



**Caracterización química, metalúrgica y mecánica de los elementos de conminución
de la trituradora de mandíbula y de cono de la planta trituradora de
Proinvipacífico, sede Amagá.**

Julian Eduardo Betancur Marin

Trabajo de grado presentado para optar al título de Ingeniero de Materiales

Asesores

PhD. Juan Marcelo Rojas Arango

Julian Cardona Barbosa

Ingeniero mecánico de plantas de trituración, Proinvipacífico

Universidad de Antioquia

Facultad de Ingeniería

Ingeniería de Materiales

Medellín, Antioquia, Colombia

2022

Cita	Betancur Marin [1]
Referencia	[1] J.E. Betancur Marin, “Caracterización química, metalúrgica y mecánica de los elementos de conminución de la trituradora de mandíbula y de cono de la planta trituradora de Proinvipacifico, sede Amagá.”, Trabajo de grado profesional, Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia, Medellín, Antioquia, Colombia, 2022.
Estilo IEEE (2020)	



Centro de documentación Ingeniería (CENDOI)

Repositorio Institucional: <http://bibliotecadigital.udea.edu.co>

Universidad de Antioquia - www.udea.edu.co

Rector: John Jairo Arboleda Céspedes.

Decano/Director: Jesús Francisco Vargas Bonilla.

Jefe departamento: Francisco Javier Herrera Builes.

El contenido de esta obra corresponde al derecho de expresión de los autores y no compromete el pensamiento institucional de la Universidad de Antioquia ni desata su responsabilidad frente a terceros. Los autores asumen la responsabilidad por los derechos de autor y conexos.

Dedicatoria

Este trabajo se lo dedico a mis padres, Eduardo y Blanca, a mi hermano Diego, a mi compañera de vida, Manuela, y a mis ángeles perrunos, Rocky y Alaska. Ustedes, mi familia, que han estado conmigo incondicionalmente en este proceso, en todo momento y sin importar las adversidades, que han sido mi motivación e inspiración durante todos estos años, infinitas gracias por que con su amor y apoyo han sido mi soporte, mi fuerza y mi razón de ser. Hoy soy por ustedes y esto es por y para ustedes.

Agradecimientos

Mi sincero agradecimiento a la universidad de Antioquia y su facultad de ingeniería, por ser mi casa de formación y aprendizaje, por permitirme hacer realidad este sueño personal y profesional.

A mi asesor, profesor Marcelo Rojas, mi profundo agradecimiento por haberme guiado a lo largo del camino de la realización de este proyecto, por sus enseñanzas y apoyo incondicional, por ser un referente para mí durante los años de estudio y hacer más fuerte mi pasión por la ingeniería de materiales.

A Proinvipacífico y su ingeniero Julian Cardona, agradezco profundamente por haberme abierto las puertas de la empresa, por confiar en mí y permitirme llevar a cabo este proyecto que me permite culminar mi formación académica.

TABLA DE CONTENIDO

RESUMEN.....	10
ABSTRACT	11
I. INTRODUCCIÓN	12
II. OBJETIVOS	13
A. Objetivo general	13
B. Objetivos específicos.....	13
III. MARCO TEÓRICO	14
Trituradoras y elementos de desgaste.....	14
Acero austenítico al manganeso (acero Hadfield).....	17
IV. METODOLOGÍA	22
Diagnóstico del material.....	22
Extracción de las muestras	22
Análisis de composición química.....	24
Análisis microestructural.....	24
Ensayos mecánicos.....	26
V. RESULTADOS Y ANÁLISIS	31
Composición química.....	31
Análisis microestructural.....	32
Propiedades mecánicas.....	37
Dureza	37
Ensayo de impacto	39
Análisis de fractura	41
Ensayo de desgaste	44

Homologación de resultados con proveedores nacionales.....45

VI. CONCLUSIONES46

REFERENCIAS48

LISTA DE TABLAS

TABLA I.....	18
GRADOS DEL ACERO AUSTENÍTICO AL MANGANESO SEGÚN RANGOS DE COMPOSICIÓN QUÍMICA [7].	18
TABLA II.....	21
ELEMENTOS ALEANTES Y SUS EFECTOS EN EL ACERO HADFIELD [13].	21
TABLA III COMPARACIÓN COMPOSICIÓN QUÍMICA.....	32
TABLA IV PARÁMETROS DE LA LONGITUD DEL INTERCEPTO PROMEDIO	33
TABLA V PERFIL DE DUREZA HV30	39
TABLA VI	41
RESULTADOS ENSAYO DE IMPACTO	41
TABLA VII.....	44
EXPANSIÓN LATERAL	44
TABLA VIII.....	45
ENSAYO DE DESGASTE ABRASIVO, MÉTODO CALOTEST	45

LISTA DE FIGURAS

Fig. 1. Trituradora de mandíbulas, modelo GT125	15
Fig. 2. Esquema de conminución en una trituradora de mandíbulas.....	15
Fig. 3. Trituradora de cono modelo GT200DF	16
Fig. 4. Esquema del ensamble cónico y modo de conminución de la trituradora de cono	17
Fig. 5. Variación de Ms en función del contenido de carbono y manganeso.....	19
Fig. 6. Curvas de enfriamiento en función del espesor	20
Fig. 7. Izquierda: microestructura de austenita tras temple con carburos finos al interior de los granos. Derecha: cúmulo de carburos en los límites de grano (as-cast).....	21
Fig. 8. Proceso de extracción de las muestras. a) Corte con equipo de oxiacetileno. b) Corte con pulidora.....	23
Fig. 9. Espectrómetro de emisión óptica	24
Fig. 10. Muestra metalográfica.....	25
Fig. 11. Microscopio óptico Nikon ECLIPSE MA100	25
Fig. 12. Método de la longitud de intercepto promedio, micrografía a 5X.....	26
Fig. 13. Equipo de corte por hilo CNC ACT SPARK FW1.....	27
Fig. 14. Geometría y dimensiones de las probetas de impacto	28
Fig. 15. Máquina tipo péndulo para ensayo de impacto.....	28
Nota: fuente https://cmsmetrology.jimdo.com/	28
Fig. 16. Durómetro Novotest TB-BRV-D.....	29
Fig. 17. Dirección del perfil de dureza desde la superficie de trabajo hacia el interior de la mandíbula.	29
Fig. 18. Equipo para ensayo de desgaste abrasivo, método calotest.	30
Fig. 19. Muestra para ensayo abrasivo, 5 mm x 25 mm.	31
Fig. 20. Composición química de la muestra	32

Fig. 21. Micrografía óptica, acero austenítico al manganeso. Carburos dispersos en la matriz austenítica.....	34
Fig. 22. Maclas en algunos granos austeníticos	35
Fig. 23 . Precipitados de MnS en a) límite de grano y b) interior del grano.	36
Fig. 24. Precipitados de diferente naturaleza en la matriz austenítica.	37
Fig. 25. Variación de la dureza en función de la profundidad respecto de la superficie de trabajo.	39
Fig. 26. Variación de la dureza en función de la profundidad respecto de la superficie de trabajo	41
Fig. 27. superficies de fractura de las muestra a) 1, b) 2, c) 3.....	42
Fig. 28. Expansión lateral.....	43
Fig. 29. Huellas de desgaste abrasivo, método calotest.	45

RESUMEN

En el presente trabajo se estudió la aleación que conforma los elementos de conminución de la planta trituradora de Proinvipacífico, sede Amagá. Mediante un diagnóstico inicial de la aleación y un análisis de las condiciones de operación y servicio, se estableció la posible naturaleza del material como un acero Hadfield, lo cual fue confirmado posteriormente a través de un análisis de composición química al ser comparado con el estándar ASTM A128. El material fue caracterizado mediante estudios metalúrgicos y ensayos mecánicos relevantes para su aplicación. Un estudio metalográfico evidenció una microestructura compuesta por una matriz austenítica de tamaño de grano promedio de $457\mu\text{m}$ con presencia de diversos precipitados. Se realizó un perfil de dureza Vickers en la escala HV30 desde la superficie de trabajo hacia el interior del material, obteniendo una dureza promedio de 262 ± 1.96 HV30 en el núcleo de la aleación. Un ensayo de impacto arrojó una absorción de energía promedio de 59.5 J en las muestras del interior del material, mientras que las fractografías obtenidas evidenciaron macroscópicamente una fractura tipo mixta y tipo dúctil en las muestras de las regiones superficial y del núcleo del material, respectivamente. Finalmente, un ensayo de desgaste abrasivo evidenció una pérdida uniforme de material con una tasa de desgaste de $42.85 \text{ mm}^2/\text{N}$. Tales resultados permitieron caracterizar los elementos de conminución, proveyendo a la empresa una base de las propiedades del material que le permiten establecer una referencia de calidad para futuras compras de estos elementos ante un más amplio abanico de proveedores.

Palabras clave — elementos de conminución, acero Hadfield, microestructura, dureza, tenacidad al impacto, desgaste abrasivo.

ABSTRACT

In the present work, the alloy that comprises the crushing elements of the crushing plant of Proinvipacífico, located in Amagá, was studied. Through an initial diagnosis of the alloy and an analysis of the operating and service conditions, the possible nature of the material as a Hadfield steel was established, which was later confirmed through a chemical composition analysis when compared with the ASTM A128 standard. The material was characterized by metallurgical studies and mechanical tests relevant to its application. A metallographic study showed a microstructure composed of an austenitic matrix of average grain size of $457\mu\text{m}$ with the presence of various precipitates. A Vickers hardness profile on the HV30 scale was performed from the work surface to the interior of the material, obtaining an average hardness of 262 ± 1.96 HV30 in the core of the alloy. An impact test yielded an average energy absorption of 59.5 J for specimens of the core, while the fractographies obtained macroscopically evidenced a mixed type and ductile type fracture in the samples of the surface and core regions of the material, respectively. Finally, a wear abrasive test showed a uniform material loss with a wear rate of $42.85 \text{ mm}^2/\text{N}$. These results allowed the company to characterize the crushing elements, providing the company with a basis of the properties of the material that allows it to establish a quality reference for future purchases of these elements with a wider range of suppliers.

***Keywords* — Crushing elements, Hadfield steel, microstructure, hardness. impact toughness, abrasive wear.**

I. INTRODUCCIÓN

Proyectos de inversión vial del pacífico (Proinvipacifico) es la empresa encargada de la construcción del proyecto autopista conexión pacífico 1. Esta empresa cuenta en su organización con una planta trituradora ubicada en las afueras del municipio de Amagá, Antioquia, la cual desempeña un papel importante para el proyecto ya que se encarga de suministrar un conjunto de materiales pétreos indispensables para la ejecución y desarrollo de la obra. La producción de dichos materiales, así como sus características y naturaleza, involucra un conjunto de trituradoras dotadas con elementos de conminución que deben poseer una elevada dureza, alta resistencia al impacto, al desgaste, así como una elevada tenacidad, que permitan la operación adecuada y continua de la planta.

Teniendo en cuenta lo anterior, este trabajo tiene como propósito llevar a cabo una caracterización química, metalúrgica y mecánica de la aleación que conforma los elementos de desgaste y conminución de la trituradora. La aleación será estudiada y analizada a través de un conjunto de muestras mediante las cuales se espera realizar una descripción completa de las propiedades mecánicas, características microestructurales y metalúrgicas que definen la aleación, obteniendo de esta manera un conjunto de especificaciones técnicas. Esto, con el objetivo de homologar los resultados con fabricantes nacionales que le permitan a la empresa por una parte ampliar el abanico de posibles proveedores garantizando los estándares de calidad de la aleación, y por otra, disminuir los costos asociados a la adquisición de este material en el exterior, el cual es el caso actual.

II. OBJETIVOS

A. Objetivo general

Caracterizar los elementos de conminución de la trituradora de mandíbula y de cono de la planta trituradora de Proinvipacífico, sede Amagá, mediante estudios metalúrgicos y ensayos mecánicos.

B. Objetivos específicos

- Determinar la composición química elemental de la aleación que conforma los elementos de conminución de la trituradora de mandíbulas y de cono.
- Evaluar la dureza, la resistencia al impacto y la resistencia al desgaste de la aleación.
- Analizar la microestructura de la aleación y relacionarla con las propiedades mecánicas evaluadas.
- Homologar los resultados obtenidos con proveedores de la industria nacional

III. MARCO TEÓRICO

Trituradoras y elementos de desgaste

La planta trituradora de Proinvipacifico, sede Amagá, cuenta con 2 trituradoras que conforman el circuito de conminución de material que se procesa y es requerido en el proyecto autopista conexión pacífico 1. La primera de ellas es la trituradora de mandíbulas sobre orugas, modelo GT 125 (**Fig. 1**), la cual es responsable de la etapa primaria del proceso de trituración. En esta etapa, el material que se desea procesar es vaciado directamente a la tolva de alimentación de la trituradora mediante el uso de vehículos de carga, o como es el caso particular de esta planta, mediante una retroexcavadora sobre orugas. Este tipo de trituradora es fundamental en dicha etapa ya que su diseño le permite manejar materiales con una variabilidad de tamaño de hasta 3 órdenes de magnitud [1], lo cual es común para materiales rocosos que provienen directamente de excavaciones y voladuras. La reducción de tamaño del material ocurre mediante una secuencia de impactos que son generados entre dos placas de la trituradora, también denominadas mandíbulas. Ambas pueden tener superficies planas o corrugadas. Una de ellas es fija y la otra móvil, siendo esta última la que imparte la fuerza de impacto contra las partículas rocosas que son sostenidas por la mandíbula fija [2], generando de esta manera una reducción de tamaño progresiva y en cierta medida definida o limitada por la apertura inferior de las placas que dan lugar a la salida del material triturado. En la **Fig. 2** se presenta un esquema de los elementos y componentes involucrados en el proceso de trituración primaria.

La trituradora de mandíbulas es efectiva en la trituración de materiales rocosos de gran tamaño; sin embargo, su capacidad se ve limitada para producir partículas más finas y de características geométricas y/o morfológicas más uniformes [2]; por esta razón se hace necesario la incorporación de la trituradora de cono al proceso de conminución.



Fig. 1. Trituradora de mandíbulas, modelo GT125

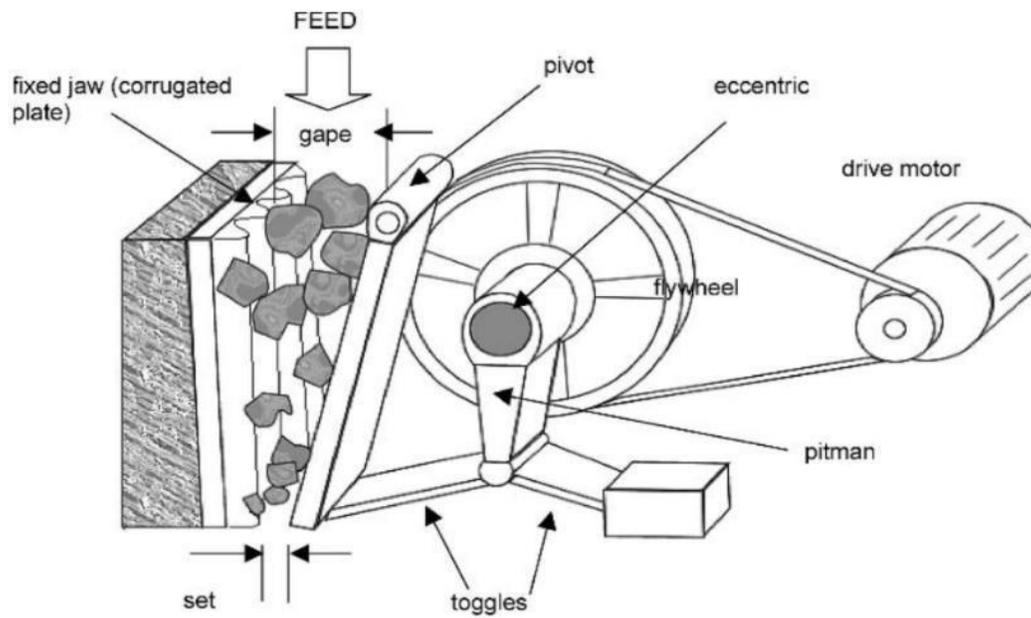


Fig. 2. Esquema de conminución en una trituradora de mandíbulas [2].

La planta posee una trituradora de cono modelo GT 200 DF (**Fig. 3**), la cual juega un papel importante en la etapa secundaria de trituración. Como se mencionó antes, este tipo de maquinaria está diseñada con el objetivo de obtener materiales triturados de granulometría más fina y morfología más homogénea, por lo que el material de salida obtenido en la etapa primaria de trituración es alimentado a la trituradora de cono normalmente mediante un sistema de bandas transportadoras. El diseño de este grupo de trituradoras básicamente consiste en un arreglo conformado por dos superficies cónicas, una de ellas denominada manto fijo y la otra manto móvil o cabeza de fractura la cual se encuentra en el interior del manto fijo (**Fig. 4**), ambas separadas entre sí por una distancia determinada según el tamaño de partícula promedio establecido por los requerimientos de la producción. El manto móvil está soportado por un arreglo mecánico que le permite girar de manera excéntrica respecto al manto fijo. El mecanismo de reducción de tamaño del material alimentado se da principalmente por un proceso de compresión al cual se encuentran sometidas las partículas rocosas entre las dos superficies de los mantos, esto combinado con la disminución cíclica de la distancia entre los mantos debido al movimiento excéntrico del manto móvil [3]. La diferencia de los ángulos y por lo tanto de la pendiente entre el ensamble de las dos superficies cónicas, permite no sólo que las partículas se deslicen y queden atrapadas continuamente sino también que sean retenidas por tiempos más prolongados lo que permite una reducción efectiva del material a tamaños de partícula más finos.



Fig. 3. Trituradora de cono modelo GT200DF

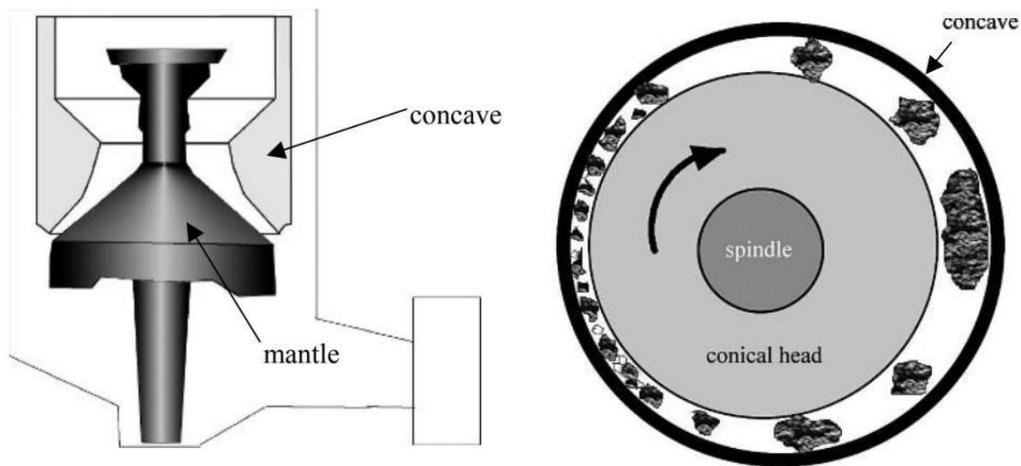


Fig. 4. Esquema del ensamble cónico y modo de conminución de la trituradora de cono [3].

Tanto las placas de la trituradora de mandíbulas como los mantos cónicos de la trituradora de cono son elementos que están sometidos a unas condiciones de trabajo severas, por lo que el uso de materiales para la fabricación de estas piezas, que presenten adecuadas propiedades mecánicas se hace indispensable. Este es el caso del acero Hadfield, material que, entre otras aplicaciones, ha sido ampliamente usado para la fabricación de los elementos de conminución de las trituradoras.

Acero austenítico al manganeso (acero Hadfield)

El acero austenítico al manganeso o también denominado acero Hadfield en honor a su desarrollador, es una aleación rica en manganeso, elemento que le confiere una alta ductilidad, tenacidad, resistencia al desgaste y capacidad de endurecimiento por deformación a este material [4], por lo que es ampliamente empleado en áreas como minería, excavaciones y trituración pétreo, perforaciones petroleras, dragado, fabricación de aceros, componentes ferroviarios, orugas para maquinaria, entre otros [5], [6]. La aleación posee una composición química nominal de hierro, carbono de 1 a 1.4 % y manganeso de 10 a 14% para una relación 1:10 [7]; otros elementos aleantes pueden estar presentes, tal como se indica en la norma ASTM A128 (TABLA I), la cual agrupa los diferentes grados de la aleación en función de su composición elemental.

TABLA I

GRADOS DEL ACERO AUSTENÍTICO AL MANGANESO SEGÚN RANGOS DE COMPOSICIÓN QUÍMICA [7].

ASTM A128 GRADO	COMPOSICIÓN, %						
	C	Mn	Cr	Mo	Ni	Si (max)	P (max)
A	1.05-1.35	11 min	----	----	---	1	0.07
B1	0.9-1.05	11.5-14	----	----	---	1	0.07
B2	1.05-1.2	11.5-14	----	----	---	1	0.07
B3	1.12-1.28	11.5-14	----	----	---	1	0.07
B4	1.2-1.35	11.5-14	----	----	---	1	0.07
C	1.05-1.35	11.5-14	1.5- 2.5	----	---	1	0.07
D	0.7-1.3	11.5-14	----	----	3-4	1	0.07
E1	0.7-1.3	11.5-14	----	0.9- 1.2	---	1	0.07
E2	1.05-1.45	11.5-14	----	1.8- 2.1	---	1	0.07
F	1.05-1.35	6-8	----	0.9- 1.2	---	1	0.07

El alto contenido de manganeso permite la estabilización del campo austenítico a temperatura ambiente, y en acción conjunta con el contenido de carbono, modifican la temperatura de inicio de transformación martensítica [8]. En la **Fig. 5**, se observa que para la composición nominal del acero Hadfield, la temperatura de transformación de la martensita (M_s) se encuentra a -195° .

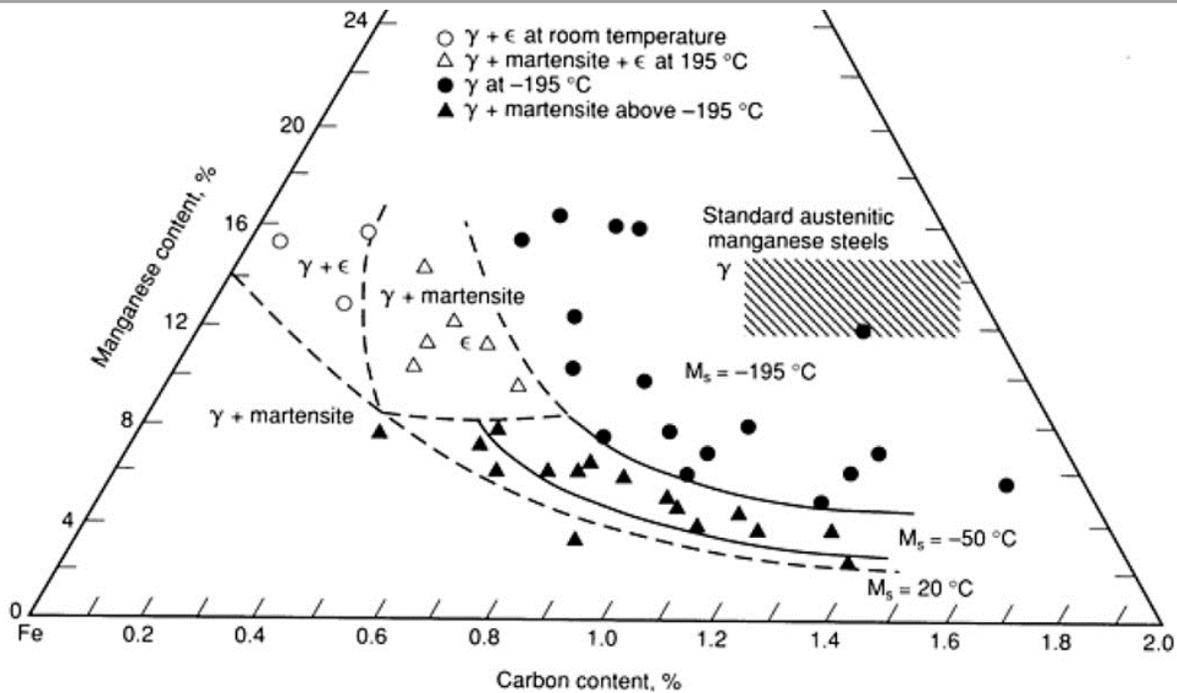


Fig. 5. Variación de M_s en función del contenido de carbono y manganeso [8].

La fabricación de este acero se suele hacer mediante el uso de hornos de arco eléctrico. La temperatura de vaciado en el molde suele ser igual o inferior a 1470°C , la cual ha demostrado ser eficiente para controlar el tamaño de grano [8]. La microestructura del acero as-cast consiste en una solución sólida de austenita, con presencia de carburos que se nuclean y precipitan en los límites de grano [9]. La formación de estos precipitados es directamente influenciada por el incremento en el porcentaje de carbono, el cual tiende a ser rechazado de la fase austenita durante el enfriamiento del material, así como por la presencia de algunos elementos aleantes como el Cr, Ni, Mo los cuales son buenos formadores de carburos. La nucleación y crecimiento de carburos también depende directamente de la tasa de enfriamiento de la aleación, por lo que a medida que aumenta el espesor de la sección transversal de la pieza fundida (**Fig. 6**), se genera un gradiente térmico entre la superficie y el interior de esta que da lugar a un flujo de calor inhomogéneo que favorece la formación de tales precipitados, conllevando de este modo a una fragilización del material [8], [10].

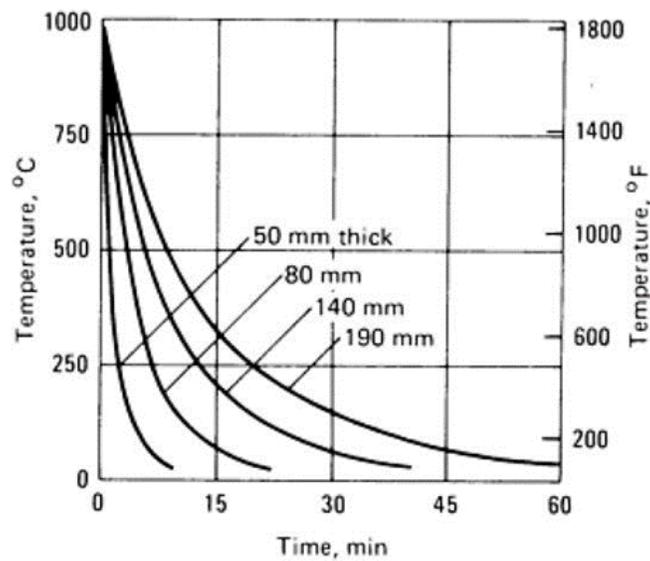


Fig. 6. Curvas de enfriamiento en función del espesor [8].

Un tratamiento térmico es llevado a cabo para aumentar la resistencia mecánica del material. Tal tratamiento consiste en realizar un recocido de solubilización, en el cual el acero es calentado entre 30 a 50°C sobre la línea A_{cm} (línea que separa las regiones de austenita/ austenita-carburos en el diagrama de fases) y es sometido a esta temperatura entre 1 y 2 horas por cada 25mm de espesor de la pieza para solubilizar completamente los carburos que puedan estar presentes en la microestructura as-cast [8], [11]. Posteriormente el material es templado en agua agitada; la tasa de enfriamiento dependerá tanto de la conductividad térmica de la aleación como de su espesor y geometría. Este tratamiento térmico permite obtener una microestructura compuesta por una matriz austenítica homogénea [12] (**Fig. 7**), y si hay presencia de carburos, estos se presentan como partículas finas al interior de los granos de austenita, y no como cúmulos aciculares en los límites de grano, lo que va en detrimento de las propiedades mecánicas del acero.

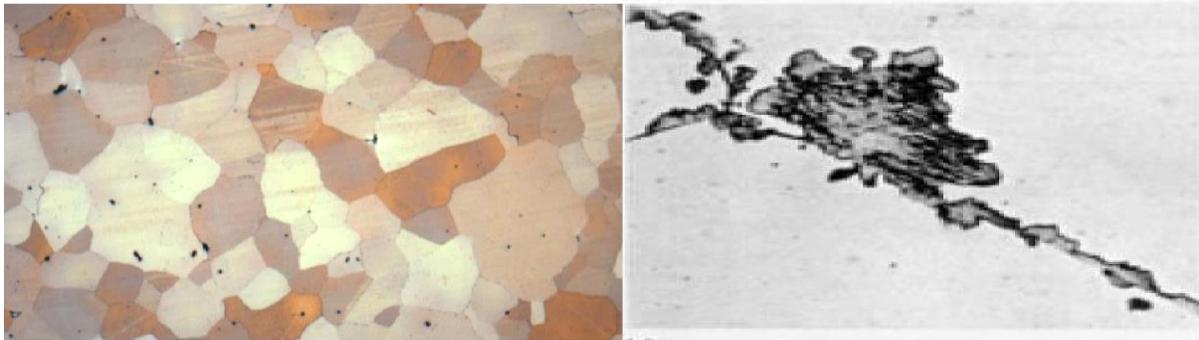


Fig. 7. Izquierda: microestructura de austenita tras temple con carburos finos al interior de los granos. Derecha: cúmulo de carburos en los límites de grano (as-cast) [6], [8].

La dureza del acero Hadfield tras el temple es de aproximadamente 200-220 HB [6], [13]; sin embargo, puede ser incrementada a 500 HB en servicio debido al endurecimiento por deformación. La dureza máxima alcanzada es función de la composición química (porcentaje de carbono y contenido de aleantes) así como de la frecuencia y magnitud de las cargas aplicadas. El endurecimiento por deformación o por trabajo en frío, es el incremento en la resistencia mecánica de un material debido a la deformación plástica. El endurecimiento ocurre por la formación de dislocaciones y la interacción de estas entre sí y con otros defectos de red como los límites de grano y líneas de deslizamiento [10]. Esto, junto con la formación de maclas y fallas de apilamiento, son los mecanismos propuestos como responsables de la gran capacidad de endurecimiento por deformación que posee el acero austenítico al manganeso [8].

En la **TABLA II** se muestran algunos de los efectos que tienen los diferentes aleantes en el acero austenítico al manganeso.

TABLA II
ELEMENTOS ALEANTES Y SUS EFECTOS EN EL ACERO HADFIELD [14].

Elemento	Efecto
Carbono	Mejores propiedades mecánicas en 1.1-1.3%. En contenidos mayores favorece a los carburos. Contenido menor que 1.1% mejora ductilidad, pero disminuye resistencia a la abrasión
Manganeso	Promotor y estabilizador de austenita

Silicio	Entre 1-2% incrementa el límite elástico. Si menor que 0.1% disminuye fluidez del metal fundido
Cromo	Incrementa el límite elástico. Es formador de carburos, disminuye ductilidad
Molibdeno	Entre 0.5-2% mejora tenacidad, retarda precipitación de carburos durante tratamiento térmico, incrementa capacidad de endurecimiento por deformación
Níquel	Entre 2-4% estabiliza la austenita, incrementa ductilidad y disminuye límite elástico

IV. METODOLOGÍA

Diagnóstico del material

Se inspeccionó visualmente el material, analizando sus características geométricas y dimensionales, así como infiriendo sus propiedades mecánicas al relacionarlo con su contexto de servicio. Posteriormente se realizó una búsqueda de información técnica del material en bases de datos para consolidar un fundamento teórico respecto a la aleación de estudio.

Extracción de las muestras

La empresa puso a disposición para este estudio una mandíbula de la trituradora, la cual ya había cumplido su tiempo de servicio. La naturaleza del material, así como sus dimensiones, supusieron un reto inicial para la obtención de una muestra, ya que no cualquier método de corte era adecuado puesto que se podría ocasionar daños a la herramienta de corte, así como afectaciones a la microestructura y por lo tanto a las propiedades mecánicas del material. Sin embargo, y debido a las limitaciones de herramientas de corte adecuadas así como a la dificultad de manipular y transportar la mandíbula, se optó por realizar un conjunto de cortes, inicialmente mediante un equipo de corte oxiacetilénico, y luego mediante una pulidora, los cuales tenían el propósito de reducir el tamaño de la pieza paulatinamente, lo cual permitiría por una parte la adecuada manipulación de esta, y por otra, disminuir posibles variaciones microestructurales como consecuencia de afectaciones térmicas en las muestras que posteriormente serían analizadas. Todo

el proceso fue realizado por períodos de corte de aproximadamente 5 segundos con un suministro permanente de agua sobre la región de contacto directo entre la mandíbula y la herramienta de corte para controlar y minimizar el calentamiento de la aleación como producto de la combustión del oxígeno y el acetileno, así como por la fricción generada entre los discos y la placa. Los cortes realizados se muestran en la **Fig. 8**.

Una vez se obtuvo una porción de la mandíbula con un tamaño y peso que permitía su adecuada manipulación, se seccionó una región del material de manera longitudinal y transversal para extraer dos muestras metalográficas. A continuación, se cortaron dos porciones más de la mandíbula, una de las cuales se usó para la fabricación de 3 probetas Charpy, y la restante fue usada para realizar un análisis de composición química, así como un ensayo de dureza. Las muestras fueron limpiadas superficialmente mediante discos de pulido y de alambre para eliminar capas de productos de corrosión y de suciedad que se acumularon sobre la superficie de la mandíbula como resultado de su exposición prolongada a la intemperie, con el propósito de evitar variaciones en las pruebas realizadas como consecuencia del efecto de agentes externos al sistema de estudio. Durante todo el proceso tanto de corte como de limpieza se garantizó el suministro constante de agua como medio de refrigeración.



Fig. 8. Proceso de extracción de las muestras. a) Corte con equipo de oxiacetileno. b) Corte con pulidora

Análisis de composición química

La composición química de la aleación fue determinada mediante el equipo de espectrometría de emisión óptica Bruker Q8 Magellan (**Fig. 9**) del laboratorio de fundición de la Universidad de Antioquia, el cual proporcionó un análisis cualitativo y cuantitativo de los elementos que conforman la aleación.



Fig. 9. Espectrómetro de emisión óptica

Nota: fuente <https://www.bruker.com>.

Análisis microestructural

Las dos muestras cortadas longitudinal y transversalmente respecto de la mandíbula fueron montadas en una matriz de baquelita de sección transversal cilíndrica como se muestra en la **Fig. 10**. Las muestras fueron pulidas en húmedo con papel abrasivo de manera secuencial, iniciando con un tamaño de grano número 600 hasta número 1600. Luego fueron pulidas por paño con una solución de alúmina con partículas de $2\mu\text{m}$ de tamaño hasta obtener un acabado superficial tipo espejo. Inicialmente las muestras fueron observadas sin atacar químicamente, en un microscopio óptico Nikon ECLIPSE MA100 (**Fig. 11**). A continuación, las muestras se atacaron con una solución de picral al 4% para revelar las características microestructurales de la aleación, obteniendo un conjunto de micrografías en la serie de aumentos del equipo, 5X, 10X, 20X, 50X, 100X, correspondientes a $500\mu\text{m}$, $250\mu\text{m}$, $100\mu\text{m}$, $50\mu\text{m}$ y $25\mu\text{m}$ respectivamente. El tamaño de

grano fue determinado haciendo uso del software libre de análisis imagen Image J a través del método de la longitud del intercepto promedio (**Fig. 12**), el cual consiste en establecer la magnificación de la micrografía, trazar un conjunto de líneas al azar sobre la micrografía, definir el número de límites de grano que intercepta cada línea, así como la longitud de estas, y mediante la ecuación 1 se calculó el diámetro de grano promedio [15]

$$l = \frac{Lt}{P} \quad (1)$$

Donde l : longitud de intercepto promedio (tamaño de grano promedio), Lt : longitud total de las líneas trazadas, P : total de límites de grano interceptados por las líneas.



Fig. 10. Muestra metalográfica.



Fig. 11. Microscopio óptico Nikon ECLIPSE MA100 .

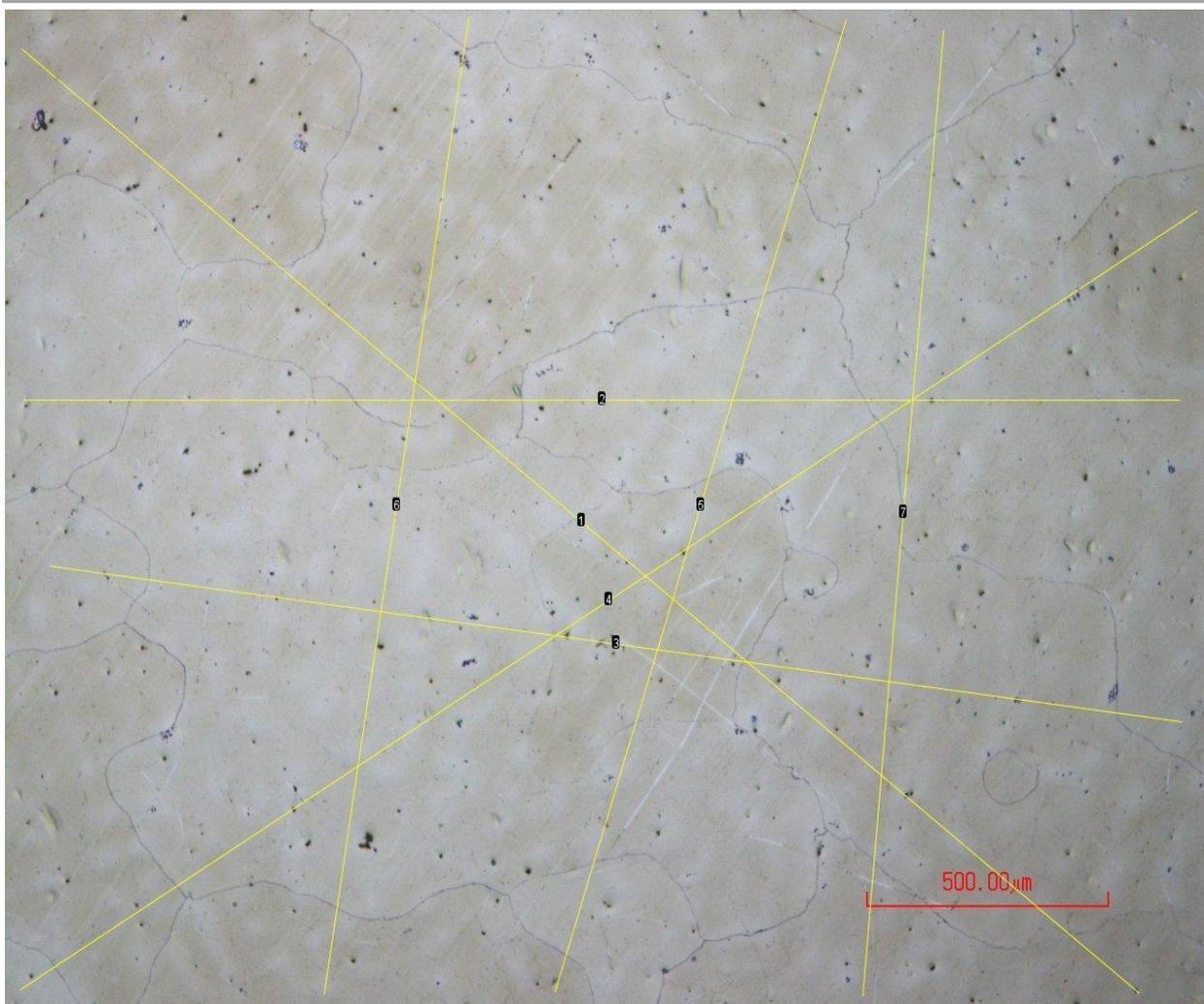


Fig. 12. Método de la longitud de intercepto promedio, micrografía a 5X.

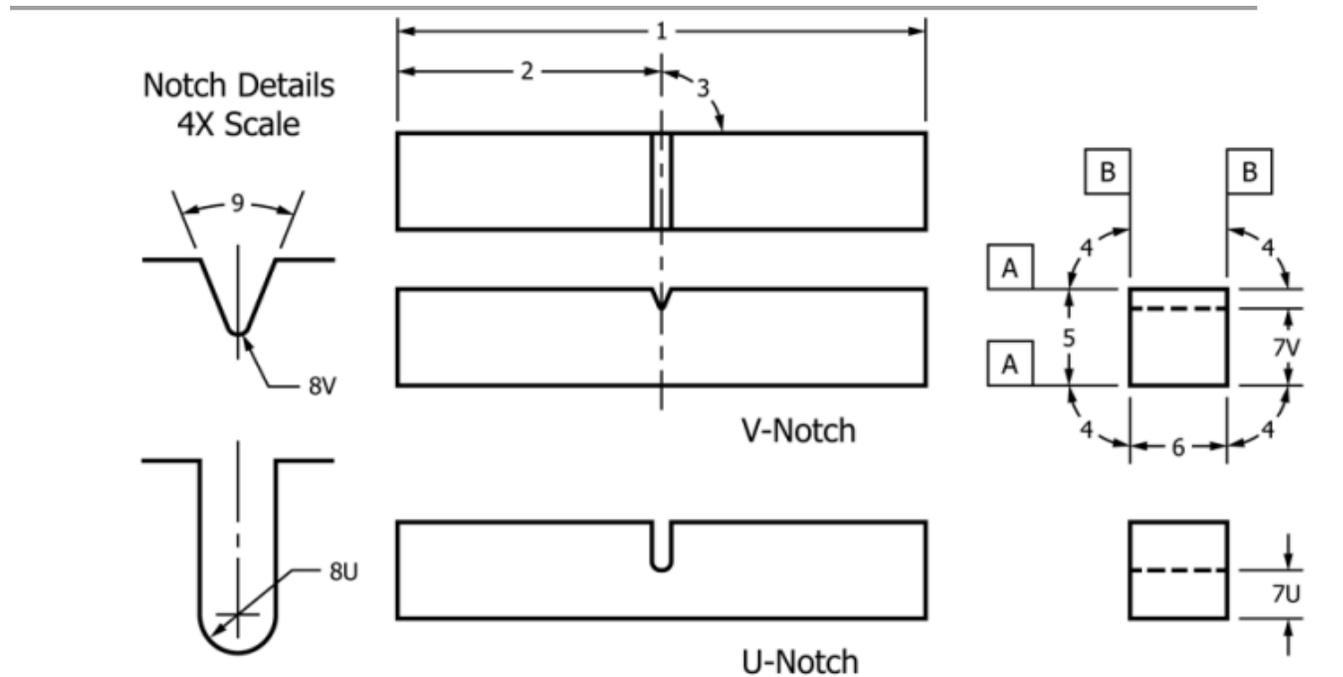
Ensayos mecánicos

Tres probetas tipo Charpy fueron fabricadas mediante un equipo de corte por hilo CNC de referencia ACT SPARK FW1 (**Fig. 13**), con la geometría y dimensiones mostradas en la **Fig. 14**, según lo establecido en la norma ASTM E23-16b. Este tipo de corte por electroerosión permite obtener tolerancias dimensionales ajustadas, a la vez que evita el calentamiento del material controlando de esta manera posibles variaciones microestructurales y por lo tanto modificaciones en las propiedades mecánicas. El ensayo de impacto fue realizado a temperatura ambiente, en una máquina de impacto tipo péndulo (**Fig. 15**). Inicialmente se calibró el equipo de tal manera que las pérdidas energéticas por fricción fueran inferiores al 0.4% del rango de la escala del equipo según

lo indica la norma [16]. A continuación, las probetas fueron montadas y fracturadas; los datos de energía de impacto fueron reportados para calcular la tenacidad a la fractura. Posteriormente, las muestras fueron fotografiadas en su superficie de fractura para analizar macroscópicamente el mecanismo de fractura que tuvo lugar en el ensayo de impacto.



Fig. 13. Equipo de corte por hilo CNC ACT SPARK FW1.



ID Number	Description	Dimension	Tolerance
1	Length of specimen	55 mm	+0/-2.5 mm
2	Centering of notch		±1 mm
3	Notch length to edge	90°	±2°
4	Adjacent sides angle	90°	±0.17°
5	Width	10 mm	±0.075 mm
6	Thickness	10 mm	±0.075 mm
7V	Ligament length, Type V	8 mm	±0.025 mm
7U	Ligament length, Type U	5 mm	±0.075 mm
8V	Radius of notch, Type V	0.25 mm	±0.025 mm
8U	Radius of notch, Type U	1 mm	±0.025 mm
9	Angle of notch	45°	±1°
A	Surface finish requirements	2 μm (Ra)	≤

Fig. 14. Geometría y dimensiones de las probetas de impacto [16].



Fig. 15. Máquina tipo péndulo para ensayo de impacto

Nota: fuente <https://cmsmetrology.jimdo.com/>

Un ensayo de dureza fue llevado a cabo en la escala HV30 mediante un equipo NOVOTEST TB-BRV-D (**Fig. 16**). Los parámetros utilizados fueron una carga de 30Kg durante un tiempo de sostenimiento de 10 s, según la norma ASTM E92-17 [17]. El ensayo se hizo por duplicado a lo largo de un conjunto de distancias establecidas desde la superficie de la muestra, la cual hace parte de la zona de trabajo de la mandíbula, hacia el interior de esta, obteniendo así un perfil de dureza. En la **Fig. 17** se observa la dirección del perfil sobre la sección transversal de la muestra.



Fig. 16. Durómetro Novotest TB-BRV-D.

Nota: fuente <http://novotest.biz>

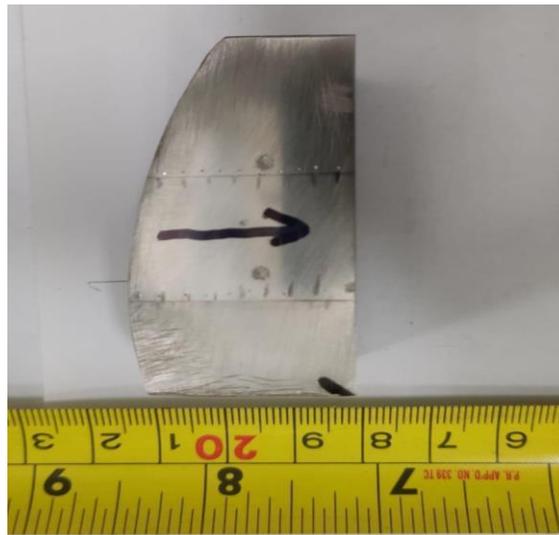


Fig. 17. Dirección del perfil de dureza desde la superficie de trabajo hacia el interior de la mandíbula.

Un ensayo de desgaste abrasivo fue llevado a cabo según la norma I.S EN 1071 – 6:2007 bajo el método de prueba de calotest (**Fig. 18**) en el cual una esfera de acero sobre la que se deposita una gota de una solución abrasiva es girada mediante el equipo aplicando una fuerza normal contra la superficie del material estudiado, en el cual se forma un cráter o huella de desgaste, lo que permite determinar la tasa de desgaste de material. Se preparó una muestra de 5 mm de espesor y 25 mm de diámetro (**Fig. 19**), la cual fue cortada mediante un equipo de torno CNC y posteriormente pulida por vía húmeda mediante papel abrasivo para obtener una superficie plana y con un acabado superficial que permita identificar visualmente las marcas de desgaste de la prueba. El ensayo se realizó por triplicado buscando obtener repetibilidad en los resultados. A continuación, la muestra fue observada a través de un microscopio óptico invertido de referencia Carl Zeiss axio vert A.1 con un analizador de imagen zen 3.0; mediante este dispositivo se midió el diámetro de las respectivas huellas de desgaste, se obtuvo un diámetro promedio el cuál fue empleado para calcular el la tasa de desgaste según la ecuación 2:

$$K = \frac{M}{WL} \quad (2)$$

Donde K : tasa de desgaste, M : volumen de material removido, W : fuerza normal de la esfera sobre la superficie de prueba y L : distancia lineal recorrida por la esfera del equipo.



Fig. 18. Equipo para ensayo de desgaste abrasivo, método calotest.

Nota: Fuente <https://www.directindustry.es/>



Fig. 19. Muestra para ensayo abrasivo, 5 mm x 25 mm.

V. RESULTADOS Y ANÁLISIS

Composición química

En la **Fig. 20** se presenta la composición química de la muestra, la cual consta de un resultado cualitativo y cuantitativo al indicar los elementos que conforman la aleación, así como los porcentajes de cada uno de estos. Al observar el porcentaje en peso de cada uno de los elementos, tanto de la muestra analizada como del estándar presentado en la tabla I, es claro que hay una correspondencia entre los valores establecidos para elementos como el carbono, el cual con su valor promedio de 1.326% se encuentra en el rango del estándar (1.05-1.35%). De igual manera se observa que los elementos silicio y fósforo no superan los valores máximos permitidos. Sin embargo, dos valores elementales en particular se destacan; el primero de ellos es el porcentaje de cromo (2.234%), valor que indicaría que la aleación corresponde al grado C establecido en el estándar [18]. El segundo y más notorio es el porcentaje del aleante principal, es decir el manganeso, el cual presenta un porcentaje en peso promedio de 17.4%, valor muy superior a cualquiera de los rangos establecidos para los diferentes grados que agrupa el estándar.

La **TABLA III** muestra de manera resumida esta comparación elemental previamente descrita.

	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %	Cu %	Al %
1.	1.358	0.746	17.33	0.048	0.0042	2.236	0.031	0.061	0.027	0.018
2.	1.298	0.733	17.31	0.045	0.0037	2.216	0.030	0.061	0.028	0.022
3.	1.321	0.745	17.57	0.051	0.0033	2.249	0.033	0.061	0.027	0.022
∅	1.326	0.741	17.40	0.048	0.0037	2.234	0.031	0.061	0.027	0.021
σ	0.030	0.0072	0.145	0.0030	0.00045	0.017	0.0016		0.00071	0.0023
υ	2.262	0.972	0.833	6.250	12.16	0.761	5.161		2.630	10.95

	Sn %	Ti %	V %	Fe %
1.	0.0059	0.018	0.029	78.08
2.	0.0059	0.014	0.028	78.21
3.	0.0063	0.013	0.032	77.87
∅	0.0060	0.015	0.030	78.05
σ	0.00023	0.0026	0.0021	0.172
υ	3.833	17.33	7.000	0.220

Fig. 20. Composición química de la muestra

TABLA III
COMPARACIÓN COMPOSICIÓN QUÍMICA

Elemento	C	Mn	Cr	Mo	Ni	Si	P
Muestra	1.326	17.4	2.23	0.031	0.061	0.741	0.048
ASTM A128	1.05-1.35	11.5-14	1.5-2.5	-	-	1.0 máx.	0.07max

Análisis microestructural

Como se muestra en la **Fig. 12**, el método de la longitud de intercepto promedio fue utilizado para determinar el tamaño de grano promedio. Se trazaron 7 líneas al azar sobre la micrografía, cada una de estas fue medida con el software de análisis de imagen y la cantidad respectiva de interceptos de cada línea fue determinada. En la **TABLA IV** se presentan los valores numéricos de los parámetros anteriormente descritos. Mediante la ecuación 1 se obtuvo un tamaño de grano promedio de 457 μm , siendo este un tamaño común para aleaciones que han sido sometidas a un tratamiento térmico de solubilización de carburos [19], en el cual, fenómenos de difusión ocurren tanto para los compuestos precipitados como para los límites de grano, los cuales son regiones de alta energía superficial al ser zonas de transición entre granos, por lo tanto estos tienden a crecer por el movimiento atómico en función del tiempo y de la temperatura.

TABLA IV
PARÁMETROS DE LA LONGITUD DEL INTERCEPTO PROMEDIO

Línea	Interceptos	Longitud de línea (μm)
1	6	2896.91 ± 0.01
2	6	2384.52 ± 0.01
3	4	2352.18 ± 0.01
4	6	2828.07 ± 0.01
5	6	1908.39 ± 0.01
6	4	1843.61 ± 0.01
7	3	1807.68 ± 0.01
Total	35	16021.35 ± 0.01

En la **Fig. 21** se observa de manera general que la microestructura está conformada por una matriz austenítica y por precipitados que se encuentran distribuidos en el interior de los granos austeníticos, pero también a lo largo de los límites de grano. Es posible identificar una amplia red de carburos sin disolver al interior de los granos, los cuales, debido a la presencia de elementos en la composición química con alta capacidad formadora de carburos, podrían estar conformados principalmente por complejos del tipo F-Mn-C, Cr-C [20] . Estos carburos precipitados, por su tamaño y morfología, actúan como refuerzo de la matriz austenítica [21].

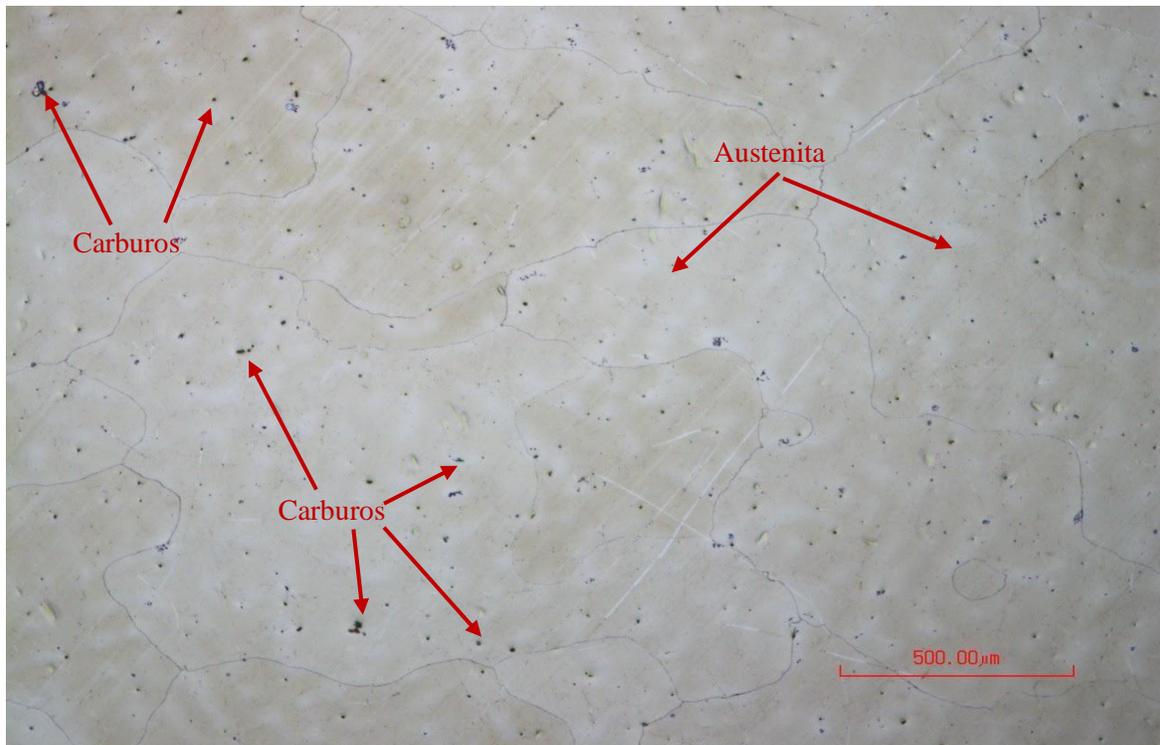


Fig. 21. Micrografía óptica, acero austenítico al manganeso. Carburos dispersos en la matriz austenítica.

Al examinar de una manera más detallada la microestructura del material, en la **Fig. 22** se observa la presencia de algunas maclas en los granos austeníticos. Este maclado mecánico, que consiste en el desplazamiento conjunto de bloques constituidos por átomos respecto a un plano de maclado y que da como resultado una deformación plástica en el interior de los granos austeníticos, podría ser causado por las altas tasas de esfuerzos impartidos al material, lo cual se corresponde con las condiciones de servicio tanto de la mandíbula como de los mantos cónicos de ambas trituradoras. Por otra parte, la presencia de estas maclas podría considerarse como un defecto de red que actúa como un refinador del tamaño de grano, ya que su formación en el interior de los granos conlleva a que los límites de macla actúen como subdivisiones de los granos existentes y por lo tanto representan nuevas y más estrechas barreras ante el movimiento de las posibles dislocaciones presentes, generando de esta manera un aumento en propiedades mecánicas como la tenacidad a la fractura, la dureza y el esfuerzo de fluencia.

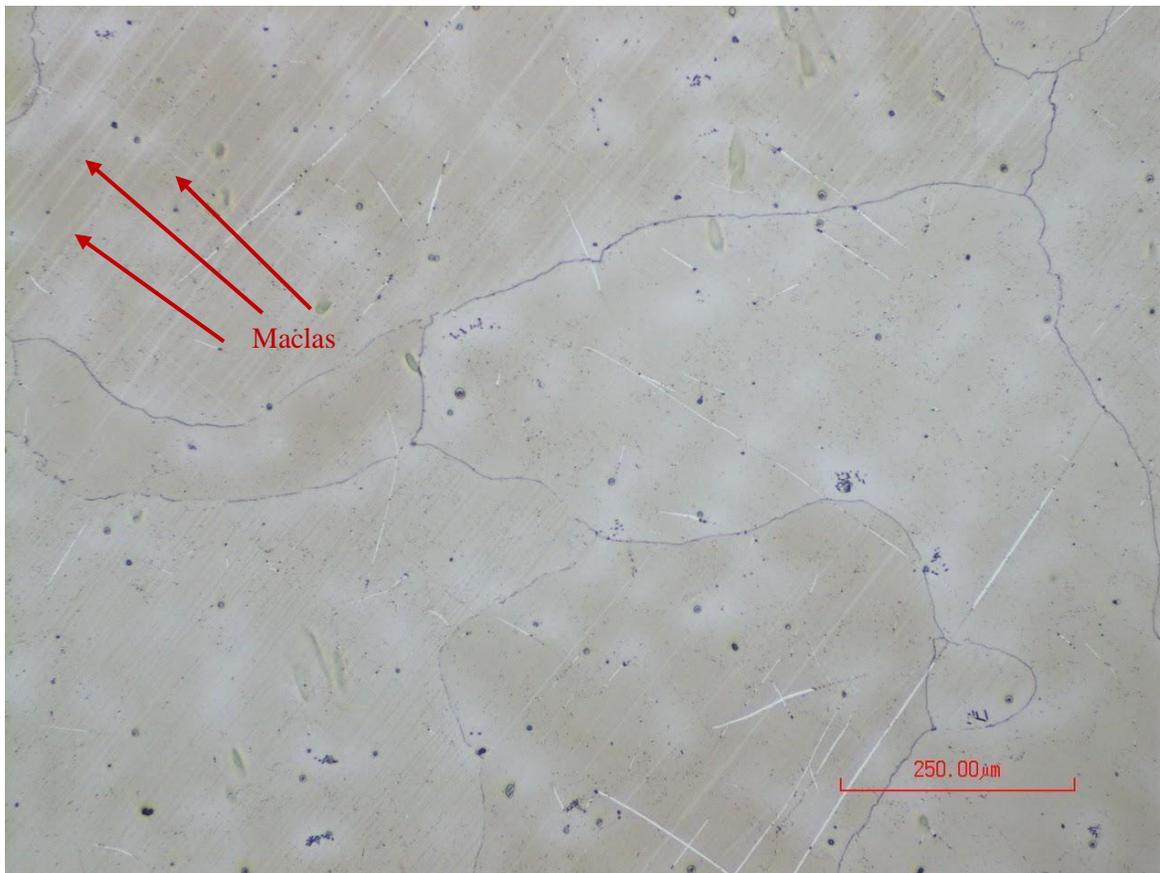


Fig. 22. Maclas en algunos granos austeníticos

Otras características microestructurales se muestran en la **Fig. 23**. En estas se puede observar la presencia de diversos precipitados de diferente naturaleza distribuidos en varias zonas de la matriz austenítica. En la **Fig. 23.a** se observa una colonia de precipitados de morfología globular y elongada concentrados en el límite de grano y en zonas inmediatamente adyacentes. Pero tal vez la característica más destacada es su coloración azulada grisácea, la cual es indicativa de que se trata de precipitados de sulfuro de manganeso [22], debido al alto contenido de este elemento (Mn) y a la afinidad del azufre para reaccionar con él. De igual manera, este tipo de precipitados se observa en algunas colonias en el interior de los granos de austenita, como se muestra en la **Fig. 23.b**

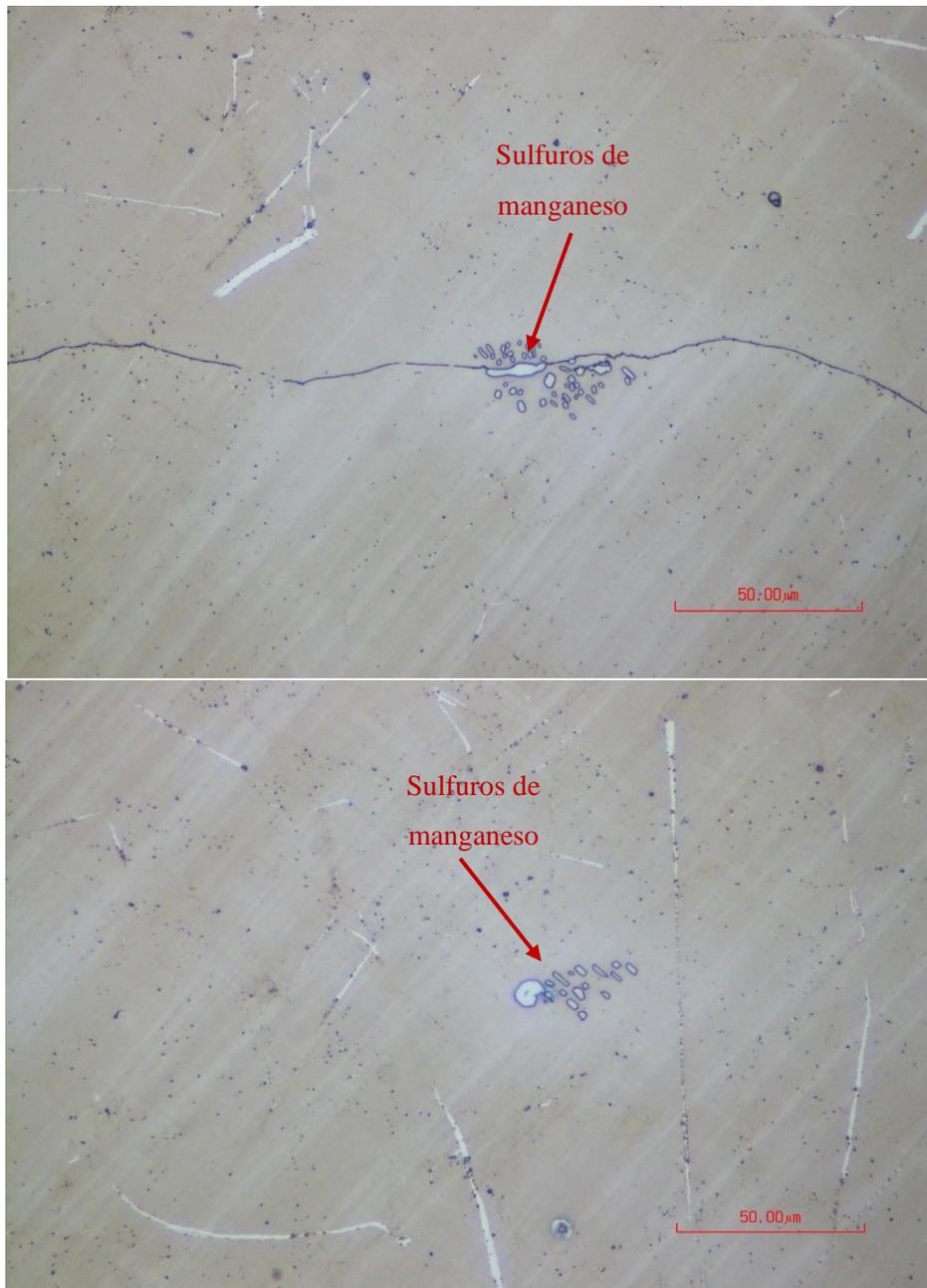


Fig. 23 . Precipitados de MnS en a) límite de grano y b) interior del grano.

En la **Fig. 24** se observa otro tipo de precipitado de morfología más globular que los anteriormente descritos. Estos precipitados se encuentran con menor frecuencia a lo largo de la matriz austenítica, sin embargo son notables por su coloración purpúrea grisácea, característica que sugiere que puede tratarse de partículas de alúmina (Al_2O_3) y aluminatos [22], las cuales se forman como producto de

la reacción entre el aluminio y el oxígeno, ya que precisamente el aluminio actúa como agente desoxidante del acero, por lo que se adiciona en bajos porcentajes para controlar el contenido del elemento gaseoso. Un porcentaje de aluminio superior al 5% puede tener efectos adversos sobre la fase austenítica, dificultando su estabilización a temperatura ambiente [22].

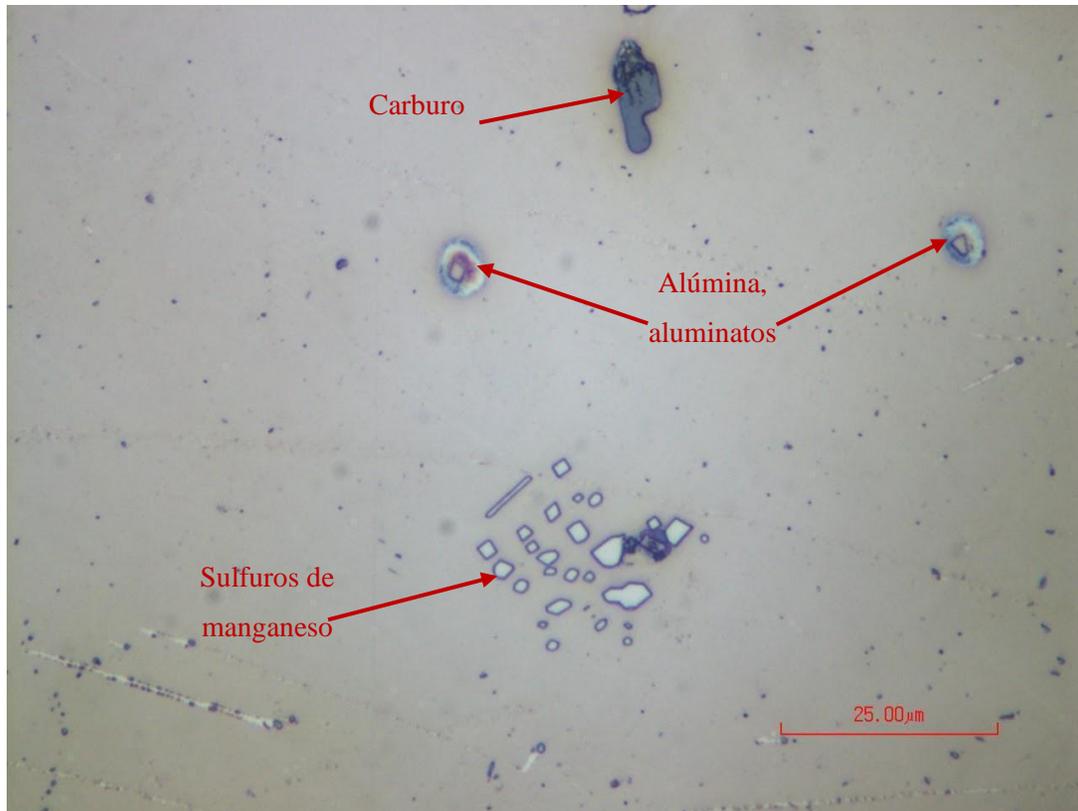


Fig. 24. Precipitados de diferente naturaleza en la matriz austenítica.

Propiedades mecánicas

Dureza

En la **TABLA V** se muestra los valores de dureza en la escala HV30, obtenidos al realizar un perfil de mediciones tomando como referencia la superficie de trabajo de la mandíbula para posteriormente hacer un barrido transversal hacia el interior de la muestra, tal como se indica en la **Fig. 17**. Esta información se presenta de manera gráfica en la **Fig. 25**. Como se puede observar,

hay un perfil de durezas que varía en función de la profundidad. La mayor dureza se presenta en la zona inmediatamente adyacente a la superficie de trabajo (1 mm), con un valor promedio de 377.3 ± 16.5 el cual puede estar relacionado con diferentes factores. El primero de ellos es que la zona de trabajo puede presentar una mayor deformación plástica localizada debido al impacto cíclico de los elementos de conminución con los materiales rocosos que son triturados. Los impactos pueden generar esfuerzos cortantes en el interior del material y conllevar de esta manera a la formación de maclas según lo indica la microestructura, y como consecuencia al refinamiento de grano. Otro de los factores que puede explicar la dureza superficial, es que esta zona, durante el enfriamiento posterior al tratamiento térmico de solubilización de carburos, es la que presenta una mayor tasa de enfriamiento al estar en el exterior y entrar en contacto directo con el medio utilizado, por lo que la rápida reducción de la temperatura en la superficie es óptima para que el C y el Cr permanezcan retenidos en solución sólida, contribuyendo de esta manera al mejoramiento de las propiedades mecánicas, en este caso de la dureza. Este valor de dureza superficial claramente contrasta con los valores de dureza obtenidos en el interior de la muestra, los cuales tienden en principio a disminuir y luego parece que hay una región donde la dureza se estabiliza, específicamente entre los 10.6 y 17.8mm de distancia respecto de la superficie, en la cual la dureza oscila entre 260 y 265 HV30 con un valor promedio de 262 ± 1.96 . Esta dureza es similar a las reportadas en la literatura [23]. En esta zona interna, podría esperarse que el gradiente de enfriamiento posterior al tratamiento térmico de solubilización sea menor que en el exterior del material, como consecuencia del aumento del espesor de la pieza, por lo que es probable que una mayor cantidad de átomos de C y Cr no sean solubilizados en los intersticios y vacancias de la matriz austenítica, disminuyendo en cierto grado la dureza de esta fase. Finalmente se observa que, en el otro extremo de la muestra, la dureza tiende a incrementar nuevamente. Esta región no es una zona directa de trabajo, por lo que dicho incremento podría estar relacionado a un endurecimiento por deformación como consecuencia del proceso mecánico de corte para la extracción de la muestra.

TABLA V
PERFIL DE DUREZA HV30

Distancia desde la superficie (mm)	Dureza promedio
1	377.3 ± 16.5
3.4	305.6 ± 3.6
5.8	279.4 ± 15.6
8.2	278.5 ± 10.6
10.6	260.9 ± 13.6
13	262.2 ± 10.6
15.4	260.7 ± 4.7
17.8	265.6 ± 6.1
20.2	285.3 ± 10.3
22.6	295.6 ± 5.9

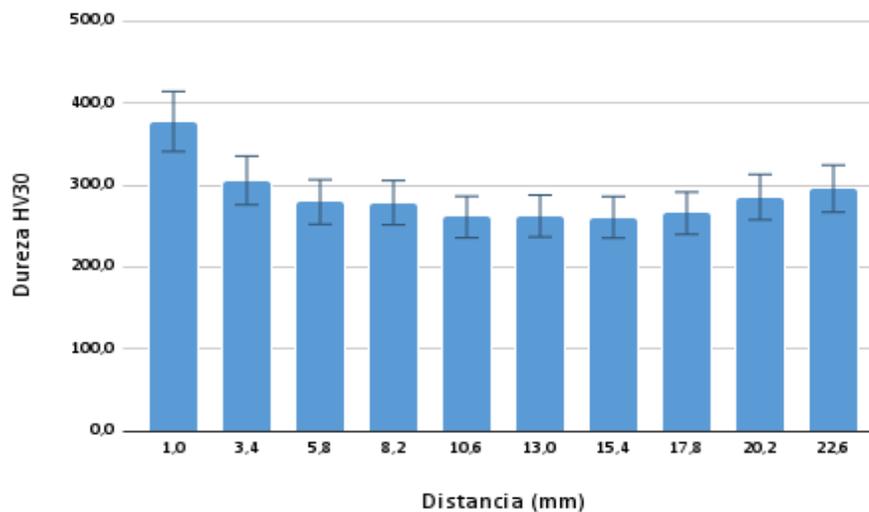


Fig. 25. Variación de la dureza en función de la profundidad respecto de la superficie de trabajo.

Ensayo de impacto

En la **TABLA VI** y en la **Fig. 26** se presentan los resultados obtenidos del ensayo de impacto. Como se puede observar, en términos de energía de impacto, la muestra 1 absorbió menos energía (25 J) que las muestras 2 y 3 (61 J y 58 J respectivamente). Esto podría explicarse teniendo en cuenta el resultado de la medición de dureza descrito previamente, ya que la muestra 1 se extrajo de la zona adyacente a la superficie de trabajo de la mandíbula, la cual presentó la mayor dureza en el perfil realizado. Por lo tanto, y teniendo en cuenta los mecanismos de endurecimiento ya descritos, se esperaría que entre mayor sea la dureza del material, este tenga menos capacidad de

deformación plástica y por lo tanto de absorción de energía, tal y como se evidencia en los resultados. De igual forma, la probeta 2 para el ensayo de impacto fue cortada de la región interior de la muestra utilizada para la medición de la dureza, por lo que se podría relacionar la energía de impacto absorbida por la muestra 2, la cual fue de 61 J, y la dureza obtenida en el rango de distancias correspondiente al núcleo de la muestra, en el cual, y como se describió anteriormente, tiende a ser homogénea. Esta mayor absorción de energía puede estar asociada a la ductilidad de la matriz austenítica, como consecuencia de una menor cantidad de átomos de C y Cr en solución sólida, por lo que las dislocaciones presentes en la red cristalina tendrían menos obstáculos para desplazarse dentro de los granos austeníticos, permitiendo de esta manera una mayor deformación plástica del material previo a su fractura. Siguiendo el mismo paralelismo establecido anteriormente, la muestra 3 que fue extraída de la zona externa opuesta a la superficie de trabajo de la mandíbula, absorbió levemente menor energía (58 J) en comparación con la muestra 2, lo cual puede estar relacionado con el ligero aumento de la dureza de dicha región tal como se evidencia en la **Fig. 25**, a partir de 20.2mm de distancia respecto de la superficie de trabajo. Sin embargo, los valores de 61 y 58 J de las muestras 2 y 3 respectivamente, posiblemente tengan una relevancia significativa ya que valores similares de energía absorbida en probetas Charpy en la ejecución de ensayos de impacto de aceros Hadfield fundidos y tratados térmicamente, han sido reportados en diferentes investigaciones [23], en las cuales se ha estudiado, entre otras, la dureza y la resistencia al impacto de este material bajo tales condiciones de procesamiento y sin ningún tipo de trabajo mecánico, por lo que estos valores de dureza y energía absorbida podrían ser considerados como valores de referencia, si se tiene en cuenta que las muestras que arrojaron dichos resultados, pertenecen a la región interna o núcleo de la mandíbula, la cual, como fue descrito previamente, podría conservar las características y propiedades de la aleación en su condición “estándar”.

TABLA VI
RESULTADOS ENSAYO DE IMPACTO

Muestra	Área sección transversal (mm ²)	Energía absorbida (J)	Tenacidad a la fractura (J/mm ²)
1	100	25	0.25
2	100	61	0.61
3	100	58	0.58
Promedio energía absorbida (J)		48 ± 16	
Promedio energía absorbida en el núcleo (J)		59.5 ± 1.5	

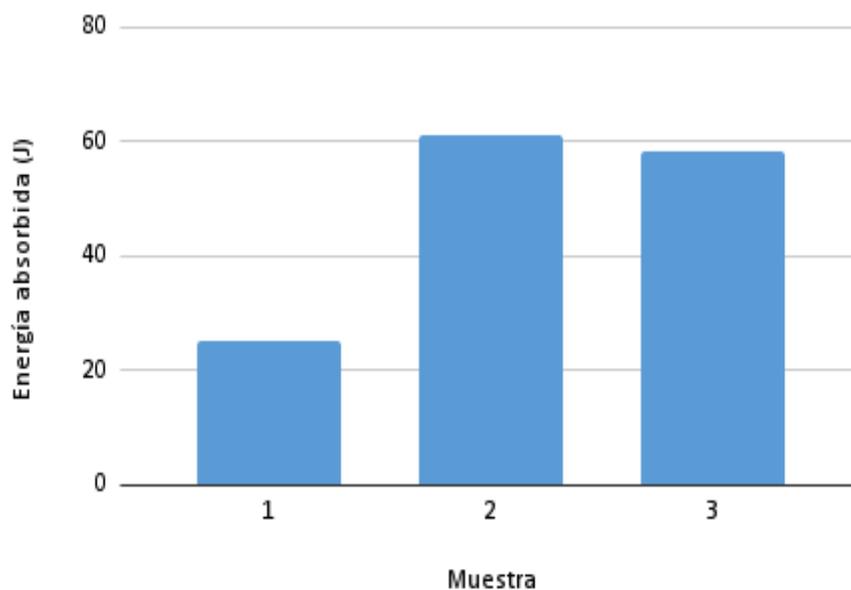


Fig. 26. Variación de la dureza en función de la profundidad respecto de la superficie de trabajo

Análisis de fractura

En la **Fig. 27** se presenta la superficie de fractura de las muestras 1, 2 y 3. Como se observa en la figura **Fig. 27.a**, la cual corresponde a la muestra 1, hay evidencia macroscópica de una fractura mixta, es decir, hay presencia de mecanismos de fractura dúctil y frágil, caracterizados por una parte, por regiones de apariencia granular (fractura frágil) distribuidas en toda la sección transversal de la muestra tal como se resalta en la figura, y por otra parte, regiones de apariencia fibrosa (fractura dúctil) con indicaciones de deformación plástica que rodean las zonas granulares. Este comportamiento ante la fractura por presencia de una entalla se ajusta a lo esperado teniendo en

cuenta que esta muestra fue extraída de la zona de la mandíbula que presentó mayor dureza, así como la menor absorción de energía en el ensayo de impacto.

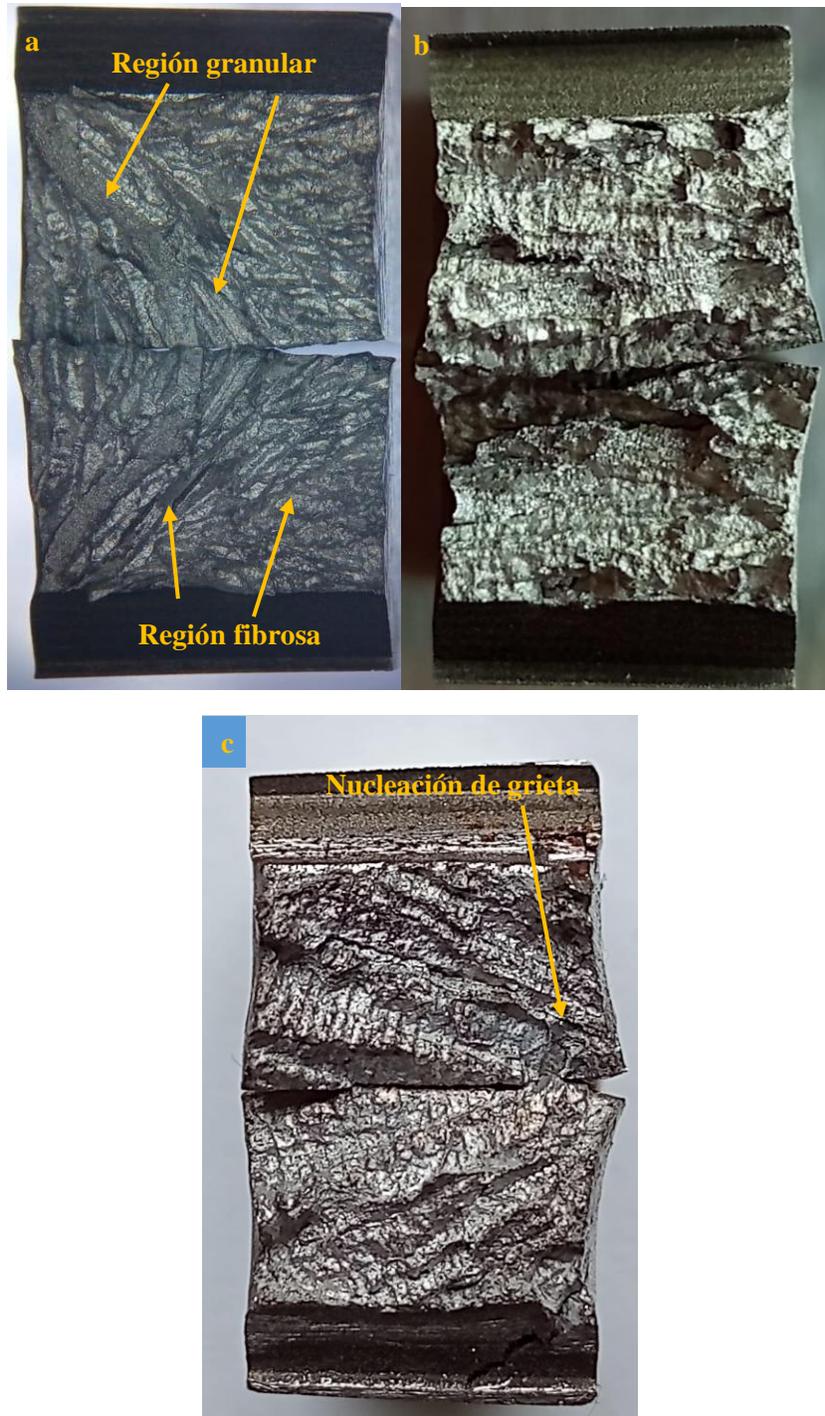


Fig. 27. superficies de fractura de las muestra a) 1, b) 2, c) 3.

Ahora bien, en las **Fig. 27.b** y **27.c** se observan las superficies de fractura de las muestras 2 y 3 respectivamente, las cuales presentan indicaciones de una fractura tipo dúctil, con características superficiales de apariencia fibrosa que abarcan toda la sección transversal, así como una notoria deformación plástica que deja evidencias de la formación de múltiples cavidades que crecieron y coalescieron hasta la ruptura del material. Un aspecto que evidencia la deformación plástica es la expansión lateral sufrida por la muestra número dos (**Fig. 28**), cuya medida se presenta en la **TABLA VII**. Este comportamiento y características pueden estar íntimamente relacionados con las propiedades de tenacidad y ductilidad de la matriz austenítica, así como con los resultados de dureza y absorción de energía evidenciados en la descripción de los respectivos ensayos para las muestras 2 y 3. En la superficie de fractura mostrada en la **Fig. 27.c** hay marcas que sugieren el sitio de nucleación y propagación de la grieta, tal como se indica en la figura. Además, la posible presencia de un concentrador de esfuerzo pudo causar la propagación de una grieta hasta la zona de la entalla.

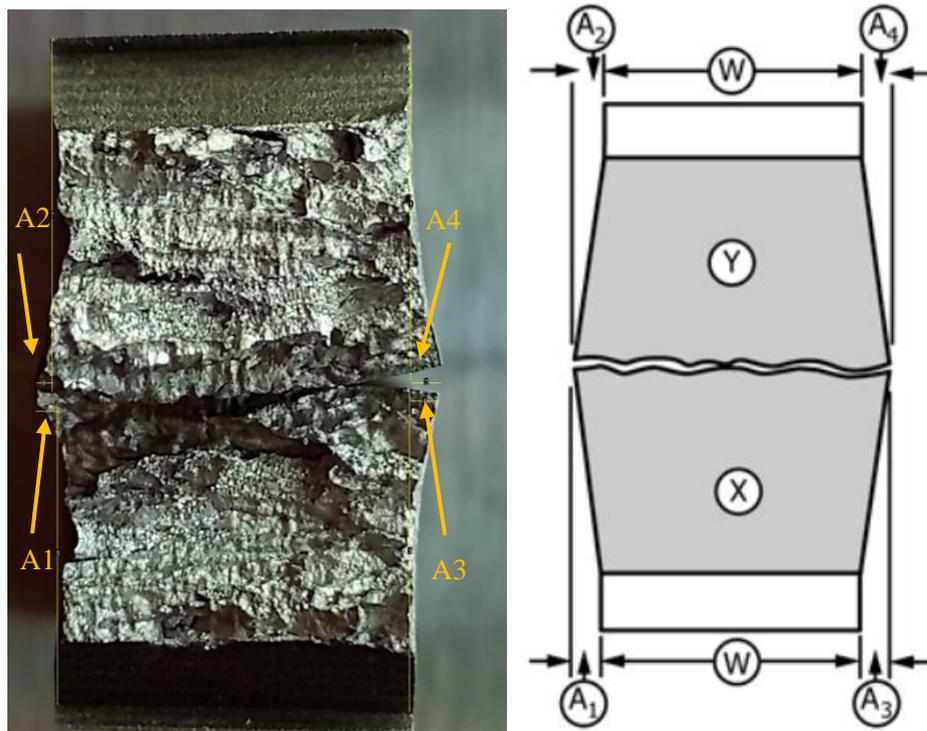


Fig. 28. Expansión lateral [16].

TABLA VII
EXPANSIÓN LATERAL

Deformación respecto del espesor	A1	A2	A3	A4
Distancia (mm)	0.64 ± 0.01	0.43 ± 0.01	0.76 ± 0.01	0.83 ± 0.01
Expansión lateral (mm)	$A1+A4 = 1.47 \pm 0.01$			

Ensayo de desgaste

En la **Fig. 29** se observa las huellas de desgaste sobre la superficie del material como consecuencia del efecto del giro localizado de la esfera de prueba cubierta con una capa de suspensión abrasiva. La similitud geométrica de ambas marcas de desgaste, la cual es resultado directo de la proximidad de los valores de los diámetros de las huellas (776.01 y $775.95 \mu\text{m}$) podría indicar que la remoción de material es homogénea en la superficie de la aleación, lo que podría deberse a una uniformidad de la dureza a lo largo de la región superficial de trabajo, así como a la homogeneidad microestructural de esta. Así, podría esperarse que el desgaste de los elementos de conminución como consecuencia de la remoción superficial de material por efecto abrasivo se dé uniformemente, lo que evitaría un reemplazo de tales elementos por fallas tempranas asociadas al desgaste, y por lo tanto, contribuye a prolongar su vida útil en servicio. En la **TABLA VIII** se presenta de manera resumida los parámetros utilizados en la prueba de desgaste, los cuales, al ser reemplazados en la ecuación 2, arrojaron como resultado una tasa de desgaste de $42.85 \text{ mm}^2/\text{N}$. Si bien este valor por sí solo carece de significado, establece un punto de referencia que permite evaluar y comparar el comportamiento y desempeño de futuros repuestos ante el mecanismo de desgaste abrasivo.

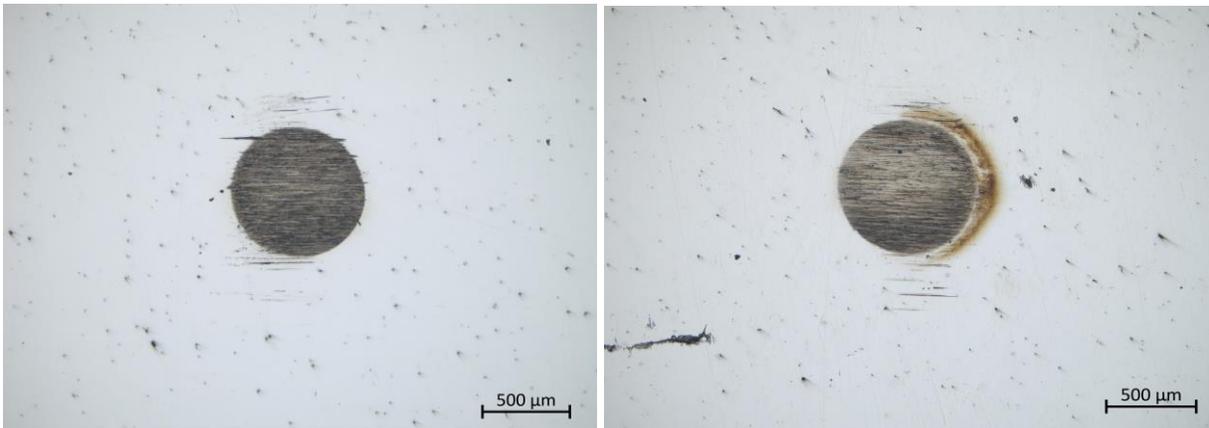


Fig. 29. Huellas de desgaste abrasivo, método calotest.

TABLA VIII
ENSAYO DE DESGASTE ABRASIVO, MÉTODO CALOTEST

	Huella 1	Huella 2	Diámetro promedio
Diámetro huella de desgaste (µm)	776.01	775.95	775.98
Carga normal (N)	4.47×10^{-7}	4.47×10^{-7}	-
Distancia recorrida (mm)	70.686	70.686	-
Material removido (mm ³)	1.4236x10 ⁻³		
Tasa de desgaste (mm ² /N)	42.85		

Homologación de resultados con proveedores nacionales

En esta etapa del trabajo, se hizo una búsqueda en el sector siderúrgico de la industria nacional, la cual permitió identificar un conjunto de 5 empresas productoras y/o importadoras de elementos de conminución para trituración primaria y secundaria fabricados en acero austenítico al manganeso. Sin embargo, al establecer contacto con tales empresas, no fue posible homologar y comparar los resultados obtenidos en el presente estudio con los productos ofrecidos, ya que el interés de este grupo de proveedores era meramente comercial y sobrepasaba el contexto académico actual del trabajo. A pesar de lo anterior, la identificación de este conjunto de empresas con capacidad para producir o proveer elementos de conminución para trituradoras de mandíbula y de cono, significa

para Proinvipacífico la posible ampliación del espectro de oferentes de tales materiales. Esto, junto con los resultados obtenidos de la caracterización de la aleación, establece una base para la empresa que le da un respaldo respecto de la calidad del material cuando sea de interés para la empresa entablar contactos comerciales para la adquisición de este tipo de elementos.

VI. CONCLUSIONES

- El análisis de espectrometría de emisión óptica permitió establecer la composición química del material, identificando la presencia de carbono, cromo y manganeso en porcentajes en peso de 1.33, 2.23 y 17.4% respectivamente. Esto, junto con la caracterización microestructural de la aleación que evidenció estar constituida por una matriz austenítica de tamaño de grano promedio de 457 μm , permitió clasificar el material como un acero austenítico al manganeso grado *c* bajo el estándar ASTM A128.
- El ensayo de dureza dio como resultado un valor de 377.3 ± 16.5 HV30 en la superficie de trabajo del material, indicando su capacidad de endurecimiento por deformación, mientras que en el núcleo de la aleación la dureza fue de 262 ± 1.96 HV30
- Consecuente con los valores de dureza, el ensayo de impactó arrojó un valor de energía absorbida para la muestra de la región superficial de trabajo, de 25 J, mientras que en el interior del material se obtuvo un promedio de 59.5 J.
- El análisis macroscópico de las superficies de fractura evidenció un mecanismo de ruptura mixto (frágil y dúctil) para la muestra de la superficie de trabajo, como consecuencia del endurecimiento por deformación, mientras que las muestras correspondientes al núcleo del material presentaron una fractura de tipo dúctil con apreciable deformación plástica en toda su sección transversal, lo cual indica una elevada tenacidad de la fase austenita.
- El ensayo de desgaste abrasivo demostró que la pérdida de material se da de manera homogénea en la superficie, como consecuencia de la uniformidad microestructural de la aleación. Se obtuvo una tasa de desgaste de $42.85 \text{ mm}^2/\text{N}$.
- Aunque no fue posible homologar directamente las propiedades de la aleación establecidas en este trabajo, se logró identificar un conjunto de proveedores y/o fabricantes del acero austenítico al manganeso, con los cuales Proinvipacífico podría tener tentativas comerciales

respecto a la adquisición de repuestos de los elementos de conminución, teniendo como respaldo la información determinada para la aleación en este estudio.

REFERENCIAS

- [1] M. Johansson, M. Bengtsson, M. Evertsson, and E. Hulthén, “A fundamental model of an industrial-scale jaw crusher,” *Miner. Eng.*, vol. 105, pp. 69–78, 2017, doi: 10.1016/j.mineng.2017.01.012.
- [2] I. The, J. C. Jaw, T. Blake, and B. Crusher, “Jaw crusher,” *Pit Quarr.*, vol. 95, no. 1, p. 24, 2002, doi: 10.1016/b978-044451636-7/50005-x.
- [3] A. Gupta and D. S. Yan, “Gyratory and Cone Crusher,” *Miner. Process. Des. Oper.*, pp. 128–141, 2006, doi: 10.1016/b978-044451636-7/50006-1.
- [4] C. S. Mahlami and X. Pan, “An overview on high manganese steel casting,” *71st World Foundry Congr. Adv. Sustain. Foundry, WFC 2014*, 2014.
- [5] P. C. Machado, J. I. Pereira, and A. Sinatora, “Abrasion wear of austenitic manganese steels via jaw crusher test,” *Wear*, vol. 476, no. September 2020, p. 203726, 2021, doi: 10.1016/j.wear.2021.203726.
- [6] D. Havel, “Austenitic Manganese Steel A Complete Overview,” *SFSA Tech. Oper.*, pp. 1–19, 2017.
- [7] O. Higuera Cobos, L. Flórez García, and J. Trisancho Reyes, “Fundamentos teóricos de los aceros auteníticos al manganeso (aceros hadfield).,” *Sci. Tech.*, vol. 2, no. 34, pp. 231–236, 2007, doi: 10.22517/23447214.5599.
- [8] A. S. M. International and H. Committee, “Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys.”
- [9] M. Sabzi, S. M. Far, and S. M. Dezfuli, “Effect of melting temperature on microstructural evolutions, behavior and corrosion morphology of Hadfield austenitic manganese steel in the casting process,” *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, vol. 25, 2018, doi: 10.1007/s12613-018-1697-1.
- [10] P. Chowdhury, D. Canadinc, and H. Sehitoglu, “On deformation behavior of Fe-Mn based structural alloys,” *Mater. Sci. Eng. R Reports*, vol. 122, pp. 1–28, 2017, doi: 10.1016/j.mser.2017.09.002.
- [11] A. D. Subhi and O. A. Abdulrazaq, “Phase Transformations of Hadfield Manganese Steels,” *Eng. & Technol.*, vol. 25, no. 6, pp. 808–811, 2007.

-
- [12] G. Tęcza and A. Garbacz-Klempka, "Microstructure of Cast High-Manganese Steel Containing Titanium," *Arch. Foundry Eng.*, vol. 16, no. 4, pp. 163–168, 2016, doi: 10.1515/afe-2016-0103.
- [13] C. Chen, B. Lv, H. Ma, D. Sun, and F. Zhang, "Wear behavior and the corresponding work hardening characteristics of Hadfield steel," *Tribol. Int.*, vol. 121, no. January, pp. 389–399, 2018, doi: 10.1016/j.triboint.2018.01.044.
- [14] J. C. Heredia, "Estabilidad de la fase austenítica, variación de la dureza en los aceros al manganeso afectados por el calor y sometidos a impactos," *Rev. del Inst. Investig. la Fac. Ing. Geológica, Minera, Metal. y Geográfica*, vol. 15, no. 29, pp. 99–108, 2012.
- [15] J. Wiley, <Callister-Mat.Sci. And Eng..pdf> . .
- [16] ASTM standard, "E23-16B Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials," *Standards*, vol. i, pp. 1–25, 2016, doi: 10.1520/E0023-16B.2.
- [17] K. Hardness *et al.*, "Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials BT - Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials," vol. i, pp. 1–27, 17AD, doi: 10.1520/E0092-17.2.
- [18] B. Standard, "British Standard Specification for," vol. 01, no. November, p. 85410, 2003.
- [19] B. N. Venturelli, E. Albertin, and C. R. De Farias Azevedo, "The effect of the austenite grain refinement on the tensile and impact properties of cast Hadfield steel," *Mater. Res.*, vol. 21, no. 5, 2018, doi: 10.1590/1980-5373-mr-2018-0069.
- [20] H. R. Jafarian, M. Sabzi, S. H. Mousavi Anijdan, A. R. Eivani, and N. Park, "The influence of austenitization temperature on microstructural developments, mechanical properties, fracture mode and wear mechanism of Hadfield high manganese steel," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 10, pp. 819–831, Jan. 2021, doi: 10.1016/J.JMRT.2020.12.003.
- [21] V. Průcha, Z. Jansa, J. Šimeček, O. Žďánský, and A. Kříž, "Characterization of microstructure of hadfield steel," *Solid State Phenom.*, vol. 270 SSP, pp. 265–270, 2017, doi: 10.4028/www.scientific.net/SSP.270.265.
- [22] T. Materials and I. Company, "Asm metals handbook, vol 09 metallography and microstructure," [Online]. Available: <http://es.slideshare.net/miftaAlHkiem/asm-metals-handbook-vol-09-metallography-and-microstructure>.
- [23] J. O. Agunsoye, T. S. Isaac, and A. A. Abiona, "On the Comparison of Microstructure Characteristics and Mechanical Properties of High Chromium White Iron with the Hadfield

Austenitic Manganese Steel,” *J. Miner. Mater. Charact. Eng.*, vol. 01, no. 01, pp. 24–28, 2013, doi: 10.4236/jmmce.2013.11005.