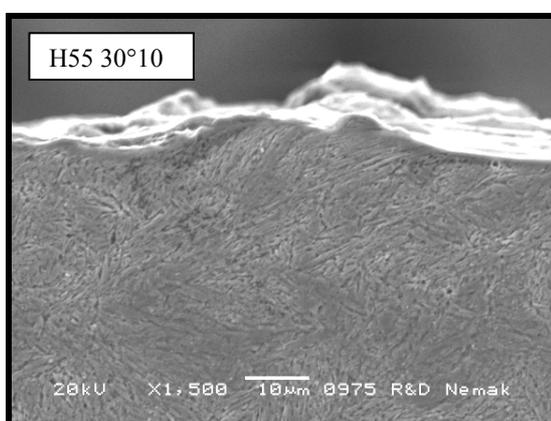


Fig.11.151. Perfil de acero H55 30°10.

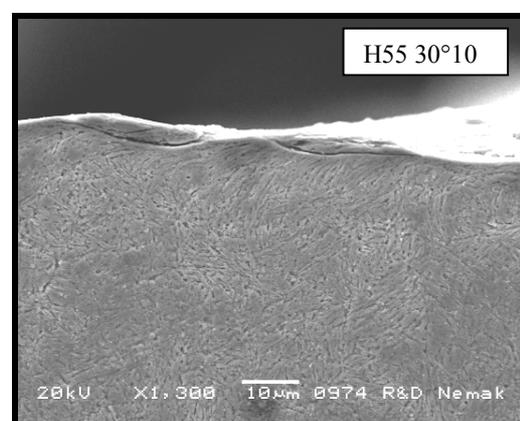


Fig.11.152. Perfil de acero H55 30°10.

H55 90°10: figuras 11.153 a la 11.159: se aprecia la gran cantidad de grietas subsuperficiales, siguiendo la mayoría de éstas la trayectoria de las bandas adiabáticas de corte (ASB). También se ha encontrado que estas bandas sirven como sitios de

iniciación de las grietas, para la posterior propagación de la fractura^{[9][13][24]} (figura 11.154). En la figura 11.151 se observa que las ASB son del tipo deformadas.^[24]

Se observa que esta forma de propagación de grietas puede generar grandes volúmenes de desprendimiento del material (figuras 11.154 y 11.157), lo que explica la relativamente alta cantidad de erosión de este material para los 90° de impacto. Se siguen observando formaciones de hojuelas debido a la propagación de grietas a través de las de las fronteras de las plaquetas, lo que confirma el modo de desprendimiento de metal en el acero martensítico.

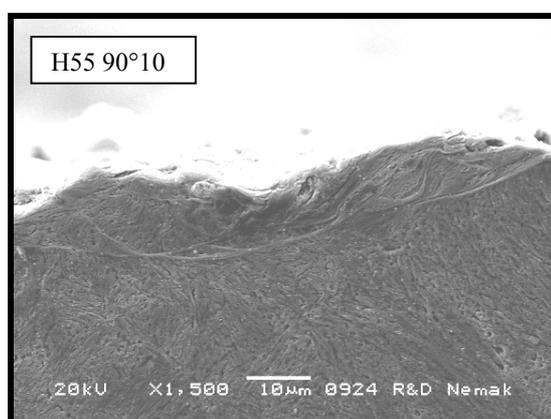


Fig.11.153. Perfil de acero H55 90°10.

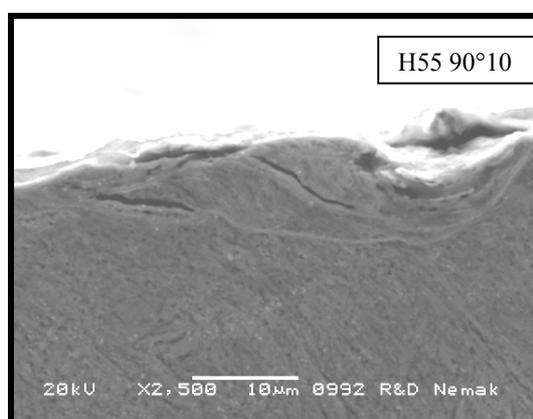


Fig.11.154. Perfil de acero H55 90°10.

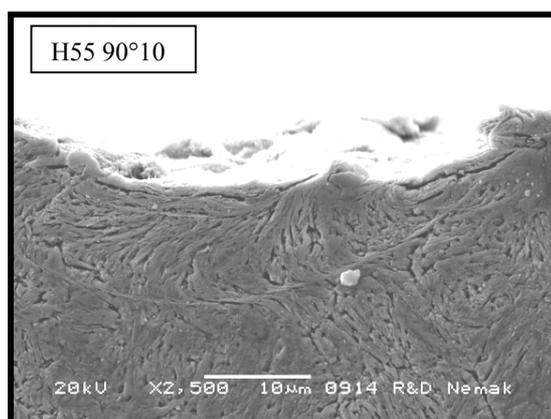


Fig.11.155. Perfil de acero H55 90°10.

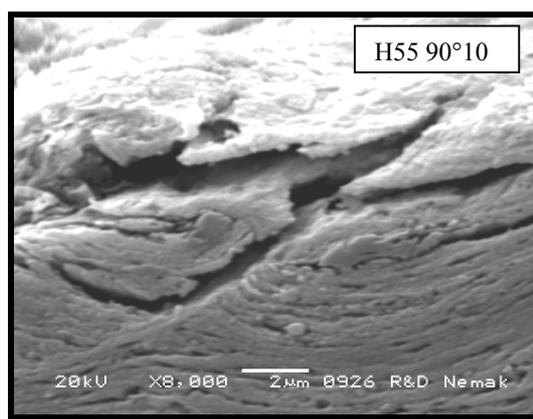


Fig.11.156. Perfil de acero H55 90°10.

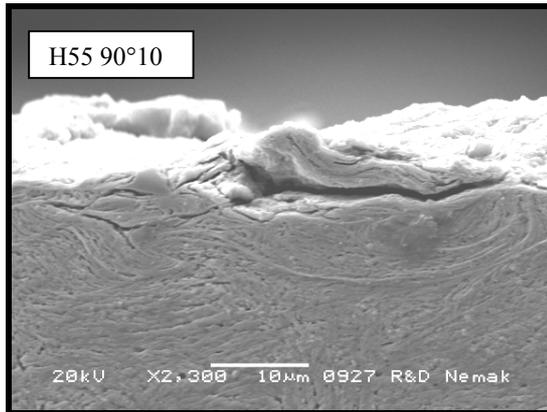


Fig.11.157. Perfil de acero H55 90°10.

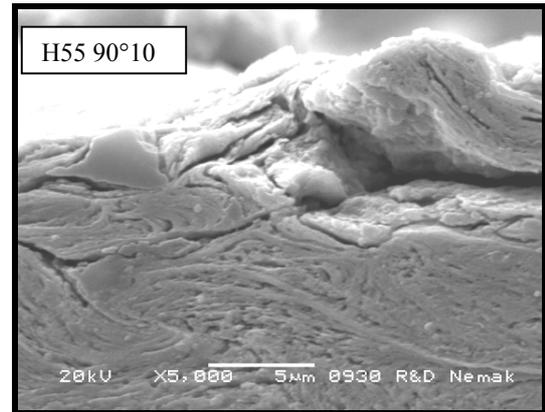


Fig.11.158. Perfil de acero H55 90°10.

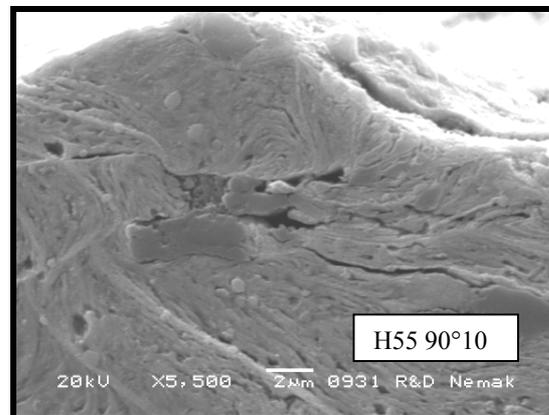


Fig.11.159. Perfil de acero H55 90°10.

11.7.4.4. H13, Recocido a 0.69 bar (10 Psi).

HR 10°10: figuras 11.160 a la 11.163: en la figura 11.160 se aprecia el perfil de arranque de material en un solo impacto, por efecto meramente cortante. Al igual que en las pasadas observaciones a 10° se aprecia poca profundidad de deformación plástica, menor a 10 µm. La microestructura que se observa en este acero es de matriz ferrítica y una gran cantidad de carburos esferoidizados.

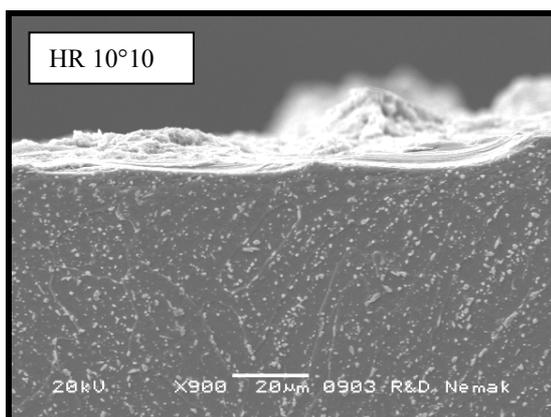


Fig.11.160. Perfil de acero HR 10°10.

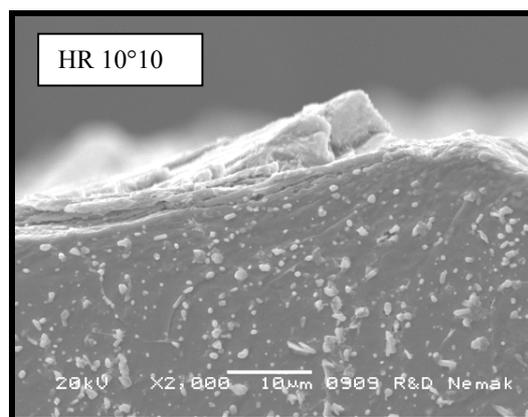


Fig.11.161. Perfil de acero HR 10°10.

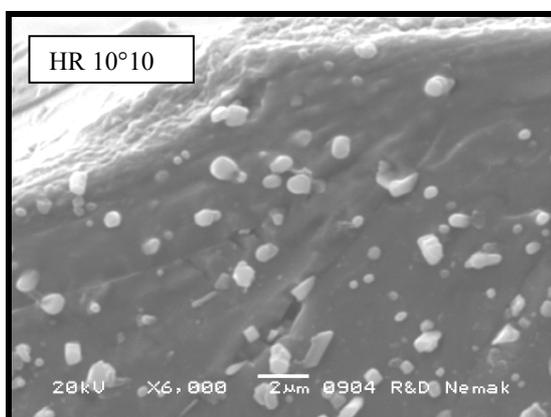


Fig.11.162. Perfil de acero HR 10°10.

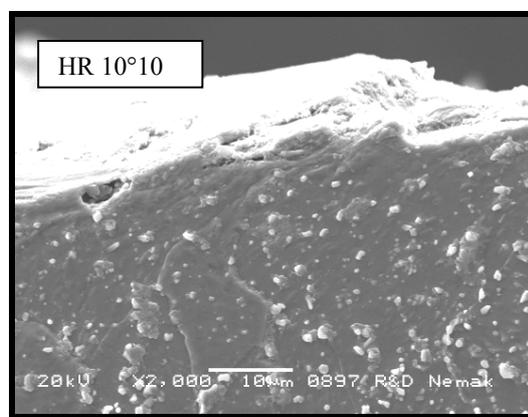


Fig.11.163. Perfil de acero HR 10°10.

HR 30°10: figuras 11.164 a la 11.170: en la observación macroscópica de la superficie de esta placa, se observó la formación de estrías, ver figuras 11.171, que en vista perfil se ven los valles y crestas (figura 11.164). Se observó además que en cada descenso de cresta se presentaban una gran cantidad de grietas (figuras 11.162, 165, 167, 168 y 169) y pocas grietas en las partes restantes, figuras 11.166 y 11.170. En la figura 11.169 se supone que dichas grietas no fueron hechas por un solo impacto, sino múltiples de ellos (ya que presenta una apariencia de desgarre en diversas secciones) lo que supone que los impactos están siendo direccionados preferencialmente. Este fenómeno de formación de estrías se observó sólo en las placas de durezas bajas y ángulo bajo de impacto, figura 11.171.

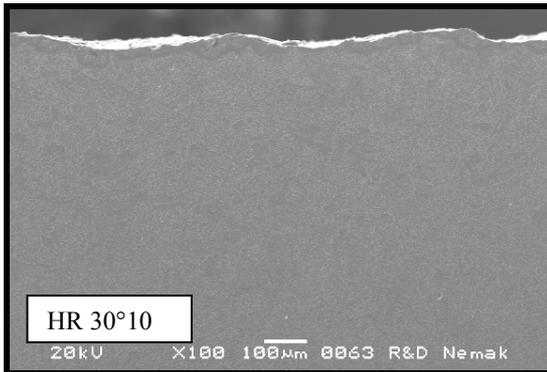


Fig.11.164. Perfil de acero HR 30°10.

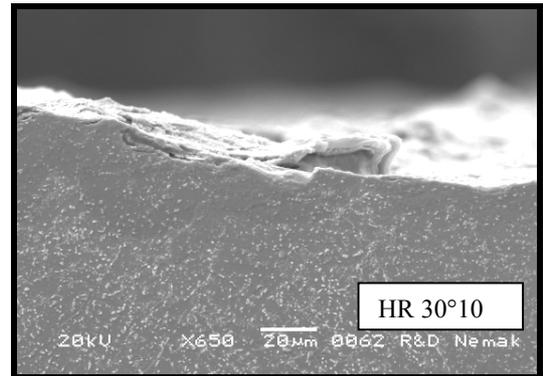


Fig.11.165. Perfil de acero HR 30°10.

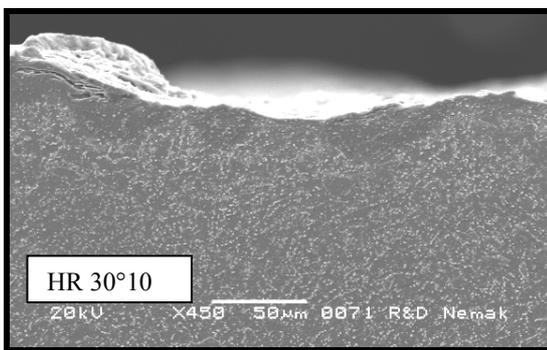


Fig.11.166. Perfil de acero HR 30°10.

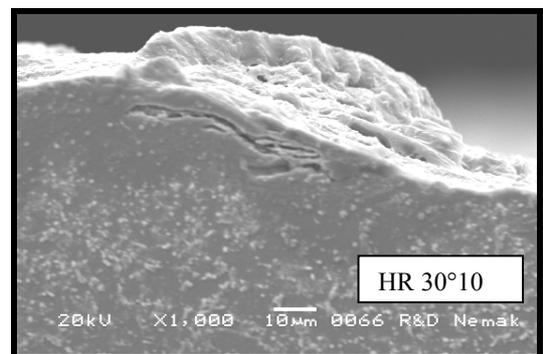


Fig.11.167. Perfil de acero HR 30°10.

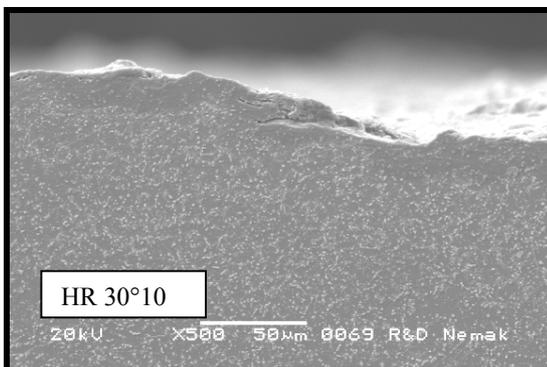


Fig.11.168. Perfil de acero HR 30°10.

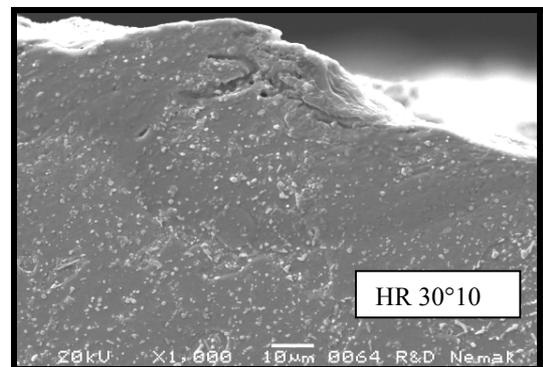


Fig.11.169. Perfil de acero HR 30°10.

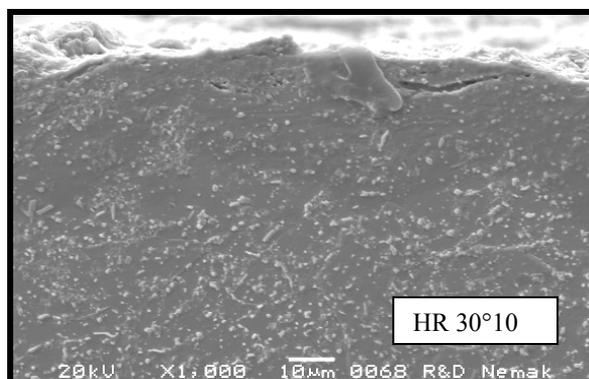


Fig. 11.170. Perfil de acero HR 30°10.

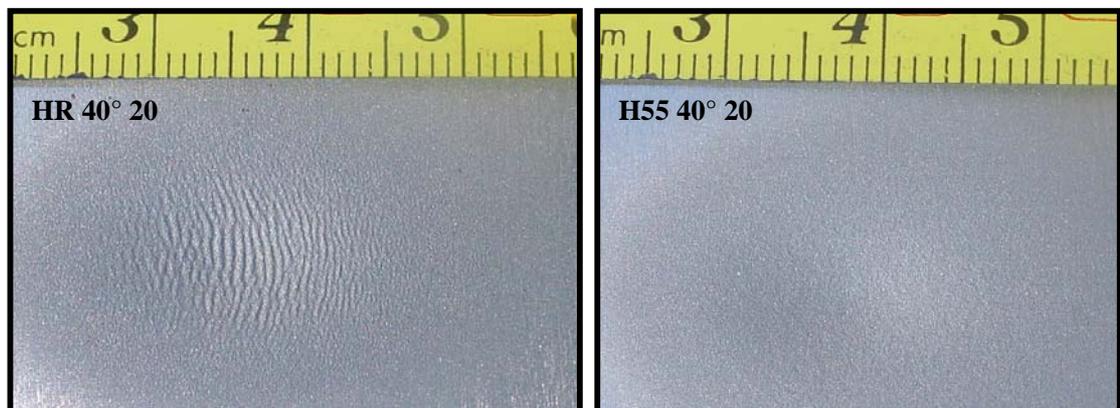


Fig. 11.171. Placas erosionadas, (a) con formación de estrías, (b) sin formación de estrías.

HR 90°10: figuras 11.172, 173 y 174: al no haber bandas adiabáticas de deformación (ASB), la cantidad de fisuras se ve disminuida, y éstas se ven limitadas al punto de contacto, provocando en su entorno una gran deformación plástica.

Se observa la simetría de los campos de deformación entorno al centro de impacto, además es evidente que el mayor campo de deformación yace en la parte subsuperficial del impacto. De igual manera en los perfiles del AR 90°, el mayor campo de deformación está en la subsuperficie del impacto (figuras 11.126, 11.128 y 11.129). Al encontrarse la mayor cantidad de deformación plástica en la subsuperficie, explica la escasa deformación lateral encontrada en los impactos individuales del H30 90°20.

En el entorno de impactos vecinos se ve una doble concavidad de las líneas de deformación, esto debido a la mayor ductilidad de este metal. Esto también fue visto en el AR 90°10 (figura 11.128), pero no en el H55 90°10, lo que comprueba la tendencia hacia la fragilidad del H55.

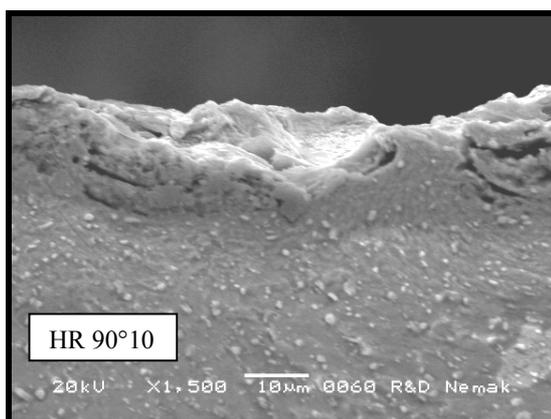


Fig. 11.172. Perfil de acero HR 90°10.

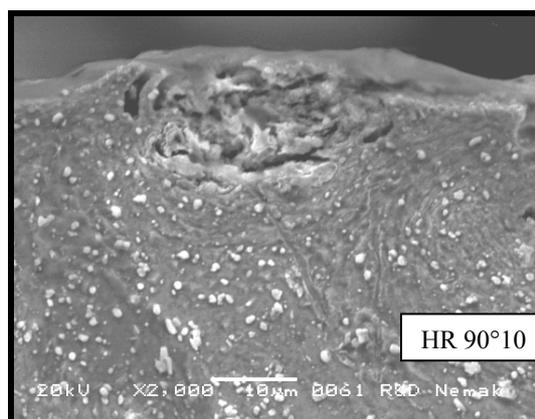


Fig. 11.173. Perfil de acero HR 90°10.

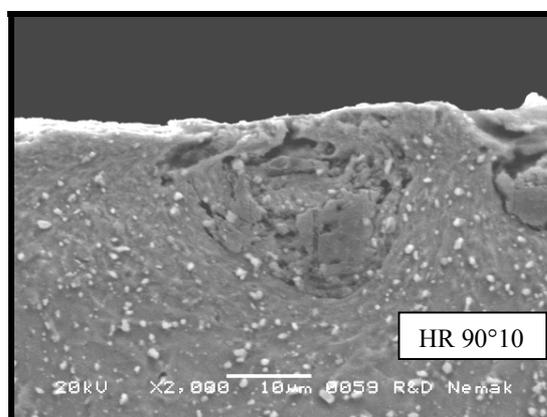


Fig. 11.174. Perfil de acero HR 90°10.

11.7.5. Tabla resumen de observaciones en el MEB.

Como resumen de las observaciones de realizadas en la sección de MEB, se ha elaborado la Tabla 11.11 con las características principales enunciadas para cada caso de observación.

Tabla 11.11 Resumen las principales características de las observaciones en el MEB.

CONDICION	COMENTARIO
EN SUPERFICIES DE EROSION	
H30 10° 10 y HR 10° 10	Desprendimiento por corte, en un solo impacto. Presentan zona de ampollamiento (dimples) en la última etapa del desprendimiento, pero no se observó en H55 10° 10.
H30 30° 10 y HR 30° 10	Desprendimiento por corte y presencia de deformación plástica.
H30 60° 10	Aumento de la deformación plástica, pero aún presencia de corte.
H30 90° 10 y HR 90° 10	Ausencia completa de mecanismo por corte, sólo deformación plástica. Mucho metal semidesprendido, cráteres grandes y profundos.
H55 10° 10	Sólo corte. Surcos más pequeños que los formados en H30 10° 10.
H55 30° 10	Superficie visualmente parecida a la H30 30° 10, pero esta última con mayores características de ductilidad.
H55 60° 10	Los segmentos de metal semidesprendido están más fragmentados (fragilidad) en comparación con los de H30 60° 10.
H55 90° 10	Los cráteres formados en estas condiciones son más pequeños que en H30 90° 10.
IMPACTOS INDIVIDUALES	
10°	En H55, la muesca presenta menor penetración que en H30 y HR
30°	HR y H30, ángulo de máxima erosión. Sus características: 1) Interacción de entrada, 2) desprendimiento de metal y 3) deja un campo de deformación o labio. H55: Menor penetración en el metal. No deja campo de deformación frontal o labio.
60°	H30: Deja una zona de deformación, pero escasa formación de labio. H55: Angulo de máxima erosión. Sus características: 1) Interacción de entrada, 2) desprendimiento de metal y 3) deja un campo de deformación o labio.
90°	En HR hay mayor característica de ductilidad, seguido por el H30. El H55 muestra superficie de fractura con más características de fragilidad que los aceros HR y H30.

PERFILES DE EROSION	
AR 30° 10	Deformación de la perlita. Las fisuraciones siguen su contorno. Profundidad de deformación: $\approx 30 \mu\text{m}$, no uniforme. Profundidad de hojuela: $\approx 10 \mu\text{m}$.
AR 90° 10	Deformación de la perlita simétrica al punto de impacto. Algunas dobles concavidades del campo de deformación.
H30 10° 10	Profundidad de deformación: $< 10 \mu\text{m}$ (≈ 8.2). Profundidad de hojuela: $< 5 \mu\text{m}$ (≈ 3.5).
H30 30° 10	Profundidad de deformación: $\approx 60 \mu\text{m}$. Formación de labios de $\approx 10 \mu\text{m}$. Propagación interplaqueta de la fisura.
H30 60° 10	Profundidad de deformación: $\approx 40 \mu\text{m}$. Las fisuraciones siguen el contorno de deformación de la martensita. Aumento marcado en la formación de cráteres.
H30 90° 10	Hojuelas desprendidas con concavidades que siguen la deformación de la martensita.
H55 10° 10	Profundidad de deformación: $\approx 4.2 \mu\text{m}$. Profundidad de hojuela: $\approx 2.0 \mu\text{m}$. No se observaron fisuras subsuperficiales.
H55 30° 10	Profundidad de deformación: $\approx 10 \mu\text{m}$. Se observaron fisuras subsuperficiales.
H55 90° 10	No se observó doble concavidad del campo de deformación. Las grietas subsuperficiales siguen las trayectorias de las ASB.
HR 10° 10	Profundidad de deformación: $< 10 \mu\text{m}$.
HR 30° 10	Diversos desgarres en las crestas de estrías.
HR 90° 10	Algunas dobles concavidades del campo de deformación. La mayor deformación yace en la parte inferior al punto de contacto.

EROSION CON ADICION DE RESINA	
H30 30° 40 CR	Los cráteres formados en H55 30° 40 CR son menores que en H30 30° 40 CR. En Ambos, el desprendimiento es mayormente por corte.
H55 30° 40 CR	
H30 30° 40 CR y H55 30° 40 CR	En la erosión sin resina hubo mayor formación de cráteres y labios frontales de deformación plástica.
H30 30° 10 SR y H55 30° 10 SR	
H30 90° 40 CR y H55 90° 40 CR	En el H30 se observó mayor número y magnitud de cráteres (ductilidad).

12. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES PARA TRABAJO FUTURO.

12.1 . Conclusiones.

Las conclusiones que se derivan del desarrollo del presente trabajo, son las siguientes:

* Debido a la repetitividad de las magnitudes de erosión obtenidas en el material de referencia, se concluye que la máquina erosionadora y el procedimiento general de pruebas es confiable para la evaluación de resistencia a la erosión de los materiales.

* El modelo de Oka aplicado al presente estudio, mostró sólo una aproximación parcial en la predicción de los valores relativos de resistencia a la erosión partiendo de la condición de impacto a 90°. El modelo pudiera ser mejorado con la incorporación de un segundo valor de referencia a bajo ángulo, por ejemplo 30°.

En las pruebas de erosión sin la adición de resina:

* No existe diferencia significativa en cuanto a la resistencia a la erosión entre las aleaciones AISI H13 y 4140, en las condiciones aquí experimentadas. Sin embargo, no debe olvidarse las diferencias en templabilidad de ambos aceros para el diseño de cajas de corazones.

* Los ángulos de máxima erosión son explicados en base a la combinación óptima de las componentes normal y tangencial del impacto, que permitan la entrada al material (componente normal) y el corte del material (componente tangencial). Esto se confirma en la observación de los impactos individuales en donde la combinación de penetración, corte y daño almacenado en el material impactado definen el máximo de erosión. Estos máximos fueron entre los 30 y 40°, para durezas menores a 55 HRC, y de 60° para la dureza de 55 HRC. Por lo anterior, estos ángulos deben de ser evitados para cualquier valor de dureza. Además, entre los 30 y 40° no existe diferencia entre el uso de las aleaciones suaves o con algún grado de endurecimiento

* En el impacto a 10° existió sólo el mecanismo de corte, a mayor dureza, menor tamaño de surco y menor pérdida de material por erosión. En todas las diferentes formas de observación de la erosión (sin resina, impactos individuales y perfiles de erosión) para este ángulo, se hace evidente que la menor penetración de la arena sobre el metal de mayor dureza es la responsable de la menor erosión de este material con respecto a uno de menor dureza. La menor interacción partícula-metal se confirma por el pequeño campo de deformación observado en los perfiles de erosión. Por lo anterior, en el impacto a 10° será conveniente el uso de la aleación de mayor dureza.

* En el extremo opuesto, a 90° sólo se observó deformación plástica, y a mayor dureza, menor tamaño de cráter, pero mayor pérdida de material. Para éste ángulo, fue evidente la mayor capacidad de deformación de los materiales dúctiles, mostrando mayor resistencia a la erosión. Por lo anterior, en el impacto a 90° será conveniente el uso de la aleación de menor dureza.

* En el análisis de las curvas de erosión se observa la tendencia hacia la fragilidad en los aceros con 50 HRC, y sobre todo en el 55 HRC. Esto determinado principalmente en los valores relativos de resistencia a la erosión a 90° de impacto.

* No debe generalizarse la afirmación de la invarianza de la resistencia a la erosión con respecto a la dureza, ya que esta constancia sólo fue observada para ángulos de 30 a 40°. Esta afirmación puede causar confusión en la selección de materiales ingenieriles resistentes a la erosión.

* Los perfiles de microdureza indican que la zona adyacente a la superficie de erosión, muestran una capacidad de endurecimiento que está en función de su valor de dureza inicial. El acero con 55 HRC no presenta endurecimiento adicional, mientras que si la dureza inicial es menor, se presentará entonces un incremento en el valor de dureza en proporción inversa a la dureza inicial.

En la observación de perfiles de erosión se concluye:

* En el acero perlítico 4140, la propagación de fisuras se realiza en la interfase de la ferrita y del carburo de hierro. De manera semejante, en el acero H13 se observa la propagación de fisuras a través de las plaquetas de la martensita.

* En los aceros H13 y 4140 recocidos, impactados a 90°, se observa deformación de doble concavidad, demostrando que es la ductilidad de estos materiales lo que les confiere la capacidad de soportar más impactos sin pérdida de material, y su consecuente mayor resistencia a la erosión para éste ángulo.

* Un factor adicional que explica el elevado valor de erosión del acero con 55 HRC impactado a 90°, es la formación de bandas adiabáticas de corte, ya que éstas demostraron ser sitios de iniciación y propagación de grietas que conducen al desprendimiento de material metálico.

En las pruebas de erosión con la adición de resina:

Con los resultados obtenidos de las pruebas de erosión con arena con resina surgen las principales conclusiones y recomendaciones que pueden ser asumidas para el diseño de cajas de corazones, como lo son:

* El impacto a 90° es el que presenta menor desgaste erosivo, en comparación a su correspondiente de 30° de impacto.

* Para una aleación dada, el cambio en los valores de erosión fue más sensible para el ángulo de 30° que los correspondientes a 90° , cuando se varía la presión de sople.

* Cuando las necesidades de diseño obliguen al impacto a bajo ángulo, será conveniente el uso de aleaciones con alto valor de dureza. Sin embargo se recomienda que se experimenten valores de erosión para ángulos adyacentes a los 30° con el fin de explorar el comportamiento de las curvas entorno a este valor, ya que en los ensayos con arena sin resina mostraron grandes variaciones de resistencia a la erosión con pequeños cambios de ángulo de incidencia.

* La presencia de resina en la arena provoca una gran interacción partícula-partícula, trayendo como consecuencia la disminución en los valores de velocidad de impacto, y en consecuencia la disminución de los valores de erosión debido a disipación de energía por mecanismos no erosivos, como atenuación del impacto y rompimiento de enlaces secundarios.

* Otro efecto fue el desfasamiento de los mecanismos de erosión. A 30° de impacto con arena sin resina se observó una gran cantidad de deformación plástica; pero con la adición de resina se encontró que prevalecen mayormente los mecanismos de corte en la superficie de erosión.

* El modelo propuesto para calcular la erosión a las condiciones reales de soplo en caja de corazones, mostró ser eficiente ya que está basado en valores experimentales y los resultados numéricos son cercanos a los reportados en producción.

12.2. Recomendaciones para trabajo futuro.

* Se puede considerar para el sistema de producción el uso de suministro de presión en dos etapas (o presión variable), la primera a baja presión ($<$ a 0.69 bar (10 Psi)) constante en cavidades) durante los primeros 0.7 segundos para el llenado de las cavidades. Posteriormente suministrar la presión de línea (hasta 75.84 bar (110 Psi)) para la compactación del corazón. El sistema tribológico estará minimizando la erosión ya que no existirá ésta durante la aplicación de la segunda etapa de aire altamente presurizado.

* Una segunda opción es la colocación de insertos metálicos con la dureza adecuada en las zonas de impacto de tal manera que se minimice, acorde al ángulo de incidencia, el desgaste erosivo. Este sistema permitiría el diseño de cajas de corazones con durezas variables y superaría la dificultad de un temple deficiente para piezas masivas de acero 4140, además de que permite la simplificación en la reparación de los herramientas.

* Aprovechar los parámetros que pueden ser variados en la máquina erosionadora para la experimentación de desgaste erosivo en diferentes materiales.

* Implementar en la máquina erosionadora el soplo de arena con resina sobre un segmento de cavidad real. Esto para realizar pruebas de conformado de corazones a presión variable. Esto también permite el estudio de la variación de la presión en diferentes configuraciones de cavidades.

- * Realizar pruebas complementarias de erosión con resinas para una gama más amplia de durezas y ángulos que la presentada en este trabajo. Esto permitirá tener la familia completa de resistencia a la erosión para el acero H13 bajo este sistema tribológico.

- * Mejorar la ecuación de Oka mediante la incorporación de otros valores experimentales a bajo o mediano ángulo de impacto, que permita una mejor predicción del desgaste erosivo.

- * Estudio de la interacción mecánica del sistema tribológico sin resina, y del sistema con resina.

BIBLIOGRAFIA Y REFERENCIAS.

- 1.- Stevenson A.N.J., Hutchings I.M.: “Scaling Laws for Particle Velocity in the gas blast erosion test”; Wear 181-183 (1995) 56-62.
- 2.- Magnée A. “Generalized Law of erosion: Application to various alloys and Intermetallics”; Wear 181-183 (1995) 500-510.
- 3.- Iain Finnie. “Some Reflections on the Past and Future of Erosion”; Wear 186-187 (1995) 1-10.
- 4.- Sundararajan G. “The Solid Particle Erosion of Metallic Materials: The Rationalization of the Influence of Material Variables”; Wear 186-187 (1995) 129-144.
- 5.- Yabuki Akhihiro, Matsuwaki Kazuo, Matsumura Masanobu. “Critical Impact Velocity in the Solid Particles Impact Erosion of Metallic Materials”; Wear 233-235 (1999) 468-475.
- 6.- Stevenson A.N.J., Hutchings I.M. “The Influence of Nozzle Length on the divergence of the Erodent Particle Stream in a Gas-Blast Erosion Rig.”; Wear 189 (1995) 66-69.
- 7.- Oka Y.I., Ohnogi H. Hosokawa, T., Matsumura. “The Impact Angle Dependence of Erosion Damage Caused by Solid Particle Impact”; Wear 203-204 (1997) 573-579.

- 8.- Lindsley B.A., Marder A.R. “The Effect of Velocity on the Solid Particle Erosion Rate of Alloys”; Wear 225-229 (1999) 510-516.
- 9.- Zhang Baofa, Shen Wanci, Liu Yingjie, Tang Xiangyun, Wang Yuanfei: “Microstructures of Surface White Layer and Internal Adiabatic Shear Band”; Wear 211 (1997) 164-168.
- 10.- Feng Z. Ball A. “The Erosion of Four Materials Using Seven Eroducts- Towards an Understanding”; Wear 233-235 (1999) 674-684.
- 11.- Meng H.C., Ludema K.C. “Wear Models and Predictive Equations: Their Form and Content”; Wear 181-183 (1995) 443-457.
- 12.- Verspui M.A., Van der Velden P., de With G., Slikkerveer P.J. “Angularity Determination of Abrasive Powders”; Wear 199 (1996) 122-126.
- 13.- Chen Danian, Sarumi M., Al-Hassani S.T.S., Gan Su, Yin Zhihua: “A Model for Erosion at Normal Impact”; Wear 205 (1997) 32-39.
- 14.- Slikkerveer P.J., Bouten P.C.P., in't Veld F.H., Scholten H.: “Erosion and Damage by Sharp Particles”; Wear 217 (1998) 237-250.
- 15.- Fang C.K., Chuang T.H.: “Surface Morphologies and Erosion Rates of Metallic Building Materials After Sandblasting”; Wear 230 (1999) 156-164.
- 16.- O'Flynn D.J., Bingley M.S., Bradley M.S.A., Burnett A.J.: “A Model to Predict the Solid Particle Erosion Rate of Metals and its Assessment Using Heat Treated Steels”; Wear 248 (2001) 162-177.
- 17.- Rong Liu, Li D.Y.: “Modification of Archard's Equation by Taking Account of Elastic/Pseudoelastic Properties of Materials”; Wear 251 (2001) 956-964.

- 18.-** Maozhong Yi, Baiyun Huang, Jiawen He: “Erosion Wear Behavior of Abradable Seal Coating”; Wear 252 (2002) 9-15.
- 19.-** Gustavsson M.: “Fluid Dynamic Mechanisms of Particle Flow Causing Ductile and Brittle Erosion”; Wear 252 (2002) 845-858.
- 20.-** Wensink Henk, Elwenspoek Mico C.: “A Closer Look at the Ductile-Brittle Transition in Solid Particle Erosion”; Wear 253 (2002) 1035-1043.
- 21.-** Chen Q., Li D.J.: “Computer Simulation of Solid Particle Erosion of Composite Materials”; Wear 255 (2003) 78-84.
- 22.-** Papini M., Ciampini D., Krajak T., Spelt J.K.: “Computer Modeling of Interference Effects in Erosion Testing: Effect of Plume Shape”; Wear 255 (2003) 85-97.
- 23.-** Zhang Baofa, Liu Yingjie, Shen Wanci, Wang Yuanfei, Tang Xiangyun: “A Study on the Behavior of Adiabatic Shear Bands in Impact Wear”; Wear 198 (1996) 287-292.
- 24.-** Timothy S.P. “The Structure of Adiabatic Shear Bands in Metals: A Critical Review”; Acta Metall. Vol. 35 No. 2 (1987) 301-306.
- 25.-** Levy Alan V.: “The Solid Particle Erosion Behavior of Steel as a Function of Microstructure”; Wear 68 (1981) 269-287.
- 26.-** Foley T., Levy A.: “The Erosion of Heat Treated Steels”; Wear 91 (1983) 45-64.
- 27.-** Oka Y.I., Matsumura M., Kawabata T.: “Relationships Between Surface Hardness and Erosion Damage Caused by Solid Particle Impact”; Wear 162-164 (1993) 688-695.

- 28.-** Sheldon G.L., Kanhere Ashok: “An Investigation of Impingement Erosion Using Single Particles”; Wear 21 (1972) 195-209.
- 29.-** Hutchings I.M: “A Model for the Erosion of Metals by Spherical Particles at Normal Incidence”; Wear 70 (1981) 269-281.
- 30.-** Sundararajan G.: “The Differential Effect of the Hardness of Metallic Materials on their Erosion and Abrasion Resistance”; Wear 162-164 (1993) 773-781.
- 31.-** Sundararajan G.: “A Comprehensive Model for the Solid Particle Erosion of Ductile Materials”; Wear 149 (1991) 111-127.
- 32.-** Sing Trilok, Tiwari S.N., Sundararajan G.: “Room Temperature Erosion Behavior of 304, 316 and 410 Stainless Steel”; Wear 145 (1991) 77-100.
- 33.-** McCabe Laura, Sargent Gordon, Conrad Hans: “Effect of Microstructure on the Erosion of the Steel by Solid Particles”; Wear 105 (1985) 257-277.
- 34.-** Ambrosini L., Bahadur S.: “Erosion of AISI 4140 Steel”; Wear 117 (1987) 37-48.
- 35.-** Finnie I., Stevik G.R., Ridgely J.R.: “The Influence of Impingement angle on the Erosion of Ductile Metals by Angular Abrasive Particles”; Wear 152 (1992) 91-98.
- 36.-** Kerlins Victor, Douglas McDonnell, Phillips Austin. “Modes of Fracture”, ASM, P 13-43.
- 37.-** Levin B.F., DuPont J.N., Marder A.R. “Weld Overlay Coatings for Erosion Control”; Wear 181-183 (1995) 810-820.
- 38.-** Bellman Robert, Levy Alan. “Erosion Mechanism in ductile Metals”; Wear 70 (1981) 1-27.

- 39.-** Salman A.D., Gorham D.A., Verba A. “A study of Particle Failure Under Normal and Oblique Impact”; Wear 186-187 (1995) 92-98.
- 40.-** Technical bulletin. “The Ashland Process”. Foundry Products Division. Ashland Chemical (1998).
- 41.-** Ashland Chemical. “Tooling Design for the Ashland Cold Box Process”.. 1998. Bulletin No. 1711-3. Foundry Products Division.
- 42.-** Ashland Chemical. “Training Program For The Novaset Cold Box Binders”. 1999. Foundry Products Division.
- 43.-** Ken Williams and Dale Snider. “Sand Core Engineering: Use of Modern Simulation Software”. Development & Validation of a New Software Package: Arena-Flow.
- 44.-** Helzer S.C. & Vondra L.F. “A Systems Approach for the Selection of Tooling Materials in the Foundry”. Cast Expo '93 and the 97th AFS Casting Congress. American Foundrymen's Society. Chicago Illinois.
- 45.-** Manual de Entrenamiento, “Proceso de Corazones”, NENAK (2003).
- 46.-** Formanek and L. Vondra. “A Further Evaluation of Wear Analysis of selected tooling Materials Using Impact Abrasions Testing”. Cast Expo '96 and the 100th AFS Casting Congress. American Foundrymen's Society.
- 47.-** Treviño Acevedo Álvaro M., “Desarrollo de una metodología para pruebas de erosión”. Tesis, FIME-UANL, México (2004)

- 48.-** González, R. “Efecto de la temperatura sobre las propiedades físicas de moldes y corazones producidos por el proceso fenol-uretano en caja fría”. Universidad Autónoma de Nuevo León, 2001.
- 49.-** Hutchings I.M. “Tribology. Friction and Wear of Engineering Materials”. Edward Arnold U.K. 1st Edition. (1992).
- 50.-** ASTM G 76-83. “Standard Practice for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets”.
- 51.-** Alan V. Levy. “Solid Particle Erosion and Erosion-Corrosion of Materials”. ASM (1995).
- 52.-** ASTM E 384 99. “Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials”.
- 53.-** Oka Y.I., Nishimura M., Nagahashi K., Matsumura M.: “Control and Evaluation of Particle Impact Conditions in a Sand Erosion Test Facility”; Wear 250 (2001) 736-743.
- 54.-** Chen Q., Li D.Y.: “Computer Simulation of Solid Particle Erosion”; Wear 254 (2003) 203-210.
- 55.-** Shimizu K., Noguchi T., Seitoh H., Muranaka E.: “FEM Analysis of the Dependency on Impact Angle During Erosive Wear”; Wear 233-235 (1999) 157-159.
- 56.-** ASTM B215-90.: “Standard Practice for Sampling Finished Lots of Metals Powders”.
- 57.-** Stevenson A.N.J., Hutchings I.M. “Wear of Hardfacing White Cast Irons by Solid Particle Erosion”; Wear 186-187 (1995) 150-158.

- 58.-** Suchánek J., Smrkovsky J., Blaskovic P., Grinberg N.A.: “Erosive and Hydroabrasive Resistance of Hardfacing Materials”; Wear 233-235 (1999) 229-236.
- 59.-** Fang C.K., Chuang T.H.: “Erosion of SS41 Steel by Sand Blasting”; Metallurgical and Materials Transactions A. Volume 30A, April 1999, 941-948.
- 60.-** Singh Trilok, Sundararajan G.: “The Erosion Behavior of 304 Stainless Steel at Elevated Temperatures”; Metallurgical Transactions A. Volume 21A, December 1990, 3187-3199.
- 61.-** Levin B.F., Vecchio K.S., DuPont J.N., Marder A.R.: “Modeling Solid-Particle Erosion of Ductile Alloys”; Metallurgical and Materials Transactions A. Volume 30A, July 1999, 1763-1774.
- 62.-** Adler Thomas A., Dogan Omer N.: “Erosive Wear and Impact Damage of High-Chromium White Cast Irons”; Wear 225-229 (1999) 174-180.
- 63.-** Burnett A.J., Bradley M.S.A., O’Flynn D.J., Deng T., Bingley M.S.: “Anomalies in the Results Obtained From Rotating Disc Accelerator Erosion Testers: a Discussion of Possible Causes”; Wear 233-235 (1999) 275-283.
- 64.-** ASM Handbook. Volumen 1. “Alloys. Wrought Tool Steel”. ASM International Materials Park Ohio.10th Edition (1990).
- 65.-** ASM Handbook Volume 18. “Wear”. ASM International Materials Park Ohio 1990 10 th Edition.
- 66.-** Williams, K. Walter, M. “Process Modeling: Sand Core Blowing”
http://www.ashchem.com/ascc/castings/arena_publications.asp

67.- Buchhoz, A. Showman, R. Snider, D. “Experiences with modeling the core blowing process”: http://www.ashchem.com/ascc/castings/arena_publications.asp

68.- ASTM E18-89.: “Standard test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials”.

69.- ASTM G 40-88.: “Standard Terminology Relating Wear and Erosion”.

Lista de figuras.

Figura	Descripción	Pág.
2.1	Fuerzas de contacto partícula-superficie.	8
2.2	Erosión de un acero al carbono en función de la masa impactante.	9
2.3	Erosión con respecto al ángulo de impacto.	10
2.4	Erosión del Al (168 m/s), Au (132 m/s) y Mg (76 m/s).	11
2.5	Erosión del Al 1100-0, Pirex 7740, y acero herramienta.	11
2.6	Mecanismos dúctiles con respecto al ángulo de impacto.	11
2.7	Desgaste en función del tamaño de la partícula.	14
2.8	Erosión del Al 1100-0.	14
2.9	Influencia de la capacidad de endurecimiento por deformación.	16
2.10	Balance de la energía antes y después del impacto normal.	17
2.11	Variación del ángulo crítico de impacto con el coeficiente de fricción.	18
2.12	Ilustración de la superficie suave y las capas endurecidas.	19
2.13	Secuencia del mecanismo por fractura frágil.	21
2.14	Erosión del vidrio por SiC, en función del ángulo de impacto..	22
2.15	Resistencia a la erosión contra ángulo. SiC como erodente.	24
2.16	Resistencia a la erosión contra ángulo. Sílica como erodente.	24
3.1	Gráfica de erosión contra ángulo de impacto para un acero 1075.	25
3.2	Gráfica de erosión contra ángulo de impacto para un acero 1075.	26
3.3	Variación de la resistencia a la erosión de tres aceros.	27
3.4	Resistencia a la erosión contra dureza del material.	28
3.5	Comportamiento de la erosión de Al 1100-0 y 7075-T6.	29
3.6	Pérdida de volumen contra ángulo de ataque para 5 materiales.	30
3.7	Valores de dureza antes del ensayo y después de la erosión.	31
3.8	Relación entre la erosión y el recíproco de los valores de dureza.	32
3.9	Erosión del acero 52100 con diferentes microestructuras.	33
3.10	Perfiles de microdureza Knoop para latón 0% y 70% trabajado en frío.	34
3.11	Microdurezas de aluminio 1100-0 erosionado.	35

3.12	Variación de la microdureza de los aceros inoxidable 304 y 316	36
3.13	debajo de la superficie erosionada, a ángulos de 90° y 30°.	36
3.14	Variación de la microdureza del acero inoxidable 410 debajo de la	
	superficie erosionada, a ángulos de 90° y 30°.	37
3.15	Variación de la dureza como función de la distancia desde la	
	superficie erosionada para algunos recubrimientos por soldadura.	38
4.1	Variación de la erosión del acero AISI 4140.	41
4.2	Variación de la erosión del acero AISI 4140 con respecto a	
	(a) Tenacidad a la tensión, (b) Resistencia al impacto Charpy.	41
4.3	Influencia del ángulo de impacto en el comportamiento del	
	material	42
4.4	Influencia de la dureza de las partículas erosivas.	42
4.5	Erosión contra $1/U_t \varepsilon_U$ usando datos de propiedades mecánicas	
	(M.P.) a alta temperatura.	48
4.6	Gráfica de la erosión vs. Ángulo de impacto para el acero 1075	
	usando partículas de SiC de 240 μm de diámetro. ($V_p = 30.5 \text{ m/s}$).	50
4.7	Gráfica de la erosión vs. Ángulo de impacto para el acero 1075	
	usando partículas de SiC de 240 μm de diámetro. ($V_p = 61 \text{ m/s}$).	50
4.8	Erosión de microestructuras esferoidizadas en el acero 1020.	52
4.9.	Erosión contra dureza para el acero AISI 1020.	53
4.10	Erosión del acero 4340 templado (Al_2O_3 140 μm , $V = 30 \text{ m/s}$)	55
4.11	Erosión del acero 4340 revenido a 200°C (Al_2O_3 140, $V = 30 \text{ m/s}$)	55
4.12.	Erosión como función de la masa de partículas impactantes para	
	un acero 1078 de varias microestructuras esferoidíticas.	57
4.13	Erosión como función del ángulo de impacto para	
	microestructuras esferoidíticas a varias velocidades de partícula.	58
4.14	Erosión como función del ángulo de impacto para	
	microestructuras perlíticas a varias velocidades de partícula.	58
4.15	Erosión como función del ángulo de impacto para	
	microestructuras martensíticas a varias velocidades de partícula.	58
4.16	Erosión en función del ángulo de impacto para microestructuras	

	martensíticas revenidas, a varias velocidades de partícula.	58
4.17	Variación de la erosión del acero 410 con respecto a la masa de erodente a ángulos de impacto de 30°, 60° y 90°.	60
4.18	Variación de la erosión en estado estacionario de los aceros inoxidables, a velocidades de impacto de 129 y 98 m/s.	60
5.1	Erosión contra velocidad de la partícula para el acero 0.6% C.	62
5.2	Erosión contra velocidad de partícula para el acero 0.6% C en las condiciones de temple, y latón con 0% y 70% de trabajado en frío.	63
5.3	Variación del exponente de la velocidad como función del ángulo de impacto para los aceros inoxidables 304, 316 y 410.	64
6.1	Efecto de la velocidad de impacto en (1) la magnitud de erosión, y (2) erosión normalizada para la muestra de aluminio.	68
6.2	Erosión a una velocidad de impacto de 100 m/s para 5 materiales metálicos.	69
6.3	Erosión normalizada a velocidades de impacto de 100 y 130 m/s para 5 materiales metálicos.	69
6.4	Simulación de erosión normalizada.	70
6.5	Relación entre n_1 y la dureza para varios materiales.	71
6.6	Relación entre n_2 y la dureza para varios materiales.	71
7.1	Variación de la velocidad de deformación plástica calculada, respecto la velocidad de impacto, para varios tamaños de partícula.	73
7.2	Banda adiabática de corte.	74
7.3	Bifurcación interna de la Banda de corte adiabático, y capa blanca superficial.	75
7.4	Banda de corte “transformada” en acero AISI 4340.	76
7.5	Banda de corte “deformada” en aleación de aluminio 7039.	76
7.6	Micrografías de (a) SWL, (b) ASB interna, (c) Matriz vecina.	79
7.7	Valores calculados de R_t bajo condiciones de abrasión y erosión.	82
8.1	(a) Diagrama esquemático de la máquina de erosión con el ensamble del método de doble disco; (b) Descripción de variables.	84
8.2	Cuadrado de la velocidad de la partícula como una función de la	

	presión de arrastre para un intervalo de tamaños de arena sílica.	85
9.1	Etapas en el proceso de llenado de caja fría.	87
9.2	Boquillas de soplo.	87
9.3	Corazones extraídos del herramental.	87
9.4	Corazón de water jacket.	87
9.5	Obtención de piezas de aluminio.	87
9.6	Reacción de química de las resinas.	89
9.7	Clasificación AFS de la forma de la partícula.	89
10.1	Prototipo No. 1 de máquina erosionadora, FIME.	97
10.2	Vista frontal y en perfil de la distribución de impactos sobre vidrio de 12 mm de espesor.	97
10.3	Marcas de erosión y tamaño requerido de probeta (100 x 50 mm).	97
10.4	Arreglos de suministro de aire y medición de presiones.	97
10.5	Diseño y construcción de la máquina erosionadora, FIME 2.	98
10.6	Control y suministro de aire presurizado.	99
10.7	Monitoreo y registro de presión de la alimentación de aire.	99
10.8	Control de la distancia de impacto.	99
10.9	Control del ángulo de impacto.	99
10.10	Diseño de boquilla con inserto intercambiable para el control de desgaste.	99
10.11	Medición del desgaste de la boquilla de salida.	100
10.12	Morfología de la arena utilizada.	101
10.13	Dispositivo dispersor de la arena.	102
10.14	Distribución de tamaños para 8 muestras de arena.	102
10.15	Ejemplos de microestructuras de los metales ensayados. (a) H13 Recocido. (b) H13 Templado y revenido, (c) 4140 Recocido.	103
10.16	Perfiles de rugosidad antes (a) y después (b) del desbaste.	104
10.17	Gráfica del comportamiento de las probetas de referencia.	108
10.18	(a) Contenedor antes de ser llenado mostrando el diámetro de salida. (b) Contenedor con carga de 5 kg de arena.	109
10.19	Dispositivo modificado para los ensayos de erosión con mezcla de	

	arena con resina.	110
10.20	Ensamble del método de doble disco.	112
10.21	Llenado de la cabina (equivalente del “magazine” en la línea de producción).	114
10.22	Cronómetro y marcas de distancia.	114
10.23	Secuencia de salida de arena.	114
10.24	Efecto de borde sobre las indentaciones de microdureza.	115
10.25	Probeta sin efecto de borde.	116
10.26	Indentaciones en H55, 10 y 200 g, Deformación en prensa h.	117
10.27	Obtención de muestra para observación al MEB.	118
10.28	Aleación 4140 erosionadas a 4.14 bar (60 Psi).	121
10.29	Colocación de sensores en la placa de soplo, cavidades y “magazine”.	122
10.30	Medición de presión en línea, “magazine”, placa de soplo y cavidades.	123
10.31	Secuencia de llenado.	124
10.32	Extensión del llenado de arena a los 0.25 segundos.	124
10.33	Distribución de la presión (Pa) a los 0.25 segundos.	124
10.34	Ampliación del gráfico 10.30 en los primeros instantes.	125
11.1	Probetas erosionadas.	126
11.2	Gráfica de erosión para el acero 4140 a 0.69 Bar (10 Psi).	128
11.3	Gráfica de erosión para el acero H13 a 0.69 Bar (10 Psi).	128
11.4	Traslape de las curvas para el H13 y 4140 a 0.69 Bar (10 Psi)	129
11.5	Traslape de las curvas para el H13 y 4140 a 1.38 Bar (20 Psi).	130
11.6	Erosión en función del ángulo de impacto para el acero H13, 0.69 Bar (10 Psi).	131
11.7	Erosión en función del ángulo de impacto para el acero 4140, 0.69 Bar (10 Psi).	131
11.8	Erosión en función del ángulo de impacto para el acero H13, 1.38 Bar (20 Psi).	132
11.9	Erosión en función del ángulo de impacto para el acero 4140,	

	1.38 Bar (20 Psi).	132
11.10	Diversas microestructuras de los aceros “recocidos” 4140.	134
11.11	Cajas de corazones con problemas de erosión.	135
11.12	Resultados de pruebas de erosión a 10° de impacto.	136
11.13	Gráficas representativas de resistencia a la erosión, para un acero H13. (a) con respecto de la dureza. (b) con respecto al ángulo.	137
11.14	Vista 1 superior del gráfico 3-D de erosión H13, 0.69 Bar (10 Psi).	138
11.15	Vista 2 del gráfico 3-D de erosión H13, 0.69 Bar (10 Psi).	138
11.16	Vista 3 del gráfico 3-D de erosión H13, 0.69 Bar (10 Psi).	139
11.17	Vista 4 del gráfico 3-D de erosión H13, 0.69 Bar (10 Psi).	140
11.18	Erosión normalizada con valores experimentales.	142
11.19	Erosión normalizada con valores predichos por el modelo.	142
11.20	Valores experimentales, y calculados por el modelo de Oka.	143
11.21	Valores experimentales, y calculados por el modelo de Oka.	144
11.22	Gráfica del promedio de los ensayos de erosión con arena con resina.	145
11.23	Gráfica de los resultados de los segundos ensayos de erosión con arena con resina.	146
11.24	Modelo idealizado de impacto de partículas duras sobre una superficie metálica. (1) Partícula sin recubrimiento. (2) Partícula con recubrimiento. (3) Aglomerado de partículas.	147
11.25	Diferencia de presión magazine-cavidad.	150
11.26	Gráfica y valores de erosión vs presión.	151
11.27	Medición del flujo de arena.	152
11.28	Gráfica del flujo de arena respecto a la presión.	152
11.29	Gráfica del flujo de arena en función del tiempo.	153
11.30	Representación generalizada del procedimiento para la aproximación del cálculo de número de soplos para la erosión de una masa de acero “ m_{acero} ”.	155
11.31	Proyección de 1 mm ² de sección transversal de boquilla, sobre una placa metálica colocada a 30° de incidencia.	156

11.32	Mediciones de los desfases. Método Doble Disco.	159
11.33	Gráfica de los datos obtenidos por Stevenson y Hutchings, y datos experimentales obtenidos en el presente trabajo.	160
11.34	Distribución calculada de velocidades, arena con resina, incluidas las incertidumbres.	164
11.35	Utilización del MEB para la medición de indentaciones de microdureza.	168
11.36	Indentación a 500x más zoom digital.	168
11.37	Perfil de microdureza para el acero A55 90°20.	170
11.38	Indentaciones de microdureza para el acero H55 90°10.	170
11.39	Perfil de microdureza para el acero A30 90°20.	171
11.40	Indentaciones de microdureza para el acero A30 90°20.	171
11.41	Perfil de microdureza para el acero HR 30°20.	172
11.42	Perfil de microdureza para el acero AR 90°20.	172
11.43	Perfil de microdureza para el acero HR 90°20.	173
11.44	Superficie de erosión de acero H30 10° 10	176
11.45	Superficie de erosión de acero H30 30° 10.	177
11.46	Superficie de erosión de acero H30 30° 10.	177
11.47	Superficie de erosión de acero H30 60° 10.	178
11.48	Superficie de erosión de acero H30 90° 10.	178
11.49	Superficie de erosión de acero H30 10° 10.	179
11.50	Superficie de erosión de acero H55 10° 10.	180
11.51	Superficie de erosión de acero H55 30° 10	181
11.52	Superficie de erosión de acero H30 30° 10	181
11.53	Superficie de erosión de acero H55 30° 10.	182
11.54	Superficie de erosión de acero H30 30° 10.	182
11.55	Superficie de erosión de acero H30 60° 10.	183
11.56	Superficie de erosión de acero H55 60° 10.	184
11.57	Superficie de erosión de acero H30 60° 10.	184
11.58	Superficie de erosión de acero H55 60° 10.	185
11.59	Superficie de erosión de acero H30 90° 10.	186

11.60	Superficie de erosión de acero H55 90° 10	186
11.61	Superficie de erosión de acero H30 90° 10.	187
11.62	Superficie de erosión de acero H55 90° 10.	187
11.63	Superficie de erosión de acero H30 90° 10.	188
11.64	Superficie de erosión de acero H55 90° 10.	188
11.65	Superficie de erosión de acero H30 10°10	189
11.66	Superficie de erosión de acero HR 10°10	189
11.67	Superficie de erosión de acero H55 10°10.	190
11.68	Superficie de erosión de acero HR 30°10.	191
11.69	Generación de líneas de corte, labios laterales y frontal, 30°.	191
11.70	Superficie de erosión de acero HR 90°10	192
11.71	Superficie de erosión de acero HR 90°10	192
11.72	Superficie de erosión de acero H30 30°20 CR.	194
11.73	Superficie de erosión de acero H55 30°20 CR	194
11.74	Superficie de erosión de acero H30 30°40 CR.	194
11.75	Superficie de erosión de acero H55 30°40 CR.	194
11.76	Superficie de erosión de acero H30 30°40 CR	195
11.77	Superficie de erosión de acero H55 30°40 CR	195
11.78	Superficie de erosión de acero H30 30°10 SR.	195
11.79	Superficie de erosión de acero H55 30°10 SR	195
11.80	Superficie de erosión de acero H30 90°20 CR.	196
11.81	Superficie de erosión de acero H55 90°20 CR.	196
11.82	Superficie de erosión de acero H30 90°20 CR.	196
11.83	Superficie de erosión de acero H55 90°10 CR.	196
11.84	Superficie de erosión de acero H30 90°10 SR.	197
11.85	Superficie de erosión de acero H30 90°20 CR	197
11.86	Impacto sobre acero H30 10°10.	198
11.87	Impacto sobre acero H30 10°10.	198
11.88	Impacto sobre acero H30 10°20.	199
11.89	Impacto sobre acero H30 10°20.	199
11.90	Impacto sobre acero H55 10°10.	199

11.91	Impacto sobre acero H55 10°20.	199
11.92	Impacto sobre acero H55 10°20	199
11.93	Impacto sobre acero HR 10°10.	199
11.94	Impacto sobre acero HR 10°10.	200
11.95	Impacto sobre acero HR 10°20.	200
11.96	Impacto sobre acero HR 10°20.	200
11.97	Impacto sobre acero H30 30°10	201
11.98	Impacto sobre acero H30 30°10.	201
11.99	Impacto sobre acero H30 30°10	201
11.100	Impacto sobre acero H30 30°20	201
11.101	Impacto sobre acero HR 30°20	202
11.102	Impacto sobre acero HR 30°10.	202
11.103	Impacto sobre acero H55 30°10.	202
11.104	Impacto sobre acero H55 30°20.	202
11.105	Impacto sobre acero H55 30°20.	202
11.106	Impacto sobre acero H55 30°10.	202
11.107	Impacto sobre acero H30 60°10	204
11.108	Impacto sobre acero H30 60°20.	204
11.109	Impacto sobre acero H55 60°10.	204
11.110	Impacto sobre acero H55 60°20.	204
11.111	Impacto sobre acero H55 60°10.	204
11.112	Impacto sobre acero H55 60°20	204
11.113	Impacto sobre acero HR 60°10.	205
11.114	Impacto sobre acero HR 60°20.	205
11.115	Impacto sobre acero H30 90°20.	206
11.116	Impacto sobre acero H30 90°20.	206
11.117	Impacto sobre acero H55 90°10.	206
11.118	Impacto sobre acero H55 90°20.	206
11.119	Impacto sobre acero H55 90°20	206
11.120	Impacto sobre acero H55 90°20	206
11.121	Impacto sobre acero HR 90°20	207

11.122	Impacto sobre acero HR 90°20	207
11.123	Perfil de acero AR 30°10	208
11.124	Perfil de acero AR 30°10	208
11.125	Perfil de acero AR 90°10	209
11.126	Perfil de acero AR 90°10	209
11.127	Perfil de acero AR 90°10	209
11.128	Perfil de acero AR 90°10	209
11.129	Perfil de acero AR 90°20	210
11.130	Perfil de acero AR 90°20	210
11.131	Perfil de acero AR 90°20	210
11.132	Perfil de acero AR 90°20	210
11.133	Perfil de acero H30 10°10.	211
11.134	Perfil de acero H30 10°10	211
11.135	Perfil de acero H30 10°10.	211
11.136	Perfil de acero H30 30°10.	211
11.137	Perfil de acero H30 30°10.	211
11.138	Perfil de acero H30 30°10.	212
11.139	Perfil de acero H30 60°10.	212
11.140	Perfil de acero H30 60°10.	212
11.141	Perfil de acero H30 90°10.	213
11.142	Perfil de acero H30 90°10	213
11.143	Perfil de acero H30 90°10.	213
11.144	Perfil de acero H30 90°10.	213
11.145	Perfil de acero H30 90°10.	213
11.146	Perfil de acero H30 90°10.	213
11.147	Perfil de acero H55 10°10.	214
11.148	Perfil de acero H55 10°10.	214
11.149	Perfil de acero H55 10°10	215
11.150	Perfil de acero H55 10°10.	215
11.151	Perfil de acero H55 30°10	215
11.152	Perfil de acero H55 30°10.	215

11.153	Perfil de acero H55 90°10.	216
11.154	Perfil de acero H55 90°10.	216
11.155	Perfil de acero H55 90°10.	216
11.156	Perfil de acero H55 90°10.	216
11.157	Perfil de acero H55 90°10.	217
11.158	Perfil de acero H55 90°10.	217
11.159	Perfil de acero H55 90°10.	217
11.160	Perfil de acero HR 10°10.	218
11.161	Perfil de acero HR 10°10.	218
11.162	Perfil de acero HR 10°10.	218
11.163	Perfil de acero HR 10°10.	218
11.164	Perfil de acero HR 30°10	219
11.165	Perfil de acero HR 30°10.	219
11.166	Perfil de acero HR 30°10.	219
11.167	Perfil de acero HR 30°10.	219
11.168	Perfil de acero HR 30°10.	219
11.169	Perfil de acero HR 30°10.	219
11.170	Perfil de acero HR 30°10.	219
11.171	Placas erosionadas, (a) con formación de estrías, (b) sin formación de estrías.	220
11.172	Perfil de acero HR 90°10	221
11.173	Perfil de acero HR 90°10.	221
11.174	Perfil de acero HR 90°10.	221

Lista de tablas

2.1	Propiedades de las partículas erodentes.	23
3.1	Composición química de los 5 metales evaluados.	30
4.1	Propiedades mecánicas del acero 4140 tratado térmicamente.	40
4.2	Composiciones químicas (% en peso).	43
4.3	Tratamientos térmicos usados para obtener las diferentes microestructuras.	44
4.4	Erosión en estado estacionario para todas las condiciones de prueba.	45
4.5	Propiedades tensiles a temperatura ambiente.	45
4.6	Propiedades tensiles a alta temperatura.	46
4.7	Datos microestructurales de los aceros 1020 esferoidizados.	51
4.8	Distribución de tamaños de partícula Al_2O_3 .	52
4.9	Efecto de la ductilidad, resistencia y dureza en la erosión del acero 1020.	54
4.10	Efecto de la ductilidad, resistencia y dureza en la erosión del acero 4340.	54
4.11	Tratamientos térmicos, microestructuras y valores de dureza para el acero AISI 1078 y para el acero AISI 10105.	56
10.1	Composiciones químicas nominales.	103
10.2	Composiciones químicas reales.	103
10.3	Variables experimentales.	105
10.4	Valores de erosión de las probetas de referencia.	107
10.5	Condiciones de prueba en erosiones con arenas con resinas.	111
10.6	Muestras observadas al MEB, erosionadas con arena sin resinas.	118
10.7	Muestras observadas al MEB, erosionadas con arena con resinas.	119
10.8	Muestras observadas al MEB, correspondientes a impactos individuales.	119

10.9	Muestras observadas al MEB, correspondientes a los perfiles de erosión.	120
11.1	Valores promedio de pérdida de masa (g / kg).	127
11.2	Valores calculados de los parámetros para en modelo de Oka.	141
11.3	Valores de erosión en mg/kg.	144
11.4	Resultados de los segundos ensayos de erosión con arena con resina.	145
11.5	Relación de número de soplos en cajas reales y su estatus.	158
11.6	Valores obtenidos de la velocidad de la partícula por método Doble Disco.	160
11.7	Matriz de datos $E_{1\ i,j} / E_{2\ i,j}$	163
11.8	Mediciones de microdureza con 10 y 200 gramos.	166
11.9	Comparación de las microdurezas medidas por MEB y por microscopia óptica.	169
11.10	Microdurezas medidas en la región superficial y en la matriz.	173
11.11	Resumen las principales características de las observaciones en el MEB.	222

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO.

Eduardo Rodríguez de Anda.

Candidato para el grado de Doctor en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

Tesis: “Desgaste erosivo en aleaciones para cajas de corazones”

Eduardo Rodríguez de Anda nació en Hermosillo Sonora, el 13 de Julio de 1966. Hijo del Sr. Jesús Rodríguez Mandujano y de la Sra. Graciela de Anda Diaz.

Cursó sus estudios profesionales en la Facultad de Ciencias de la Universidad de Guadalajara, obteniendo el título de Lic. en Física, en 1991. Realizó los estudios de posgrado en el Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo obteniendo en grado de Maestro en Ciencias, con especialidad en Metalurgia y Ciencias de los Materiales (2000).

Pertenece al Centro de Investigación en Materiales, del Departamento de Ingeniería de Proyectos, Universidad de Guadalajara. Es evaluador de Fondos Mixtos, y Sectoriales de la Secretaría de Economía, CONACYT.