



**UNIVERSIDAD MICHOCANA
DE SAN NICOLÁS DE
HIDALGO**



**INGENIERÍA E INNOVACIÓN
TECNOLÓGICA DE MATERIALES**

**DISEÑO Y DESARROLLO DE UN PROCESO DE MOLDEO Y
FUNDICIÓN PARA LA FABRICACIÓN DE PUNTAS DE
EXCAVADORA UTILIZANDO UN ACERO HADFIELD**

TESIS

para obtener el grado de:

**INGENIERO EN INNOVACIÓN TECNOLÓGICA DE
MATERIALES**

PRESENTA:

Lizeth Cruz Figueroa

ASESOR:

Dr. Francisco Vapeani Guerra López

Co-ASESOR:

Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde

MORELIA MICHOCAN, JULIO DEL 2021.

AGRADECIMIENTOS

Gracias de corazón a mis asesores el Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde y el Dr. Francisco V Guerra. Gracias por su paciencia, dedicación, motivación, criterio y aliento. Han hecho fácil lo difícil. Ha sido un privilegio contar con su ayuda.

Al Dr. Víctor Hugo López Morelos, director del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales por su apoyo y facilidades otorgadas para la realización de este trabajo, así como al Dr. Ramiro Escudero García, coordinador de la licenciatura en Ingeniería en Innovación Tecnológica de Materiales.

A la empresa Micoys por proveer las piezas utilizadas como modelo, su apoyo con las pruebas de campo y retroalimentación recibida.

A mi institución por los servicios prestados, así como a mis maestros por los conocimientos transmitidos y sus esfuerzos para que finalmente pudiera graduarme como una feliz profesional.

A mis padres, les agradezco su confianza depositada en mí, por todo su amor, y por no darme siempre lo que pedía. Me enseñaron a valorar todo cuanto recibía, ustedes son unos padres inigualables. Soy muy afortunada por tener unos padres como ustedes. Los amo mucho, ustedes representan todo mi mundo.

A mis hermanos que han sido esenciales a lo largo de este tiempo, he contado con ellos toda mi vida, su calor humano y sus deseos de que todo me salga bien. A ellos, mi familia, gracias por su condescendencia y por saber sobrellevar aquellas cosas que sólo una familia unida es capaz de superar. Gracias por motivarme a salir adelante. Los quiero muchísimo.

A mi compañero Adán Zarate, gracias por las atenciones, enseñanzas y aportaciones brindadas durante este tiempo, pero sobre todo por la ayuda desde el principio hasta el final. Ha sido un honor poder trabajar a su lado.

ÍNDICE

LISTA DE FIGURAS.....	3
LISTA DE TABLAS.....	6
RESUMEN	7
ABSTRACT	8
CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN	9
JUSTIFICACIÓN	12
OBJETIVOS	13
1.2.1 Objetivo General	13
1.2.2 Objetivos Específicos.....	13
HIPÓTESIS	14
CAPÍTULO II. REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE	15
2.1 El acero	15
2.2 Generalidades	15
2.3 Composición y microestructura	17
2.4 Propiedades mecánicas.....	20
2.4.1 Resistencia al desgaste.....	20
2.4.2 Resistencia a la corrosión	21
2.5 Tratamiento térmico	21
2.6 Endurecimiento por trabajo	24
2.7 Efecto de los elementos de aleación.....	25
2.7.1 Carbono	25
2.7.2 Manganeso	26
2.7.3 Silicio	28
2.7.4 Aluminio	29
2.8 Proceso de moldeo con resinas autofraguantes.....	30
2.8.1 Arena	31
2.8.2 Propiedades de la arena.....	31
2.8.3 Tipos de arena	32
2.8.4 Tamaño y forma de la arena	34
2.8.5 Resinas.....	35
2.8. 6 Beneficios del proceso PEP-SET.....	36

2. 9 Arena Shell.....	36
2.9.1 Ventajas del proceso Shell	37
2.9.2 Resinas para el proceso Shell	37
2.10 Sistema de alimentación	38
2.10.1 Componentes de un sistema de alimentación.....	38
2.11 Mazarota	41
CAPÍTULO III. DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	42
3.1 Diseño de la pieza.....	42
3.2 Proceso de simulación.....	42
3.3 Fabricación de los diferentes componentes para el moldeo	44
3.3.1 Fabricación del modelo de madera.....	44
3.3.2 Fabricación del modelo en 3D.....	44
3.3.3. Fabricación de corazones.....	45
3.4 Elaboración de moldes.....	45
3.5 Fabricación de la aleación.....	47
3.6 Preparación de la carga.....	47
3.7 Proceso de fusión.....	47
3.8 Tratamiento térmico de solubilización y temple.....	48
3.9 Preparación de las muestras.....	49
3.10 Preparación metalográfica de las muestras.....	49
3.11 Microdureza.....	50
3.12 Caracterización microestructural.....	50
3.13 Prueba en campo.....	51
CAPÍTULO IV RESULTADOS Y DISCUSIÓN	53
4.1 Diseño de la aleación.....	53
4.2 Proceso de simulación.....	55
4.2.1 Simulación del proceso de vaciado.....	57
4.2.2 Perfil de velocidad de enfriamiento.....	58
4.3 Elaboración del modelo.....	59
4.3.1 Corazón.....	60
4.3.2 Proceso de moldeado.....	61
4.4 Ensamblaje del molde.....	63
4.4.1 Protector de labio de excavadora	64

4.4.2 Punta de excavadora.....	64
4.5 Fabricación del material.....	65
4.6 Balance de carga.	66
4.7 Proceso de fusión.....	69
4.8 Extracción de las piezas.....	71
4.9 Pruebas de campo.....	76
4.10 Caracterización Microestructural.....	79
CAPÍTULO V. CONCLUSIONES	86
CAPÍTULO VI. REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	87

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 Partes del cucharón de una máquina de excavadora [6].	10
Figura 1.2 microestructura típica de un acero Hadfield sometida a deformación [11].	10
Figura 2.1 Diagrama hierro- carbono [12].	15
Figura 2.2. Microestructura acero Hadfield grado A, atacada con Picral 4% 100X donde se observan granos de austenita (claro) con carburos precipitados oscuro [18, 19].	18
Figura 2.3. Microestructura acero Hadfield grado A, atacada con picral 4% 200X. Se observan carburos precipitados rodeados de carburos laminares [18, 19].	19
Figura 2.4. Microestructura acero Hadfield grado A, tratada térmicamente a 1065°C y enfriada en agua, atacada con picral 4% y observada a 500X. La imagen muestra la capa de martensita formada durante la deformación [18, 19].	20
Figura 2.5. Efecto del carbono sobre la tracción y las propiedades del acero al manganeso, 1-pulgada barras de prueba de sección (13% Mn, 0,6% Si, 0,035%P) [36].	26
Figura 2.6. Efecto del contenido de Mn sobre (a) el límite elástico y de tracción, (b) elongación y reducción total de la altura de los aceros Hadfield [28].	27
Figura 2.7. Efecto de la adición de silicio al 1,5% sobre la energía de impacto y el alargamiento por tracción de acero al manganeso de sección de 6 pulgadas. (Composición base 13% Mn, 0,6% Si, 0,035%P) [36].	29
Figura 2.8. Diferentes formas de los granos de arena [50].	35
Figura 2.9. Hipérbola teórica que muestra la caída de la corriente [56].	38
Figura 2.10. Diseño taza de colada [58].	39
Figura 2.11. Diseño de la copa de vaciado [59].	40
Figura 3.1 Diseño de la pieza en SolidWorks®, dimensiones en milímetros. a) Punta de excavadora, b) Protector de labio de excavadora.	42
Figura 3.2 a) Pieza del labio protector, con sistema de alimentación y mazarota, b) Punta de excavadora con mazarota.....	43
Figura 3.3 Impresora de la marca Creality modelo CR-10S.	44

Figura 3.4 a) Parte interna de la pieza y b) Arena Shell.....	45
Figura 3.5 Arena sílice con granulometría 50-60AFS, b) Morfología de la arena sílice observada mediante el MEB.....	46
Figura 3.6. Resinas utilizadas para el proceso no bake.	46
Figura 3.7. a) y b) Pesado de la arena y resina respectivamente y c) Mezclado de la arena...47	
Figura 3.8. Horno de inducción con capacidad de 250 kg utilizado para el proceso de fusión del acero.....	48
Figura 3.9. Horno eléctrico marca Carbolite™	48
Figura 3.10. Proceso de tratamiento térmico del acero.	49
Figura 3.11. Pulidora Marca Buehler modelo Ecomet 3 utilizada para el pulido de las muestras con paño de nylon y pasta de diamante.....	50
Figura 3.12. Microdurómetro para la medición de microdureza Vickers.	50
Figura 3.13. Microscopio marca NIKON modelo EPIPHOT 300.	51
Figura 3.14. Microscopio electrónico de barrido marca Jeol modelo 6400.	51
Figura 3.15. Una excavadora de Orugas Caterpillar 568LL CAT TR40003.	52
Figura 4.1. Simulación termodinámica del porcentaje de fases en 2 aleaciones de acero con alto manganeso a) 11Mn, 1.1C, b) 14Mn, 1.4C.	53
Figura 4.2. Cálculo del contenido de carbono en la fase austenita mediante el software JMatPro, a) aleación con 11Mn, 1.1C, b) aleación con 14Mn, 1.4C.....	54
Figura 4.3. Mallado de la pieza en el software ProCAST®.....	55
Figura 4.4. Dirección de la gravedad.	55
Figura 4.5. Tipo de materiales utilizados para la construcción del sistema en la simulación. .56	
Figura 4.6. Parámetros en condiciones de procesamiento.....	56
Figura 4.7. Condición para la transferencia de calor entre la pieza y el molde.....	57
Figura 4.8. Parámetros en condiciones de la temperatura.	57
Figura 4.9. a) Simulación del vaciado del acero líquido del protector de labio y b) simulación del vaciado del acero líquido de la punta.	58
Figura 4.10) Simulación de enfriamiento en el programa ProCAST® a) protector de labio y b) punta de excavadora	59
Figura 4.11 Modelo de la punta en dos partes atornillado en una tabla de madera.....	60
Figura 4.12 Modelo del protector de labio de excavadora en dos partes atornillado en un pedazo de acrílico.	60
Figura 4.13. a) corazonera b) moldeo del corazón y c) corazón recubierto con pintura refractaria.....	61
Figura 4.14. a) Mezcla del componente A y C, b) la resina se le agrega a la arena, c) mezcla de la resina y la arena.	61
Figura 4.15. a) Molde endurecido del protector de labio de excavadora y b) Molde endurecido de la punta de excavadora.....	62
Figura 4.16. Molde terminado para punta de excavadora con corazón de arena Shell.	62
Figura 4.17. Molde de la punta de excavadora con pegamento de corazones.....	63
Figura 4.18. Protector, a) molde con pegamento de corazones y b) ensamblaje de las dos partes del molde.....	63
Figura 4.19. Molde con vientos.....	64

Figura 4.20. Sistema de alimentación de la punta.	65
Figura 4.21. Horno cargado con acero durante el proceso de fundición.	69
Figura 4.22. a) Proceso de vaciado del acero desde el horno de inducción al crisol y b) proceso de vaciado del crisol a los moldes de arena.	70
Figura 4.23. Diente de excavadora; a) durante su extracción del molde y b) pieza extraída a temperatura ambiente.	71
Figura 4.24. Protector de labio a) durante su extracción del molde y b) pieza extraída a temperatura ambiente.	71
Figura 4.25. a) Punta de excavadora y b) protector de labio, alimentador y mazarotas cortadas por una cortadora de disco abrasivo.	72
Figura 4.26. a) Porosidad dentro de la pieza y b) porosidad dentro de la mazarota.	72
Figura 4.27. Simulación de la porosidad en el programa ProCast.	73
Figura 4.28. Muestra una simulación realizada con una mazarota de mayor tamaño.	73
Figura 4.29. Muestra una simulación realizada para el protector de labio con el uso de camisa y polvo exotérmico.	74
Figura 4.30. Molde elaborado con la camisa exotérmica.	74
Figura 4.31. Protector de labio libre de porosidad.	75
Figura 4.32. Punta de excavadora, a) Alimentado con una copa de vaciado y b) alimentado directamente desde la mazarota.	75
Figura 4.33. a) Piezas elaboradas en el laboratorio y b) piezas comerciales.	76
Figura 4.34. Soldadura encampo de los protectores de labio en la cuchara.	77
Figura 4.35. Piezas después de ser probadas durante un mes y medio.	77
Figura 4.36. a) Piezas importadas y b) piezas elaboradas en el laboratorio. Ambas trabajadas después de un mes y medio	78
Figura 4.37. a) Muestras montadas en baquelita, b) Muestras pulidas y atacadas con el reactivo Nital al 5%.	79
Figura 4.38. Microestructura obtenida a una magnificación de 100X a) condiciones de colada y b) después del tratamiento térmico de solubilización a 1050°C por 2 horas.	80
Figura 4.39. Microestructura obtenida a una magnificación de 200X a) condiciones de colada y trabajada b) después del tratamiento térmico de solubilización a 1050°C por 2 horas y trabajada.	80
Figura 4.40. Microestructura de la aleación observada a una magnitud de 200X a) condiciones de colada y b) después del TT.	81
Figura 4.41. Microestructura observada mediante MEB de la aleación de acero con alto contenido de manganeso en; a) condiciones de colada y b) después del TT de solubilización.	82
Figura 4.42. a) Acero en condiciones de colada trabajado y b) acero tratado térmicamente y trabajado.	82
Figura 4.43. a) Estructura austenítica del acero tratado térmicamente si deformar y b) Estructura martensítica del acero tratado y deformado	83
Figura 4.44. Patrones de difracción de rayos-X.	83

LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1 rangos de composicion para aceros austeniticos al manganeso [19].....	18
Tabla 2.2. Propiedades de algunos materiales de moldeo [44].	32
Tabla 2.3. Propiedades de algunas resinas sintéticas utilizadas en el moldeo de arena Shell [54].	37
Tabla 4.1 Composición de la aleación Sorel.	66
Tabla 4.2 Composición de la aleación Ferro Manganeso medio carbono.	66
Tabla 4.3 composición de la aleación Silicio metálico.....	66
Tabla 4.4. Composiciones de los principales materiales base, en % peso.	66
Tabla 4.5. Valores de las incógnitas en el sistema de ecuaciones para el balance de carga.....	68
Tabla 4.6. Balance de carga con base a 25 kg.	68
Tabla 4.7. Valores de dureza y microdureza.	84

RESUMEN

El presente trabajo de tesis tiene como principal objetivo aportar conocimiento científico y tecnológico de gran valor, para la fabricación de piezas con un acero austenítico con alto contenido de manganeso para ser empleados por la industria minera regional y nacional. Así mismo, este trabajo se enfoca en realizar investigación aplicada para el desarrollo de nuevos procesos, que logren agregar valor a la industria metalúrgica del país.

Se hace uso de dos softwares de simulación (ProCAST® y JMatPro®) los cuales ayudan a predecir el proceso de solidificación y el porcentaje de fases con base termodinámica. Además, se detallan todas las etapas del proceso desarrollado para la fabricación de protectores de labio y puntas de excavadora desde la fabricación del modelo hasta el acabado final, entendiendo la importancia de cada uno de los componentes y técnicas empleadas para la obtención de las piezas, así como su adecuado tratamiento térmico. Para la evaluación del desempeño de las piezas fabricadas se realizaron pruebas de campo para posteriormente realizar el análisis microestructural mediante diferentes técnicas de caracterización como: microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos-X, así como, ensayos de dureza y microdureza en la matriz en las diferentes condiciones.

Los resultados del presente estudio mostraron que el diseño del proceso de fabricación que se empleó para la elaboración de los componentes de maquinaria de la industria minera, permitió obtener piezas sanas con elevada exactitud dimensional, esto da lugar a un ensamble muy justo entre la cuchara de excavadora y las puntas. De igual manera se observó que las piezas quedaron libres de defectos superficiales e internos, gracias a la optimización del diseño del molde y el control de la solidificación. Mediante el tratamiento térmico de solubilización aplicado, se logró obtener una matriz libre de carburos los cuales se encuentran presentes en condiciones de colada, dando como resultado una microestructura completamente austenítica, teniendo un efecto positivo sobre la soldabilidad de la aleación y su resistencia a impactos repetitivos. Los protectores de labio y puntas elaboradas en el laboratorio de fundición del IIMM de la UMSNH, demostraron un mejor desempeño en comparación con las piezas comerciales (importadas) lo cual fue atribuido a la correcta elección de la aleación y el adecuado diseño del proceso de manufactura.

Palabras clave: Acero austenítico, endurecimiento, trabajo, templado.

ABSTRACT

The main objective of this thesis is the generation of valuable scientific and technological knowledge for the manufacture of parts with a high manganese austenitic steel to be used by the regional and national mining industry. Likewise, this work focuses on conducting applied research for the development of new processes that add value to the country's metallurgical industry.

To carry out this work, two simulation software were used (ProCAST® and JMatPro®), which help to predict the solidification process and the percentage of phases based on thermodynamics. In addition, this work, gives detail of all the stages of the process that were developed to manufacture lip protectors and excavator bucket teeth from the manufacturing of the model to the final finish, understanding the importance of each of the components and techniques used to obtain the parts, including their heat treatment.

Field tests were carried out for evaluation of the performance of the manufactured parts, subsequently; a microstructural analysis was performed by using different characterization techniques such as: optical microscopy, scanning electron microscopy and X-ray diffraction, as well as hardness and microhardness tests in the different experimental conditions.

The results of the present study showed that the design of the manufacturing process used for the elaboration of machinery components for the mining industry, allowed to obtain healthy parts with high dimensional accuracy, this gives rise to a precise assembly between the excavator bucket and the teeth. In the same way, it was observed that the parts were free of superficial and internal defects, due to the optimization of the mold design and the solidification control.

The results also showed that the heat treatment applied for solubilization, produced a matrix free of carbides present in the as-cast conditions, resulting in a fully austenitic microstructure, having a positive effect on the weldability of the alloy and resistance to repetitive impacts. The teeth and lip protectors manufactured in the IIMM metal casting laboratory of the UMSNH, exhibited a better performance in comparison with the commercial parts (imported) which was attributed to the correct selection of the alloy and the adequate design of the manufacturing process.

CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN

La fundición de aleaciones metálicas es un proceso de fabricación que consiste en verter el metal líquido en un molde, el cual tiene la forma final de la pieza que se desea fabricar. Por lo tanto, esta es una técnica que ofrece menores costos de fabricación en comparación con piezas producidas mediante maquinado [1].

En el caso de las fundiciones también es posible obtener un alto grado de precisión dimensional en las piezas a fabricar, en este caso, la precisión dependerá de la técnica de moldeo utilizada y el control adecuado de las variables existentes durante la fusión, vaciado y enfriamiento de la pieza [2]. Por lo tanto, es de gran importancia conocer estas variables para obtener los resultados deseados, además de utilizar el proceso de moldeo adecuado.

El conocimiento del efecto de cada una de las variables y parámetros que influyen en la calidad de la pieza terminada es de vital importancia para el diseño de los modelos y moldes para las piezas fundidas. Algunas de estas variables y parámetros son; el punto de fusión, temperatura de vaciado, rango de solidificación, volumen de la pieza, flujo de metal, sistema de alimentación, fluidez del metal líquido, entre otras [3].

México ocupa el 1er lugar en la producción de plata a nivel mundial. Se ubica entre los 10 principales productores de 16 diferentes minerales: plata, bismuto, fluorita, celestita, wollastonita, cadmio, molibdeno, plomo, zinc, diatomita, sal, barita, grafito, yeso, oro y cobre [4]. Por lo que es de gran importancia el desarrollo de proyectos que favorezcan su crecimiento y rentabilidad. Algunas de las dificultades a las que se enfrenta este tipo de industria es al elevado costo y escasas de componentes, tales como puntas y protectores de labio para excavadora, las cuales son importadas a nuestro país sobre pedido a costos elevados con tiempos considerablemente largos de espera (ver Figura 1.1).

Este tipo de partes son sometidas a ambientes donde sufren desgaste severo, así como impactos repetitivos [5]. Por lo que su fabricación requiere de procesos con un alto control de las variables mencionadas anteriormente para obtener piezas libres de defectos, una elevada precisión dimensional y de la selección adecuada de la aleación que permita un excelente desempeño y alargue su vida útil.

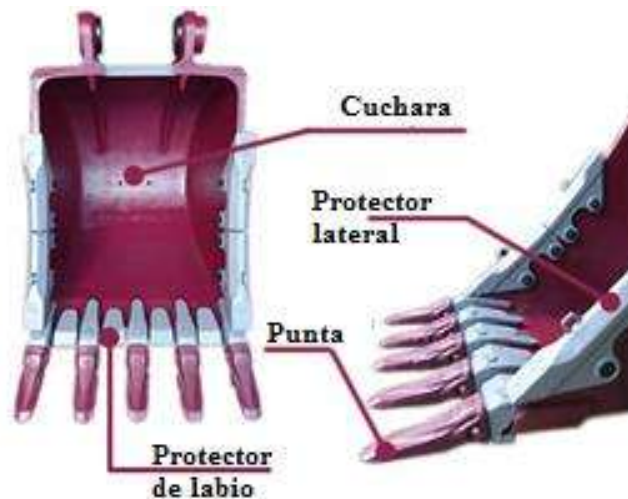


Figura 1.1 Partes del cucharón de una máquina de excavadora [6].

Este tipo de piezas son comúnmente fabricadas de aceros de elevada dureza producto de tratamiento térmico [7, 8]. Sin embargo, se ha demostrado que los aceros austeníticos de alto contenido de manganeso también conocidos como aceros Hadfield debido a su inventor [9] ofrecen un mejor desempeño debido a que poseen una elevada dureza superficial producto del trabajado así como una elevada tenacidad en su interior lo cual es ideal para este tipo de aplicaciones [10]. Su elevada dureza es producto de la transformación por deformación de la austenita a martensita de elevado contenido de carbono, cuya microestructura se muestra en la Figura 1.2.

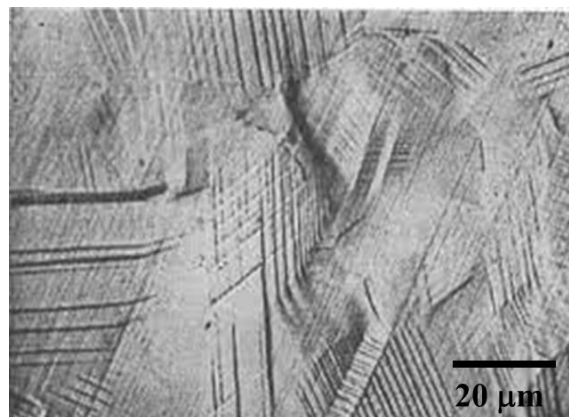


Figura 1.2 microestructura típica de un acero Hadfield sometida a deformación [11].

Una de las desventajas de este tipo de aceros es que su elevado contenido de manganeso puede verse reflejado en un mayor costo de producción, lo cual se suma a los costos de importación, traslado y comercialización.

Por lo tanto, resulta de gran interés, el desarrollo de procesos que permitan la fabricación de estos a nivel nacional con una baja relación costo/desempeño. Lo anterior se puede lograr mediante el desarrollo de un proceso eficiente que primeramente permita la obtención de piezas sanas con una alta exactitud dimensional además de una baja relación arena/metal y metal/pieza, reduciendo así la cantidad de arena y metal requeridos para su fabricación.

JUSTIFICACIÓN

Los componentes utilizados en la industria de la construcción y la industria minera suelen estar sometidos a condiciones de desgaste severo, así como impactos repetitivos. Comúnmente este tipo de piezas son fabricadas de aceros especiales que permitan obtener una elevada resistencia al desgaste y tenacidad. En la actualidad, gran parte de estos componentes como son los dientes para excavadora y protectores de pala son importados de otros países lo que eleva considerablemente los costos, además de reducir su disponibilidad de forma inmediata. Por lo tanto, el presente proyecto tiene como objetivo desarrollar un proceso de fabricación por fundición de este tipo de componentes donde se garantice la obtención de piezas completamente sanas para su fabricación a baja escala en el territorio nacional utilizando un acero de elevado contenido de manganeso el cual tiene la capacidad de endurecer por deformación. Por lo tanto, este tipo de acero puede ofrecer una buena resistencia al desgaste aún en condiciones mediante un adecuado control de la composición química.

OBJETIVOS

1.2.1 Objetivo General

- Desarrollar un proceso de fabricación por fundición para obtener un lote de 4 puntas y 4 protectores de excavadora libres de defectos y con una alta precisión dimensional fabricados con una aleación de acero con alto contenido de manganeso para ser probados en campo.

1.2.2 Objetivos Específicos

- Identificar la correcta posición de los alimentadores y mazarotas, en un molde, a partir de la simulación con el software ProCAST® para obtener un llenado con un bajo grado de turbulencia
- Optimizar el diseño del molde para mejorar la alimentación de metal líquido y la correcta extracción de gases.
- Diseñar un proceso de obtención de corazones que aseguren una alta precisión dimensional de las partes internas para su correcto ensamble.
- Optimizar la relación arena-metal además de reducir el tamaño de las mazarotas mediante el control de la extracción de calor durante la solidificación.
- Diseñar un tratamiento térmico para mejorar la soldabilidad y tenacidad de las puntas y protectores mediante cálculos termodinámicos.

HIPÓTESIS

Se sabe que los aceros con elevado contenido de manganeso también conocidos como aceros Hadfield, tienen una elevada capacidad de endurecimiento debido a la transformación por deformación de la austenita a martensita durante su trabajado.

Por lo tanto, se cree que es posible desarrollar un proceso de fabricación por fundición usando este tipo de aleaciones para la fabricación de dientes y protectores de excavadora, el cual garantice la obtención de piezas libres de defectos, con una elevada precisión dimensional a un bajo costo dentro de nuestro país. Estas características se pueden lograr mediante un adecuado control de los procesos de diseño, moldeo, fusión, vaciado y procesamiento térmico que a su vez permitan la reducción del consumo de metal, arena y aglutinantes requeridos para su fabricación.

CAPÍTULO II. REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

2.1 El acero

El acero es una aleación de hierro y carbono, en el cual, el carbono aparece en proporciones no mayores al 2% en peso como se muestra en el diagrama hierro carbono de la Figura 2.1. Aleaciones ferrosas con contenidos mayores de carbono son conocidas como fundiciones o hierros colados.

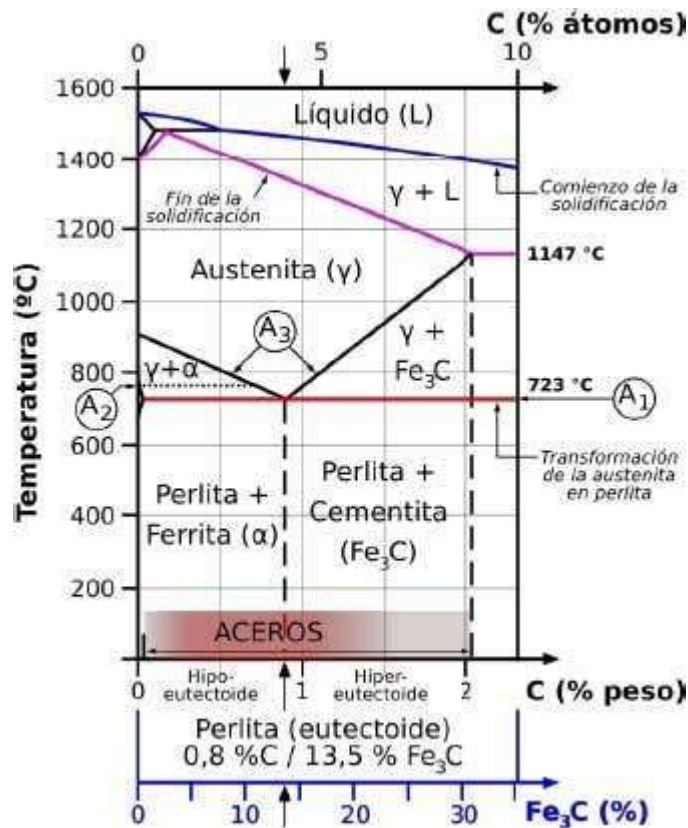


Figura 2.1 Diagrama hierro- carbono [12].

2.2 Generalidades

Sir Robert Hadfield inventó el primer acero Hadfield que contenía 1,2% en peso de C y 12% en peso de Mn en 1882. Un acero Hadfield es una aleación no magnética que generalmente contiene 1–1,4% en peso de C, 10–14% en peso de Mn, y tiene una buena alta capacidad de endurecimiento mediante el trabajo [9]. Este tipo de acero ha sido aceptado como un material de ingeniería muy útil para diferentes aplicaciones como; movimiento de tierras, minería,

explotación de canteras, perforación de pozos de petróleo, siderurgia, ferrocarriles, excavadoras navales y minerales debido a una excelente combinación de propiedades como son; alta tenacidad, alta ductilidad, alta capacidad de endurecimiento por trabajo así como excelente resistencia al desgaste [13].

La microestructura del acero al manganeso austenítico Hadfield en condiciones de colada está formada por una matriz de austenita que contiene carburos $(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$. Es una práctica industrial común disolver estos carburos antes de su uso, por lo que el carbono, hierro y manganeso en el carburo $(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$ entran en solución dando como resultado una microestructura completamente austenítica. Con este propósito, este tipo de acero es sometido a un solubilizado en el rango de 1,000 °C a 1,100 °C durante algunas horas seguido de enfriamiento rápido en agua. Debido a la alta temperatura y tiempo al que está expuesto el material durante la disolución, normalmente se produce una capa superficial descarburada así como la pérdida de manganeso que conduce a la formación de α' -martensita en la capa superficial al enfriar [14, 15]. Estos aceros no son magnéticos debido a su microestructura austenítica, pero son extremadamente tenaces ya que en ellos la transformación martensítica que da lugar al endurecimiento mediante enfriamientos rápidos se suprime debido a los altos contenidos de manganeso y carbono. Sin embargo, en el proceso de enfriamiento durante la colada se puede dar lugar a la precipitación de carburos, que pueden reducir la tenacidad del material, por lo que el acero Hadfield normalmente se austeniza para disolver los carburos y producir una estructura austenítica homogénea, que se preserva enfriando rápidamente en agua desde temperaturas por encima de 1000°C [16].

Estos aceros austeníticos al manganeso presentan ciertas propiedades que tienden a restringir su uso, por ejemplo, son difíciles de maquinar y usualmente tienen resistencia a la fluencia de 345 a 415 MPa [9]. Por tanto, no son aptos para partes que requieren alta precisión en sus medidas, obtenidas por maquinado, o que deben resistir deformación plástica cuando se someten a tensiones elevadas durante el servicio. Presentan valores de resistencia máxima de 965 MPa en el ensayo de tensión uniaxial, reducción en área del 40%, una dureza antes del trabajado de 190 HB y una dureza de 500 HB después de deformado así como una energía absorbida en el ensayo Charpy a 22° C de 169 J y de 7 J a -196°C [11].

Por tales razones este material es especialmente útil en aplicaciones donde se requiera alta tenacidad, resistencia a la abrasión y alto impacto, como en los revestimientos de los molinos de bolas para minerales.

La propiedad única de este acero es su rápido endurecimiento por deformación la cual inicia desde una resistencia a la cedencia de alrededor de 350 MPa hasta la resistencia última de 965 MPa. En los ensayos de abrasión, el acero Hadfield se comporta mejor que los aceros laminados, los aceros vaciados, los aceros inoxidable y los aceros de herramientas o los hierros blancos de alto contenido de cromo. Su excelente combinación de propiedades lo hacen útil en aplicaciones tan diversas como orugas para tractores, intercambiadores de vías férreas, recubrimientos de molinos de trituración y molienda, mandíbulas y conos de trituradoras, martillos de impacto, puntas para excavadoras y placas no magnéticas para electroimanes [17].

2.3 Composición y microestructura

En su composición química, normalmente presentan elevados contenidos de C y Mn los cuales son elementos esenciales. Las aleaciones comerciales generalmente variarán dentro del rango de 1.0-1.4% C y 10-14% Mn según lo establecido por ASTM-A128 y algunas otras especificaciones [18]. Las más comunes de estas composiciones, enumeradas en ASTM-A128, se dan en la Tabla 2.1.

Estas composiciones de la Tabla 2.1 no permiten ninguna transformación de austenita cuando las aleaciones se enfrían con agua por encima de A_{cm} . Sin embargo, esto no excluye una menor ductilidad en secciones gruesas debido a velocidades de enfriamiento más lentas. Este efecto se debe a la formación de carburos a lo largo de los límites de los granos y otras áreas interdendríticas y, hasta cierto punto, afecta a casi todas las piezas de fundición comerciales de gran tamaño. La temperatura A_{cm} aumenta al aumentar el %C en peso; por ejemplo, para aceros al 13% Mn es de 700°C para 0.6%C, y aumenta hasta 1100°C para 1.4%C [19].

Tabla 2.1 rangos de composicion para aceros austeniticos al manganeso [19].

ASTM A128 grado	Composición %						
	C	Mn	Cr	Mo	Ni	Si	P
A	1.05-1.35	11.0min	-	-	-	1.00	0.07
B-1	0.9-1.05	11.5-14	-	-	-	1.00	0.07
B-2	1.05-1.2	11.5-14	-	-	-	1.00	0.07
B-3	1.12-1.28	11.5-14	-	-	-	1.00	0.07
B-4	1.2-1.35	11.5-14	-	-	-	1.00	0.07
C	1.05-1.35	11.5-14	1.5-2.5	-	-	1.00	0.07
D	0.7-1.3	11.5-14	-	-	3.0-4.0	1.00	0.07
E-1	0.7-1.3	11.5-14	-	0.9-1.2	-	1.00	0.07
E-2	1.05-1.45	11.5-14	-	1.8-2.1	-	1.00	0.07
F	1.05-1.35	11.5-14	-	0.9-12	-	1.00	0.07

Las propiedades mecánicas de los aceros austeníticos al manganeso varían con el contenido de carbono y manganeso. Existe una tendencia a operar cerca del rango de carbono del punto medio y con 12-13% de Mn ya que el nivel más bajo del rango de composición está asociado con propiedades de tracción algo inferiores y el extremo superior no tiene ninguna ventaja económica [18].

La microestructura es caracterizada por una matriz austenítica con carburos precipitados y pequeñas colonias de perlita resultado del rechazo del carbono por parte de la austenita durante el enfriamiento como se observa en la Figura 2.2.

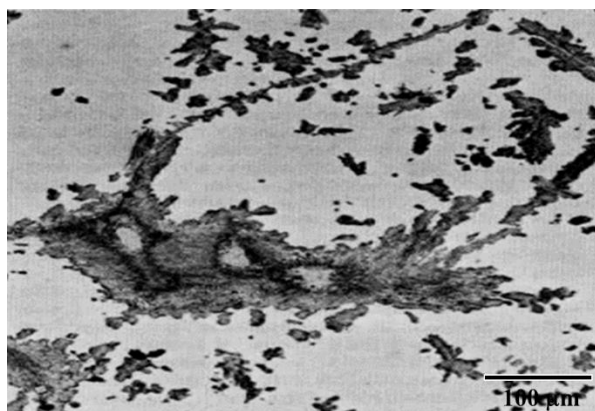


Figura 2.2. Microestructura acero Hadfield grado A, atacada con Picral 4% 100X donde se observan granos de austenita (claro) con carburos precipitados oscuro [18, 19].

Estos carburos nuclean en los límites de grano y en áreas interdendríticas dentro de los granos de austenita. Los carburos interdendríticos pueden ser masivos, especialmente en los puntos triples, y algunas veces son rodeados por zonas de carburos laminares como se observa en la Figura 2.3.

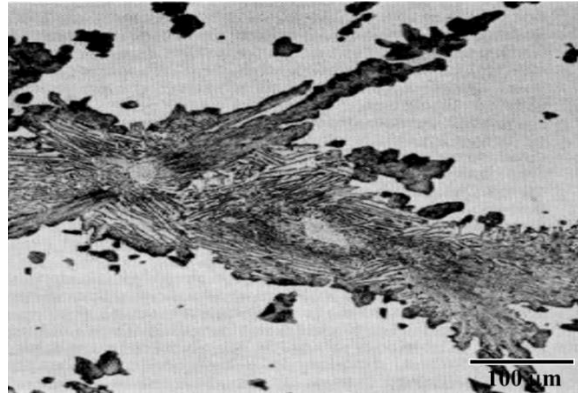


Figura 2.3. Microestructura acero Hadfield grado A, atacada con picral 4% 200X. Se observan carburos precipitados rodeados de carburos laminares [18, 19].

Los aceros Hadfield después de la colada son sometidos a tratamientos térmicos de endurecimiento, los cuales consisten en calentar a una temperatura lo suficientemente alta para disolver los carburos, seguido de un enfriamiento rápido en agua agitada a temperatura ambiente para retener una mayor cantidad de carbono en la solución sólida metaestable. Estas aleaciones no son magnéticas, sin embargo, debido a la pérdida de carbono y algo de manganeso desde la superficie durante la solidificación dentro del molde y durante el tratamiento térmico, algunas veces existe una capa magnética (martensita) sobre la superficie del metal [20] como se observa en la Figura 2.4.

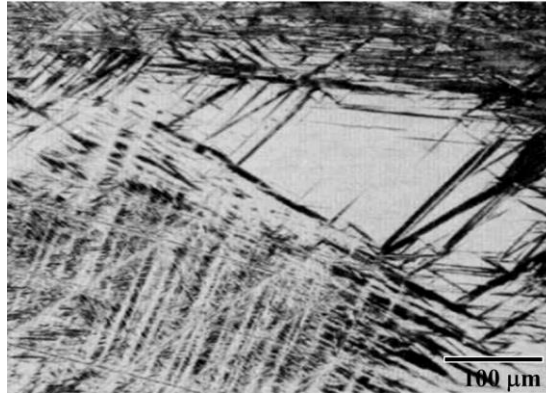


Figura 0.4. Microestructura acero Hadfield grado A, tratada térmicamente a 1065°C y enfriada en agua, atacada con picral 4% y observada a 500X. La imagen muestra la capa de martensita formada durante la deformación [18, 19].

2.4 Propiedades mecánicas

Reiterando, los aceros Hadfield están caracterizados por sus propiedades mecánicas como son: alta resistencia a la tracción y a la compresión, elevada ductilidad y excelente resistencia al desgaste. Este material es el único que combina alta resistencia y ductilidad con gran capacidad de endurecimiento por deformación y, usualmente, buena resistencia al desgaste.

2.4.1 Resistencia al desgaste

La principal propiedad mecánica de los aceros Hadfield es su gran resistencia al desgaste debido al incremento en dureza producto de un rápido endurecimiento por deformación durante el trabajado del material.

La resistencia al desgaste la cual se debe a las altas capacidades de endurecimiento por trabajo de estos aceros se genera durante el golpeteo (es decir, deformación) de la superficie, cuando se crea una gran cantidad de perturbaciones en las redes cristalinas que bloquean efectivamente el flujo de dislocaciones [21].

Su dureza y resistencia al desgaste pueden incrementar con la presencia de carburos los cuales se forman debido al elevado contenido de aleación, aunque esto puede afectar su tenacidad y por lo tanto la resistencia al desgaste para ciertas aplicaciones. Los aceros Hadfield son

usualmente menos resistentes a la abrasión que las fundiciones blancas martensíticas o los aceros de alto carbono martensíticos, pero son mucho más resistentes que las fundiciones blancas perlíticas o aceros perlíticos [22] además de ser más tenaces que cualquiera de los aceros mencionados.

2.4.2 Resistencia a la corrosión

Una baja resistencia a la corrosión es una de las deficiencias de los aceros Hadfield pues se oxida rápidamente. Cuando estos aceros son expuestos a ambientes corrosivos y abrasivos, el metal puede deteriorarse o ser disuelto a una velocidad ligeramente menor que un acero con alto contenido de cromo. Si la dureza o naturaleza no magnética de los aceros al manganeso es esencial para una aplicación marina, se debe proteger el metal con un galvanizado. Aunque se ha intentado mejorarlo con la adición de elementos como el cromo, no se han obtenido resultados favorables debido a la formación y precipitación de carburos de cromo que conlleva a un deterioro en la resistencia al desgaste con una mejora no muy apreciable en la resistencia a la corrosión. La sustitución de carbono por nitrógeno provee una buena combinación de resistencia a esfuerzos y a la corrosión, sin embargo, se necesitaría una alta presión de nitrógeno gaseoso para alcanzar un contenido equivalente al del carbono en los aceros Hadfield [19].

2.5 Tratamiento térmico

El tratamiento térmico del acero al manganeso Hadfield tiene como objetivo disolver los carburos precipitados a alta temperatura por lo que posteriormente debe ser enfriado muy rápido para lograr granos de austenita libres de carburo, lo cual se considera la microestructura ideal para su aplicación comercial [23].

El tratamiento consiste en calentar el acero a una temperatura alta como 1050°C, manteniéndolo ahí durante un tiempo determinado para luego ser enfriado en agua. Es importante destacar que la disolución completa del carburo depende de una selección acertada de la temperatura de calentamiento y el tiempo de permanencia [20]. La velocidad de enfriamiento es de extrema importancia, ya que una velocidad de enfriamiento muy lenta hace

que el acero sea propenso a precipitar el carburo. Entonces, los puntos principales a considerar para el tratamiento térmico exitoso de los aceros al manganeso Hadfield son:

- Eliminación de cualquier carburo no disuelto a una temperatura elevada.
- Evitar la formación de carburos precipitados en la microestructura final [19].

En una situación industrial, el control de la temperatura de austenización y el tiempo de mantenimiento no es tan fácil en medio de limitaciones operativas debido a la dificultad inherente en la manipulación mecánica de los objetos calientes de gran peso. Desde el diagrama de fase del acero, se puede observar que la formación de carburos es muy probable si el acero se mantiene durante un tiempo suficiente a una temperatura inferior a 700°C. Es por esta razón que la velocidad de calentamiento en la etapa inicial es muy importante [24].

Además, este acero de alta aleación es muy propenso a la descarburación lo cual puede darse debido a un mantenimiento prolongado a alta temperatura lo que puede conducir a la degradación de la composición y formación de una microestructura que no asegura las propiedades deseadas del acero, lo que inutiliza el componente, por lo que el adecuado diseño y control del tratamiento térmico resultan de gran importancia. Por tanto, la estrategia sugerida de tratamiento térmico puede ser:

- Calentar el componente a un ritmo muy rápido hasta una temperatura de 750–800°C, ya que, por debajo de esta temperatura, la probabilidad de formación de $(\text{FeMn})_3\text{C}$ es muy elevada. Dependiendo de la capacidad del horno, es recomendable una velocidad de calentamiento de 150–200°C por hora.
- Debido al calentamiento rápido, habrá un choque térmico a causa de la diferencia de temperatura entre la superficie y el centro de la pieza. Sin embargo, la austenita al tener una estructura cúbica centrada en las caras (FCC) y ser una fase dúctil; presenta una baja tendencia al agrietamiento debido al choque térmico. No obstante, la posibilidad de distorsión debido al cambio de volumen en diferentes secciones de la pieza no puede subestimarse. Por lo tanto, el componente se mantiene a 750–800 °C durante aproximadamente 30 min [25] homogenizando así su temperatura en las diferentes secciones.

Luego, el material se calienta a una temperatura alta en el rango de 1050-1075 °C a una velocidad de calentamiento moderada, la cual puede ser de alrededor de 75°C por hora [26].

Se prefiere una velocidad de calentamiento más lenta para evitar el gradiente térmico que puede conducir a la distorsión del material austenítico que es altamente plástico a temperatura elevada. Por el contrario, una velocidad de calentamiento más lenta implica un tiempo de permanencia mayor a alta temperatura; esto hace que el acero sea propenso a una mayor descarburación a menos que la atmósfera del horno sea controlada. Además, la disminución de la velocidad de calentamiento incrementa el tiempo para alcanzar la temperatura de austenización afectando la productividad [27]. Por lo tanto, se deben tomar las medidas adecuadas mientras selecciona la velocidad de calentamiento.

- Regularmente el acero se debe mantener a 1050°C durante 1 hora por cada 25 mm de espesor para la disolución completa de carburos. La disolución de carburos debe completarse a un nivel razonablemente bajo de temperatura, pero no con un tiempo de mantenimiento prolongado; la idea es disolver los carburos rápidamente sin mucho tiempo de degradación a la temperatura de disolución. Si la temperatura de disolución aumenta demasiado para reducir el tiempo de mojado, puede producirse un rápido engrosamiento del grano cuando no hay ningún agente restrictivo que limite el crecimiento del grano.

- Después de la disolución casi completa de los carburos, el acero es calentado lo más rápido posible hasta una temperatura de 1100–1150°C para que:

a) Se asegure la disolución completa del carburo.

b) Dar lugar a la homogenización de la composición de la austenita.

El engrosamiento del grano debido a temperaturas elevadas innecesarias debe evitarse por lo que debe de evitarse la exposición del material a altas temperaturas por tiempos prolongados, Por lo tanto, industrialmente deben tomarse medidas para evitar retrasos en el templado mejorando la logística del sistema de manipulación de materiales.

- Bajo condiciones ideales para espesores delgados, el acero se mantiene a una alta temperatura durante un período muy breve. Período de tiempo entre 15 y 20 minutos debido a lo mencionado anteriormente [26].

2.6 Endurecimiento por trabajo

Los rangos aproximados de propiedades de tracción producidas en otros aceros aleados por tratamiento térmico se desarrollan en acero al manganeso por endurecimiento por trabajo. Por lo tanto, en una prueba de tensión, cuando el material comienza a ceder significa el comienzo del endurecimiento por trabajo por lo que el alargamiento está asociado con su progreso. Hay poca o nula reducción marcada del área por estrechamiento (encuellamiento), debido a que el endurecimiento por trabajo es mayor en el punto de deformación, el aumento de la resistencia del trabajo detiene el alargamiento y la deformación que ocurre en otros lugares hasta que el endurecimiento y la reducción del área se igualan sustancialmente en toda la muestra. El tipo de comportamiento a menudo se compara con el exhibido por los aceros de plasticidad inducida por transformación. El alargamiento ocurre así uniformemente y sin saturación de la tensión de flujo, hasta la falla [28].

Una investigación mostró que la fractura ocurre debido a una combinación de coalescencia de microhuecos y agrietamiento superficial dentro de regiones de flujo plástico localizado [8]. Se observó que la nucleación de vacíos y grietas superficiales es una función de carburos e inclusiones no metálicas en la deformación plástica del acero y va acompañada del desarrollo de la textura [29].

Varios mecanismos han contribuido al endurecimiento por trabajo, dependiendo de factores como la composición de la aleación (energía de falla de apilamiento, sensibilidad a la velocidad de deformación), temperatura y velocidad de deformación. Estos mecanismos incluyen trenzado o maclado [29, 30], formación de fallas de apilamiento [31], y envejecimiento dinámico por deformación [32]. Sin embargo, está bien establecido que una transformación inducida por deformación de austenita a martensita la cual ocurre en los aceros Hadfield produce un endurecimiento menos significativo para niveles más bajos de carbono y manganeso ya que a escala macroscópica, se ha observado que la tasa de endurecimiento por trabajo aumenta con el aumento del contenido de carbono y la disminución del tamaño de grano [33].

El endurecimiento del trabajo se ha medido en velocidades de endurecimiento de 1500 a 2500 MPa en aceros austeníticos al manganeso a velocidades de deformación nominales de 10^{-4} /s a temperatura ambiente [34].

El acero al manganeso supera incluso a los aceros inoxidable austeníticos en capacidad de endurecimiento por trabajo. La dureza máxima alcanzable en la práctica es de aproximadamente 550 Brinell (HB). El endurecimiento por trabajo generalmente es inducido por impacto por golpes de martillo. Los golpes ligeros, incluso si son de alta velocidad, causarán deformación superficial y por lo tanto su endurecimiento superficial, aunque la dureza de la superficie puede ser alta la dureza disminuye con la profundidad. Aun cuando el impacto fuerte produce un endurecimiento más profundo, los valores máximos de dureza con el incremento en profundidad son más bajos [35]. El endurecimiento por trabajo absorbe mucha energía. La mayoría de los golpes de impacto encontrados en la industria son de baja velocidad por lo que este material es adecuado para diversas aplicaciones, convirtiéndolo en la opción preferida donde se requiere alta resistencia mecánica, tenacidad, absorción de energía y resistencia al desgaste.

2.7 Efecto de los elementos de aleación

2.7.1 Carbono

El carbono es uno de los dos elementos más importantes en aceros austeníticos junto con el manganeso. Los aceros al manganeso presentan una matriz austenítica la cual es una solución sólida de carbono en hierro gamma. Para la mayoría de aceros al manganeso se utiliza una relación entre el carbono y manganeso en una proporción Mn-C de 10:1. Por tanto, estos aceros contienen típicamente 12% Mn y 1.2% C. Esta relación fue creada principalmente para mantener un bajo volumen de carburos debido a que el manganeso tiene la capacidad de incrementar la solubilidad del carbono en la austenita. Incrementando el contenido de carbono aumenta el límite elástico y reduce la ductilidad. La Figura 2.5 muestra los efectos de aumento en el contenido de carbono sobre las propiedades de acero al manganeso al 13 % [36].

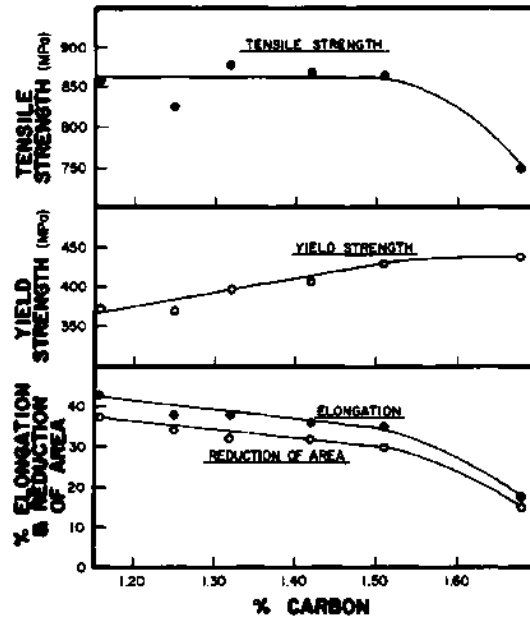


Figura 2.5. Efecto del carbono sobre la tracción y las propiedades del acero al manganeso, 1-pulgada barras de prueba de sección (13% Mn, 0,6% Si, 0,035%P) [36].

El principal efecto del aumento de carbono es incrementar la resistencia al desgaste por abrasión. La mayoría de los aceros al manganeso se utilizan en situaciones de desgaste por abrasión y desgaste de alto impacto por lo que los fabricantes intentan maximizar el contenido de carbono. Existen límites prácticos en el contenido de carbono ya que cuando se supera el 1,4% de C, el material es más propenso al agrietamiento debido a la presencia de carburos en el límite de grano los cuales algunas veces no se logran disolver. Aun así, los grados de aceros al manganeso, aquellos con alto contenido de manganeso, han empujado el límite superior de carbono mucho más allá del 1,4% [36].

2.7.2 Manganeso

El manganeso aporta un efecto estabilizador de austenita vital que actúa para retrasar su transformación y estabilizarla a temperatura ambiente. Así, con un acero simple que contiene 1,1% de Mn, el comienzo de la transformación isotérmica a 371°C puede ocurrir en aproximadamente 15 segundos mientras que con 13% de Mn pueden ser necesarios aproximadamente dos días. Por debajo de 260°C, el cambio de fase y la precipitación de carburo son tan lentos que para fines prácticos pueden despreciarse en ausencia de

deformación si el manganeso excede el 10% [37]. La Figura 2.6 muestra la influencia del contenido de manganeso en la resistencia y ductilidad del acero austenítico que ha sido tratado en solución y luego templado con agua.

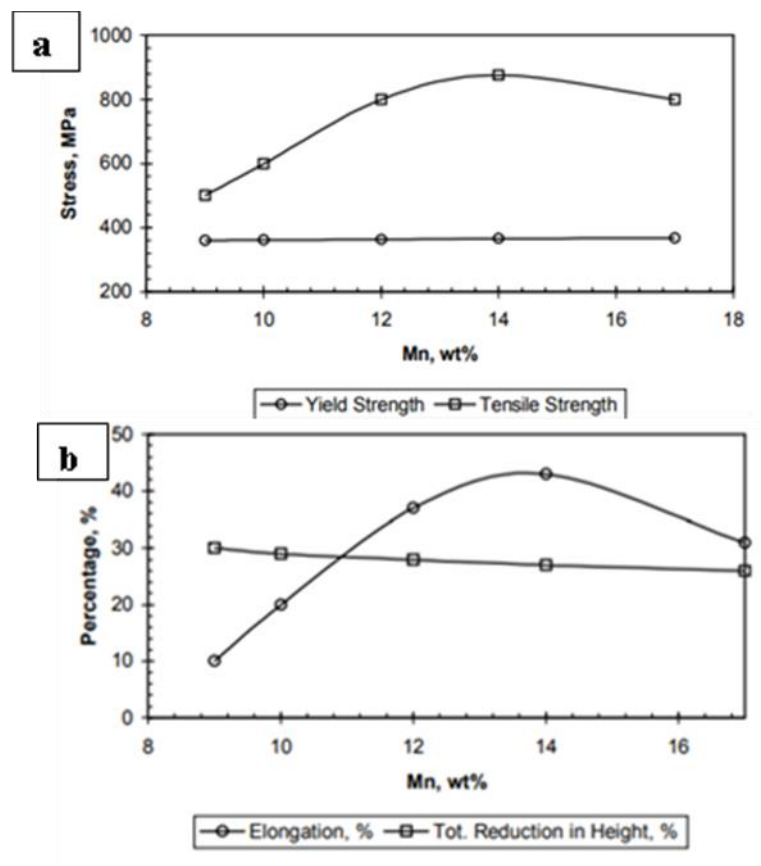


Figura 2.6. Efecto del contenido de Mn sobre (a) el límite elástico y de tracción, (b) elongación y reducción total de la altura de los aceros Hadfield [28].

El manganeso dentro de los límites del 10-14% casi no tiene ningún efecto sobre el límite elástico, pero sí beneficia la resistencia a la tracción y la ductilidad. Se puede demostrar la diferencia entre el 10% y el 13% de manganeso, aunque requiere un control cuidadoso de otras variables para que sea evidente. Por debajo del 10% de Mn, las propiedades de tracción disminuyen rápidamente quizás a la mitad de su nivel normal en alrededor del 8% Mn. Para requisitos críticos, es deseable un 11% de Mn como mínimo, aunque la mejora por encima del 10% es leve. El máximo es bastante arbitrario y probablemente depende más del costo de la aleación que de los resultados metalúrgicos, ya que se puede producir propiedades aceptables

hasta al menos un 20% de Mn. Generalmente, para aplicaciones comerciales, una relación manganeso-carbono es alrededor de 10 a 1 o más [38].

Los contenidos más bajos de manganeso proporcionarían una mejor resistencia al desgaste debido en parte a la mejor dispersión de carburo y en parte a la austenita menos estable en las estelas de manganeso inferior. Con el fin de obtener una mejor resistencia al desgaste, los aceros con bajo contenido de manganeso con su menor tenacidad deberían ser utilizables en muchas aplicaciones. Sin embargo, el objetivo de producir este tipo de aceros es la alta tenacidad, por lo que la reducción del contenido de manganeso no es útil [39].

Además, si el carbono y el manganeso se reducen juntos, por ejemplo, a 0,53%C con 8,3%Mn o 0,62%C y 8,1%Mn, la tasa de endurecimiento por trabajo debido a la formación de tensión-inducida para formar α' (martensita) por deformación también se ve reducida.

2.7.3 Silicio

Los contenidos de silicio de hasta el 1% se consideran seguros en aceros al manganeso, pero el silicio no ejerce una influencia notable sobre las propiedades mecánicas. Con un contenido de silicio al 2,2%, Avery [36] ha mostrado una fuerte reducción en resistencia y ductilidad. La mayoría de experimentación informada se ha realizado con tamaños de sección pequeños de menos de 1 pulgada, al considerar el contenido de silicio y tamaños de sección más pesados, la resistencia al impacto puede reducirse drásticamente al aumentar el contenido de silicio. La Figura 2.7 muestra el efecto de agregar 1,5% de Si a un tamaño de sección de 6 pulgadas [36].

Los datos muestran una reducción del 75% en el impacto de energía cuando el silicio se incrementa a este nivel. Se recomienda mantener el silicio a niveles bajos en acero al manganeso, a menos de 0,6% de silicio al producir tamaños de sección de más de 1 pulgada.

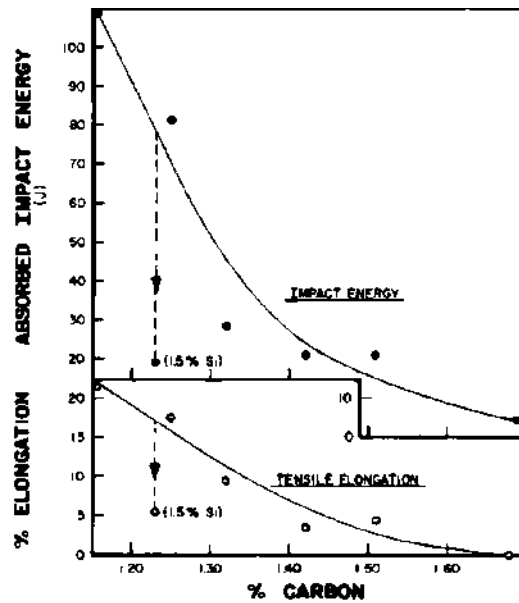


Figura 2.7. Efecto de la adición de silicio al 1,5% sobre la energía de impacto y el alargamiento por tracción de acero al manganeso de sección de 6 pulgadas. (Composición base 13% Mn, 0,6% Si, 0,035%P) [36].

2.7.4 Aluminio

El aluminio se utiliza para desoxidar el acero al manganeso, lo que puede prevenir agujeros de alfiler y otros defectos de gas. Es típico utilizar adiciones de 2 kg / tonelada en el cucharón. El aumento del contenido de aluminio disminuye las propiedades mecánicas del acero al manganeso al tiempo que aumenta la fragilidad y desgarradura en caliente. En la práctica es aconsejable mantener los contenidos de aluminio residual bastante bajos para la mayoría de los grados de acero al manganeso.

Se están desarrollando nuevos materiales que contienen altos niveles de aluminio y aproximadamente 30% de Mn para obtener aceros de baja densidad y de alta resistencia. En estos casos la principal función del aluminio es reducir la densidad de la aleación resultante [36].

Se han explicado las generalidades del acero Hadfield, de dicho acero serán elaboradas las piezas de la cuchara de excavadora por las propiedades ya explicadas anteriormente.

Existen diferentes procesos de moldeo para la elaboración de piezas por fundición algunas de estas son: moldeo en verde, moldeo a la cera perdida, proceso de poliestireno expandido, moldeo con arena Shell, moldeo con resinas autofraguantes, etc. El proceso de moldeo que se llevó a cabo en este trabajo de tesis fue de resinas autofraguantes y moldeo con arena Shell. A continuación, se explicarán estos procesos en conjunto con sus propiedades y ventajas.

2.8 Proceso de moldeo con resinas autofraguantes

El proceso Furan No-Bake es un sistema aglutinante para la producción de moldes, corazones o moldes simples. La resina de furano está hecha regularmente de alcohol furfurílico, el molde de furano sin hornear se utiliza en la fundición de todo tipo de fundición de acero, hierro fundido y fundición de metales no ferrosos [40]. El aglutinante se puede curar con un catalizador líquido o gaseoso. Este proceso forma moldes duros y rígidos, lo que proporciona a la fundición buenas tolerancias dimensionales. La arena en un molde sin hornear se mezcla con una resina líquida y se endurece a temperatura ambiente. Los aglutinantes sin horneado (auto endurecibles) son catalizados con ácido o curados con éster [41]. No se requiere calor en el proceso. Las temperaturas de operación para este proceso oscilan entre 24 y 30°C. La arena, el aglutinante y el catalizador se mezclan continuamente y se soplan en la caja de moldeo. La cantidad de aglutinante de furano no horneado que se utiliza suele ser de 0,7 a 0,9%, en base al peso de la arena. Los niveles de catalizador son generalmente del 20 al 40% basado en el peso del aglutinante [42].

El sistema autofraguante PEP SET™ es posiblemente el nombre más confiable en el mercado de autofraguantes. Es conocido por su excepcional calidad y reacciones de curado altamente controlables, PEP SET™ ha sido durante mucho tiempo el estándar en excelencia de los autofraguantes. De hecho, cuando se utiliza en una línea de producción automatizada (rodillos en circuito cerrado o mesas giratorias), PEP SET™ produce moldes completamente curados en menos de 90 segundos. Claramente, la velocidad, la flexibilidad de aplicación y la facilidad de uso hacen que PEP SET™ sea ideal para satisfacer cualquier requisito de preparación de moldes [43].

2.8.1 Arena

Para los procesos de fundición en arena se utiliza arena de sílice (SiO_2), debido a su economía y resistencia a altas temperaturas. La arena de Sílice se compone de 1 átomo de silicio y 2 de Oxígeno, formando una molécula muy estable: SiO_2 . (Dióxido de silicio). Esta molécula es insoluble en agua y es un mineral que es altamente resistente al calor, con un punto de fusión de 1650°C . La arena se mezcla con resina y ácido. La resina está alrededor del 0,66% en peso respecto a la arena, mientras que el ácido se incluye entre el 40 y el 70% de resina [44].

2.8.2 Propiedades de la arena

Las arenas de moldeo han de cumplir las siguientes propiedades:

1. Plasticidad: para reproducir con fidelidad los detalles de la superficie del modelo o de la caja de machos.
2. Cohesión: para que el moldeo o macho conserven su forma cuando se retire el modelo o se abra la caja de machos, se maniobren las cajas y se cuele la aleación líquida.
3. Refractariedad: capacidad para resistir la elevada temperatura del metal colado en el molde sin que éste funda y se vitrifique en la superficie de la pieza.
- 4.- Permeabilidad: capacidad para dejar pasar por su interior los gases que se originan durante la colada.
5. Conductividad calorífica: que regula la velocidad de enfriamiento del metal en el molde y con ello, su estructura. La arena seca posee menor conductividad calorífica que la húmeda. También se puede disminuir la conductividad de la arena acondicionándola con carbón mineral molido.
6. Flexibilidad: capacidad de deformarse para permitir la contracción de la pieza durante su enfriamiento.
7. Desmoldeabilidad/colapsabilidad: capacidad de la mezcla de disgregarse con facilidad para permitir que se desaloje la pieza después de enfriada y que le comunique buen aspecto superficial.
8. Fluidéz: capacidad para fluir en el molde hacia todas sus partes teniendo una baja resistencia al avance del flujo del metal sobre la superficie de la arena [44].

En la Tabla 2.2 se indican algunas propiedades de varias arenas de moldeo.

Tabla 2.2. Propiedades de algunos materiales de moldeo [44].

Material del molde	Conductividad térmica K[W/m·K]	Densidad ρ [kg/dm ³]	Calor específico Cp[J/kg·K]	Expansión 20-1 200°C (%)	Temperatura fusión [K]
Arena silicea	0.52	1.60	1,170	1.90	1 986
Arena de cromita	0.38	2.65	990	0.60	2 363
Arena de olivo	0.35	1.70	990	1.10	2 143
Arena de zirconio	1.04	2.72	840	0.45	2 813

2.8.3 Tipos de arena

Los diferentes tipos de arena que se usan para el moldeo en fundición son

➤ Arena de Zirconio

La arena de zirconio presenta excelentes propiedades refractarias, baja dilatación térmica y elevada conductividad térmica.

Su composición es Silicato de circonio (ZrSiO_4) y tiene una densidad aparente aproximada de 2,7 gr/cm³.

Se emplea en la fabricación de machos y moldes sometidos a altas temperaturas como es el caso de piezas de acero y piezas masivas de fundición.

Las propiedades de la arena de zirconio permiten reducir y evitar las reacciones metal/molde y aumentar la velocidad de enfriamiento [45].

➤ Arena de Olivo

La arena de Olivino es una arena especial para la fabricación de moldes y machos en la industria de la fundición. Su carácter básico la hace adecuada en la fabricación de piezas fundidas de acero al manganeso, comparativamente con la arena de sílice es menos reactiva con el óxido de manganeso.

La dilatación térmica de la arena de olivino es menor que la de la arena de sílice y tiene una alta resistencia al choque térmico, con lo que se reducen también los problemas derivados de la expansión de la arena. El Olivino con granulometría de 100-120 AFS se utiliza en la industria del refractario como materia prima en la fabricación de masas agutinables para aplicación en la industria siderúrgica. El tamaño granulométrico para la fabricación de moldes es de 50-60 AFS y la composición típica expresada en óxidos es MgO: 48%, SiO₂: 41% y Fe₂O₃: 8% [46].

➤ **Arena de Cromita**

La arena de Cromita es una arena especial con muy buenas propiedades a elevadas temperaturas, proporciona una alta resistencia a la penetración del metal líquido, y comparativamente con otras arenas produce un enfriamiento más rápido de la pieza fundida.

La dilatación térmica es mucho más baja que la arena de sílice con lo que se reducen también los problemas derivados de la expansión de la arena. Se suministra con una granulometría 45-65 AFS y el contenido típico de sus óxidos mayoritarios es Cr₂O₃: 46%, FeO: 27%, Al₂O₃: 15% y MgO:10%.

La arena de cromita es compatible con todos los procesos químicos de confeccionamiento de moldes y machos. Actualmente se utilizan grandes cantidades de arena de Cromita en la industria de la fundición para la fabricación de moldes y machos.

La arena de Cromita es aplicable a todos los tipos de aceros y muy apropiada para las piezas de acero al cromo, cromo-níquel y acero al manganeso.

Tiene la ventaja sobre la arena de sílice de que es menos reactiva con el óxido de manganeso, reduciendo, de este modo, los problemas de calcinación [47].

➤ **Arena de Bauxita**

La arena de Bauxita es un producto obtenido por fusión y que contiene aproximadamente un 75% de Al₂O₃.

Esta arena sintética presenta excelentes propiedades refractarias, una alta permeabilidad y dilatación térmica similar a la arena de cromita.

Se presenta en diferentes tamaños siendo el más habitual el de 65 AFS y tiene una densidad aparente de 2 g/cm^3 . La arena de Bauxita se puede utilizar como sustituto de la arena de zirconio y gracias a sus propiedades magnéticas es posible su separación de la arena de sílice.

Otra importante característica de la arena de bauxita son las altas resistencias mecánicas que se obtienen en los moldes, hecho constatado en los procesos de Caja Fría, Caja caliente y sistema furánico autofraguante [48].

2.8.4 Tamaño y forma de la arena

Uno de los factores más importantes en la selección de la arena es el tamaño del grano. Los granos finos permiten un mejor acabado superficial de la cavidad y de la pieza; sin embargo, los granos finos reducen la permeabilidad del molde [49]. La porosidad está relacionada directamente con la permeabilidad, la cual permite que los gases escapen del molde. Si los granos tienen un tamaño uniforme se maximiza la permeabilidad, sin embargo, la porosidad excesiva puede ocasionar que el metal penetre en el molde, dando un mal acabado superficial.

Los granos de arena pueden clasificarse por su forma y de esta depende su desempeño en el moldeo, en razón a que podrá colocar más aglutinante alrededor de él y podrá además distribuirlo mejor. El esqueleto de un molde de fundición es la arena y requiere de otros materiales que le den la consistencia y la plasticidad necesarias; las formas más comunes son: angular, redondeada, subangular y compuesta (Figura 2.8) entre estos se destacan los granos redondos y angulares [50].

Las mejores arenas de fundición tienen granos que están redondeados con una esferoidicidad media a alta, lo que proporciona una buena fluidez y permeabilidad con alta resistencia a bajas adiciones de aglutinante. Las arenas más angulares y de menor esfericidad requieren mayores adiciones de aglutinantes, tienen menor densidad de empaquetamiento y menor fluidez [51].

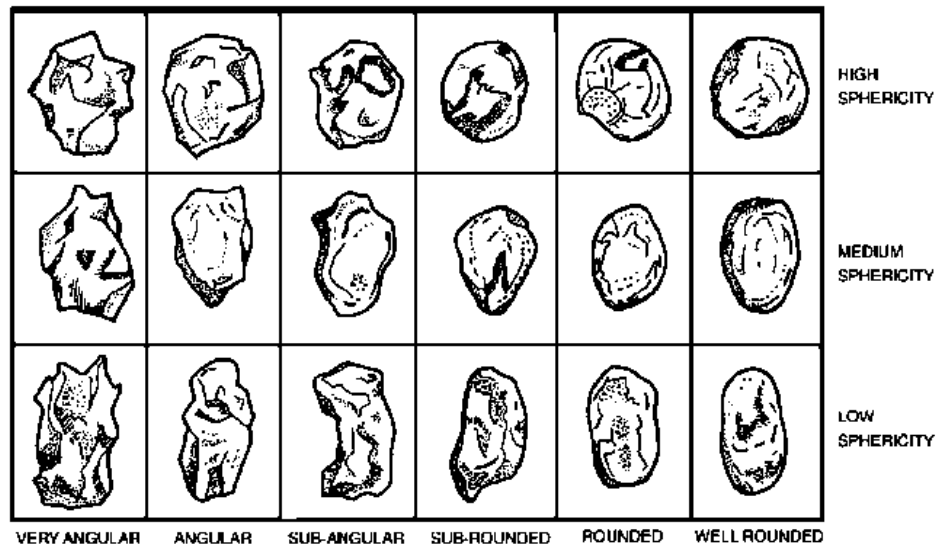


Figura 2.8. Diferentes formas de los granos de arena [50].

Una arena muy redondeada disminuye la permeabilidad debido a que presenta un empaquetamiento más compacto, reduciendo la porosidad. Así mismo la mezcla requerirá más o menos agua dependiendo del área superficial de la arena, lo mismo sucede con la cantidad de aglutinante o resina y catalizador. Los granos angulares tienen una mayor área superficial, por lo que requieren mayores cantidades de aglutinante [51].

Así mismo, cuando disminuye el tamaño de la arena, se incrementa su área superficial. Por lo tanto, se debe elegir una distribución óptima de tamaños y formas.

2.8.5 Resinas

Existen dos tipos de resinas las fenólicas y las Furánicas y son las más habituales en el moldeo, las sustancias más utilizadas se describen a continuación:

- Resinas fenólicas: formaldehído, fenol, hidróxido de sodio, hidróxido de potasio.
- Resinas furánicas (resina de alcohol furfurílico-formol-urea): alcohol furfurílico, fenol, formaldehído.
- Endurecedores: gamma-butirolactona, carbonato de propileno.
- Catalizadores: ácido paratoluensulfónico, ácido sulfúrico.

El sistema Fenólico Uretano permite una alta productividad, optimizando al máximo la vida de banco con relación a la curva de fraguado. Baja evolución de gases y niveles de olores muy

aceptables. Buena fluidez de la arena, debido a la baja viscosidad de las resinas, lo que permite obtener buenos acabados superficiales de las piezas fundidas. Los aglutinantes se basan en una reacción de poliadición entre una resina fenólica (poliolcomponente) y un componente de isocianato [52].

2.8. 6 Beneficios del proceso PEP-SET

- Tiempos de curado controlables: El sistema PEP SET se caracteriza por un tiempo de procesamiento relativamente largo con un curado simultáneamente muy rápido y, por lo tanto, garantiza la máxima productividad gracias a tiempos de ciclo muy rápidos [42].
- Relación superior tiempo de trabajo / tiempo de desmoldeo
- Excelentes resistencias de núcleos y moldes
- Posibilidad de regeneración de arena
- Mejores condiciones de trabajo en las áreas de moldeo y vertido
- Gran precisión de tamaños de piezas fundidas.

2. 9 Arena Shell

El proceso Shell es usado para elaborar núcleos y moldes que están hechos de una arena fluida recubierta de resina. Los núcleos y moldes se curan en múltiples formas mediante la aplicación de calor. Los núcleos y moldes se producen generalmente en secciones delgadas, a menudo parecidas a conchas de arena unida [53]. Las arenas de moldeo de conchas ó cáscaras pueden ser redondas, subangular o angular. Las arenas redondas requieren una menor cantidad de aglutinante ó resina y tienen la mayor resistencia en frío además de ser más permeables. Estas propiedades, además de reducir la fuerza caliente, hacen que los granos de la arena sean redondos especialmente adecuados para la fabricación de corazones. Granos angulares, debido a su alta resistencia al calor, se prefieren para la construcción de moldes. Los granos subangulares tienen propiedades que son intermedias entre los de granos redondos y granos angulares, son los más utilizados para moldes [28].

2.9.1 Ventajas del proceso Shell

- El proceso Shell es capaz de producir corazones y moldes con un alto nivel de precisión dimensional lo que permite a los fundidores de metal producir piezas fundidas que están más cerca de la forma de la alcanzable por algunos otros procesos.
- El proceso también es flexible, adaptable y puede permitir que la fundición manipule el núcleo / molde.
- Tasas de transferencia de calor, resistencia del molde y del núcleo, estabilidad dimensional u otras propiedades que impactan las cualidades finales del producto fundido [54].

2.9.2 Resinas para el proceso Shell

Las resinas sintéticas utilizadas en el moldeo de cáscara son resinas termoplásticas a las que se ajusta o se han añadido agentes polimerizantes para producir características termo endurecibles. Los polvos de resina se compran según las propiedades que son importantes en la formulación de mezclas de resina y arena: punto de fusión, velocidad de curado, flujo velocidad, tamaño de partícula y contenido hexadecimal. En la tabla 2.3 se observa una lista de las propiedades de resinas sintéticas utilizadas en el moldeo de arena Shell [54].

Tabla 2.3. Propiedades de algunas resinas sintéticas utilizadas en el moldeo de arena Shell [54].

#Resina	Punto de Fusión		tiempo de curado de 150°C (300°F),s	Flujo en 17 min a 125°C (257°F)(b)		Tamaño de partícula (% 200 tamiz) Concentración Hexadecimal %	
	°C	°F		mm	in		
1	100-110	210-225	25-35	10-17	0.4-0.7	0.5-1-0	13-15
2	105-115	220-235	35-45	16-22	0.6-0.9	0.5-1-0	11-13
3	95-100	205-215	35-45	10-17	0.4-0.7	0.5-1-0	13-15
4	110-115	225-240	40-47	10-15	0.4-0.6	8.0-10	13-15
5	105-110	220-230	45-50	16-22	0.6-0.9	1.0-1.5	13-15
6	110-115	225-240	50-55	22-28	0.9-1.1	5.0-10.0	11-13
7	95-100	205-215	55-60	16-22	0.6-0.9	0.1-0.2	11-13
8	100-110	210-225	55-60	22-34	0.9-1.3	0.5-1.0	13-15
9	100-110	210-225	65-75	22-28	0.9-1.1	0.1-0.5	8-10
10	110-120	230-250	80-100	24-34	0.9-1.3	0.1-0.2	8-10

2.10 Sistema de alimentación

El objetivo de un sistema de alimentación es permitir la distribución del metal en la cavidad del molde a una adecuada velocidad, sin pérdidas excesivas de temperatura, libre de la cuestionable turbulencia, atrapamiento de gases, escorias y óxidos [55]. Por tanto, es una de las partes más importante del molde.

Debe dotar al fluido de la velocidad necesaria en su punto inferior para que este sea capaz de llenar la cavidad del molde, por ello se diseñan de forma de que su área disminuya a medida que el fluido descienda. Esto genera un caudal continuo, un aumento de la velocidad y de la presión, por ende.

Esta ha de ajustarse a las limitaciones de velocidades del fluido. En este sentido es muy importante el correcto dimensionado de la sección base del bebedero.

2.10.1 Componentes de un sistema de alimentación.

1. Bebedero

Básicamente el bebedero se diseña de forma que imite la caída de la corriente de forma natural como resultado de la gravedad. Esto se muestra como una hipérbola, de ello se denota la compleja interacción entre la base del bebedero y el propio bebedero [56]. Puede verse este efecto en la Figura 2.9.

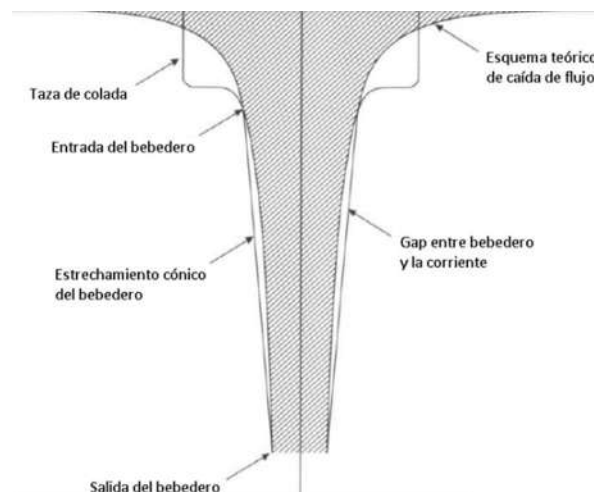


Figura 2.9. Hipérbola teórica que muestra la caída de la corriente [56].

2. Copa de vaciado.

La copa de vaciado o taza de colada se localiza en la parte superior del bebedero para estabilizar la entrada del flujo de metal fundido en el sistema de colada. Existen varias geometrías de diseño de la taza de colada, siendo la más común una taza cónica por su facilidad de implementación. Sin embargo, este diseño presenta la desventaja de poco control de la velocidad del flujo al ser complejo mantener un nivel constante de llenado generando esto posibilidad de turbulencias en el bebedero [57]. Sin embargo, para fundiciones pequeñas, como es el caso en estudio, la taza cónica se comporta tolerablemente bien. En el diseño de la taza de colada cónica se tiene en cuenta la altura fija de la caja de moldeo, lo que limita tanto las dimensiones del bebedero como las de la taza. Se debe elaborar una relación de compromiso entre las alturas de estos dos sistemas para que su total se ajuste a la altura de la caja de moldeo [58].

Se ha tomado como diseño aproximado las dimensiones de la Figura 2.10, siendo D_{pc} el diámetro inferior del cono de la taza de colada, D_{bs} el diámetro superior del bebedero y H la altura de la taza de colada.

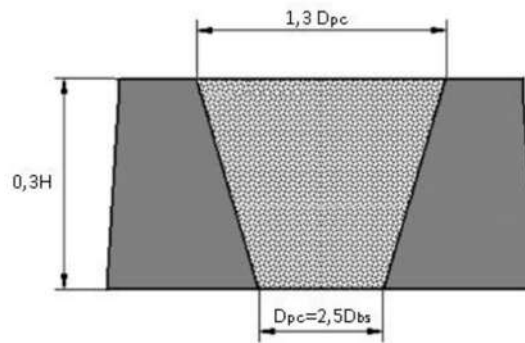


Figura 2.10. Diseño taza de colada [58].

3. Área de choque

Es la parte de unión entre el fondo del bebedero y el canal de colada. Este debe asegurar una transición suave del flujo de metal fundido, pues es el que recibe al metal líquido con mayor velocidad en su bajada desde el bebedero y lo debe redireccionar horizontalmente hacia los canales de colada [59]. Uno de los diseños más usados por su efectividad y simpleza es su diseño como cilindro de área cinco veces superior al área menor del bebedero y altura dos

veces superior a la altura del canal de colada, tal y como se puede ver en la Figura 2.11. Esta optimización fue confirmada por Isawa (1993) en su estudio en el que se buscaba eliminar la generación de burbujas de gas y oxidación exponencial en función del tiempo.

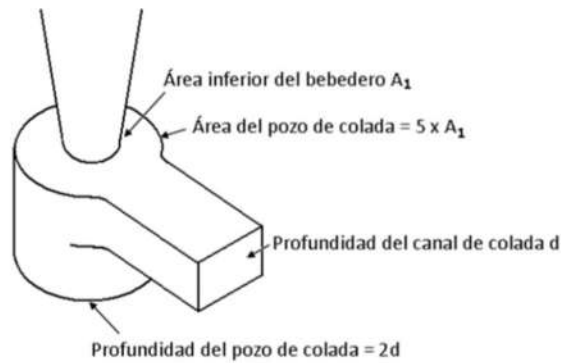


Figura 2.11. Diseño de la copa de vaciado [59].

4. Canales de colada y ataque

Los canales de colada son los encargados de distribuir horizontalmente el metal fundido hasta la cavidad del molde. El canal de ataque es el conducto final del sistema de alimentación y es el que se conecta directamente con la cavidad del molde, siendo así el que sirve de alimentación directa de material fundido. El canal de colada es el canal que sirve de unión entre el pozo de colada y el canal de ataque, y tiene como función servir de enlace entre ambos, ya que debe existir una distancia mínima entre zonas calientes de gran acumulación de metal fundido como son el bebedero y la pieza o mazarota [60]. Normalmente estos canales son horizontales por simpleza en la implementación, aunque existe la posibilidad de canales verticales o con cierto ángulo de inclinación. Generalmente se localizan en la línea de partición para moldes en cajas bipartidas facilitando la generación del modelo y su extracción. El número de canales de colada y ataques depende de las dimensiones de la fundición. Para piezas simples y de poco volumen en los que existan caras rectas y de fácil acceso, se puede alimentar con solo un canal de cada tipo. Estos canales se diseñan lo más cortos posibles para evitar enfriamientos prematuros del metal, pero con la suficiente longitud para permitir una suficiente distancia a la caja de moldeo y zonas calientes [57].

2.11 Mazarota

Es una especie de embudo de pequeñas dimensiones, que se encuentra en comunicación con el molde y que tiene como objeto asegurar su completo llenado y permitir la evacuación de gases de su interior. Las mazarotas se utilizan durante la elaboración de piezas de fundidas [61].

Las mazarotas sirven para la alimentación de las piezas en el período de solidificación, con el fin de compensar las contracciones del metal, y evitar la formación en las piezas de rechupes y porosidades. Las mazarotas se colocan sobre las partes más densas y los nudos térmicos de las piezas, en las cuales, como resultado de una solidificación lenta, se forman los rechupes y se manifiesta una aguda porosidad [62]. El elemento que más influye en el volumen de contracción en los aceros es el carbono el cual a medida que aumenta, hace mayor la contracción. Las mazarotas se utilizan para la fabricación de acero, aleaciones no férricas, fundición nodular, fundición blanca, así como también para piezas con paredes gruesas de fundición gris. La mazarota continúa alimentando material a la pieza, ya que se dispone de tal manera que la masa fundida en ellas solidifique en ultimo termino. Para este propósito el espesor de la mazarota tiene que ser mayor que el espesor del lugar de la pieza sobre el que se dispone [63].

Como se detalló en este capítulo de revisión bibliográfica, el adecuado diseño de la aleación, procesamiento del metal líquido, elección de los materiales para la elaboración del molde, diseño del sistema de moldeo, sistema de alimentación y tratamiento térmico, determinarán las propiedades y las características del componente a producir, lo que asegurará un adecuado desempeño para cierta aplicación. El siguiente capítulo detalla el procedimiento a seguir para la obtención de los componentes de máquinas excavadoras tomando en cuenta todas las consideraciones antes mencionadas y diseñando procesos específicos para la obtención de las partes en cuestión.

alimentación que provoquen velocidades razonables del fluido metálico en el interior del molde. El ángulo de salida para el desmoldeo de moldes de madera se encuentra entre 3° y $0,5^\circ$ [64].

El diseño se fabricó en SolidWorks® considerando el canal de alimentación y la mazarota (Figura 3.2) cuya función es proveer el metal líquido durante la solidificación de la pieza para evitar la formación de poridad por contracción dentro de la pieza.

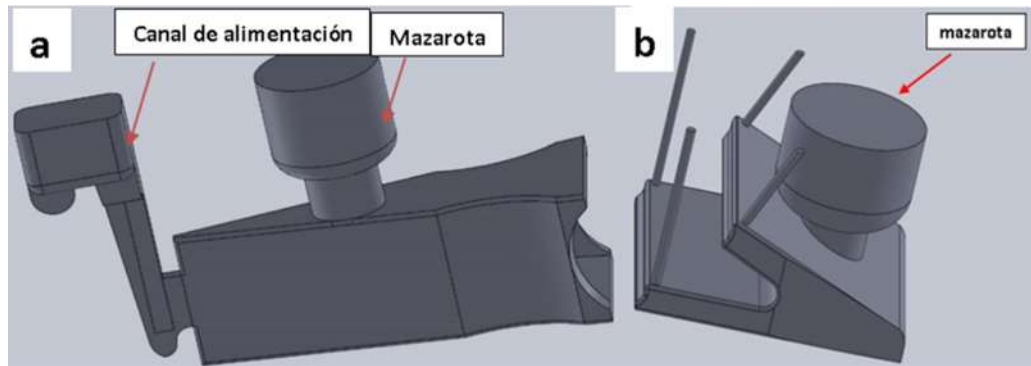


Figura 3.2 a) Pieza del labio protector, con sistema de alimentación y mazarota, b) Punta de excavadora con mazarota.

Posteriormente se revisó que el diseño no tuviera errores ni líneas abiertas para hacerlo compatible con el software ProCAST®.

Para el proceso de mallado se utilizó un tamaño de elemento de 5 milímetros en la pieza y 10 milímetros en el molde como se muestra en el apartado de resultados. El material utilizado para la simulación fue un acero Wear-Resistant de composición 1.2% C y 12-13% Mn con una temperatura inicial de 1500°C . En el caso del molde su temperatura inicial fue de 30°C y el material seleccionado fue resina autofraguante. Para la interfase molde-pieza se estableció un coeficiente de transferencia de calor de $h=400 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$. Para la alimentación del metal, se estableció un Intel con un diámetro de 4.4cm y un flujo másico de 2 kg/s constante durante todo el vaciado.

3.3 Fabricación de los diferentes componentes para el moldeo.

3.3.1 Fabricación del modelo de madera.

El modelo de madera para el diente se fabricó en 2 partes, reproduciendo fielmente la forma exterior de la pieza a fabricar y teniendo en cuenta aspectos como su disposición en el molde, grado de contracción del metal líquido y la necesidad de colocar corazones para poder dejar huecos internos donde no se desea llenar con metal.

En este caso se consideró un sobredimensionamiento de un 2.6% tomando en cuenta los valores de contracción para este tipo de aceros reportados en la literatura [65].

Las 2 partes del modelo fueron atornilladas a una tabla plana para evitar que se movieran durante el moldeo, además se colocaron topes para la alineación de las cajas, las cuales se fabricaron de placa de acero al carbono de 76.2 mm de ancho por 6.35 mm de espesor.

3.3.2 Fabricación del modelo en 3D.

Los modelos para la fabricación de los moldes para el protector se elaboraron mediante impresión 3D en una impresora de la marca Creality modelo CR-10S (Figura 3.3). Los diseños creados en SolidWorks® fueron exportados en formato STL y el código fue generado en el software CURA Ultimaker. La impresión se produjo con la adición del material (PLA) en capas que corresponden a las sucesivas secciones transversales del modelo.

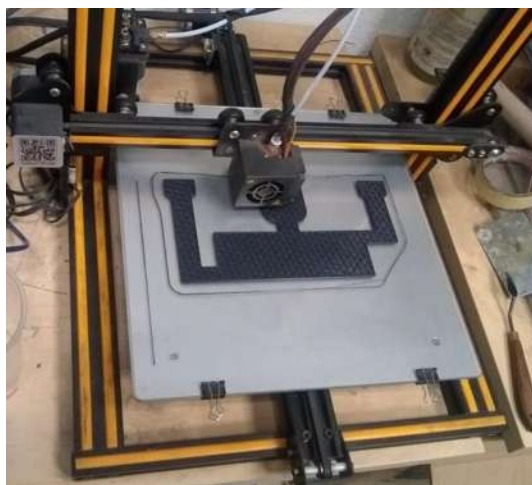


Figura 3.3 Impresora de la marca Creality modelo CR-10S.

3.3.3. Fabricación de corazones.

Los moldes para los corazones fueron elaborados con aluminio maquinado con las dimensiones internas de la pieza. Para la elaboración del molde se requirió de la fabricación de una corazonera de aluminio la cual fue elaborada por fundición partiendo de un modelo metálico Figura 3.4 a).

Los corazones para la punta se elaboraron con arena Shell Figura 3.4 b), la cual fue fraguada a 270°C por un tiempo de 5 minutos para posteriormente ser recubiertos con pintura de Zirconia (ZrO_2).

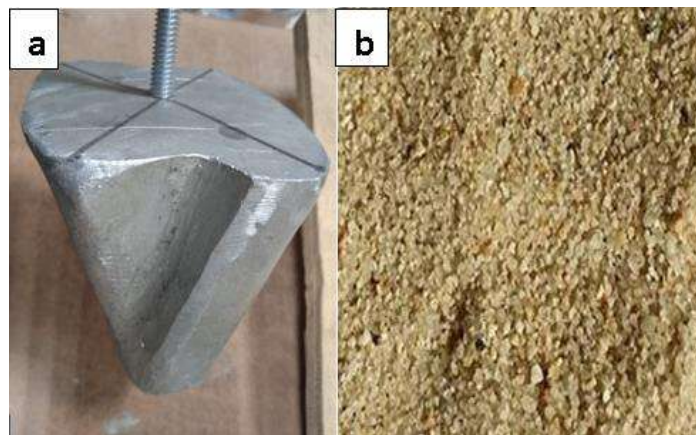


Figura 3.4 a) Parte interna de la pieza y b) Arena Shell.

3.4 Elaboración de moldes.

El moldeo de arena se llevó a cabo por el proceso de PEP-SET donde se usó arena sílice (SiO_2) con una granulometría de 50-60 sub- angular como se muestra en la Figura 3.5 a), la Figura 3.5 b) muestra la morfología de la arena observada a través del MEB. Se realizó la elección de la arena por ser más económica que otras y 90% recuperables por medios mecánicos y térmicos. Además, esta arena posee una alta refractabilidad (resistencia a la temperatura), mayor índice de sinterización (temperatura de fusión de los cristales de arena), lo que evita que la arena se sinterice y se adhiera a la superficie de la pieza, se queme o produzca gases, deformaciones del molde y defectos superficiales en la pieza fundida [66].

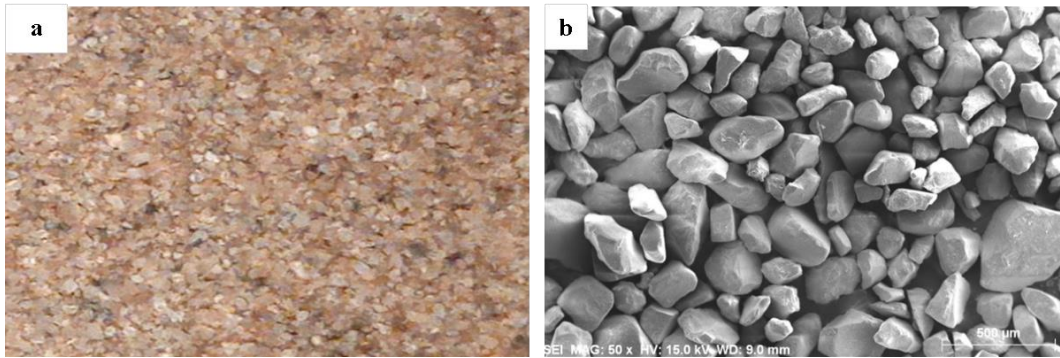


Figura 3.5 Arena sílice con granulometría 50-60AFS, b) Morfología de la arena sílice observada mediante el MEB.

El molde en arena se fabrica con mezcla de arena auto fragante (resina y catalizador) como se muestra en la Figura 3.6, cubriendo totalmente la placa modelo de la pieza a fundir, dentro de una caja metálica.



Figura 3.6. Resinas utilizadas para el proceso no bake.

La arena fue endurecida mediante el uso de resinas fenólicas uránicas, a este sistema de resinas se le conoce como “PEP-SET”, el cual consta de 3 componentes de resinas (A, B y catalizador). Para el proceso de moldeo con resina autofraguante PEP-SET se utilizó una relación de 55% del componente A, 45% del componente B del total de arena y 6% en peso de catalizador tomando como referencia el peso del componente A de acuerdo con lo especificado por el fabricante de la resina. Como se muestra en la Figura 3.7.

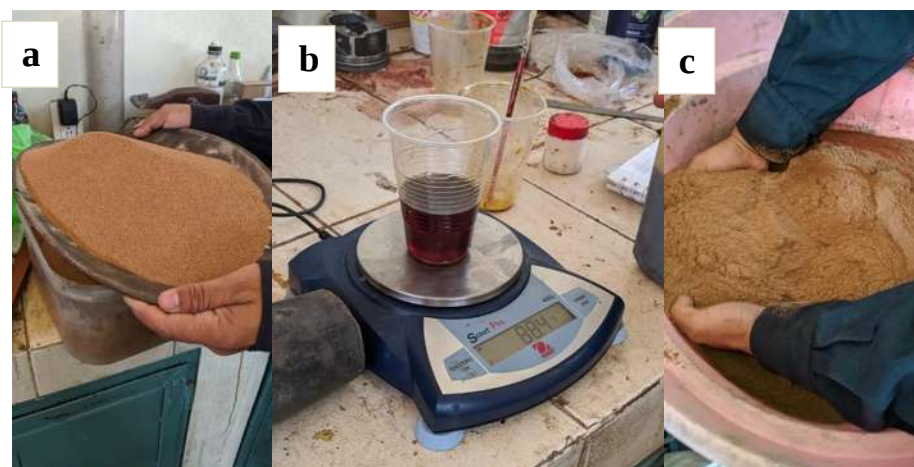


Figura 3.7. a) y b) Pesado de la arena y resina respectivamente y c) Mezclado de la arena.

3.5 Fabricación de la aleación.

Para la fabricación de las piezas se eligió un acero de elevado contenido de manganeso conocido como acero Hadfield con composición nominal 11%Mn, 1.1%C, 0.5%Si y Fe como elemento balance.

3.6 Preparación de la carga.

El balance de carga se desarrolló tomando la composición nominal, además de considerar pérdidas del 10% para los diferentes elementos debido a la oxidación. El hierro base fue limpiado para remover el óxido y las diferentes ferroaleaciones fueron trituradas para acelerar su proceso de fusión. El balance de carga utilizado se muestra en la sección de resultados.

3.7 Proceso de fusión.

El proceso de fusión se llevó a cabo en un horno de inducción de atmósfera abierta con capacidad de 250 kilogramos como se muestra en la Figura 3.8 en el cual se cargó primeramente el acero base. Una vez líquido el metal se procedió a realizar la adición de las ferroaleaciones y finalmente se llevó a cabo el proceso de desoxidación con aluminio.



Figura 3.8. Horno de inducción con capacidad de 250 kg utilizado para el proceso de fusión del acero.

3.8 Tratamiento térmico de solubilización y temple.

Los tratamientos térmicos se realizaron en una mufla de calentamiento por medio de resistencia eléctrica marca Carbolite (Figura 3.9).



Figura 3.9. Horno eléctrico marca Carbolite™

El tratamiento consistió en un calentamiento hasta una temperatura de 1050°C a una velocidad de calentamiento de 10°C por minuto y una permanencia de 120 minutos para posteriormente enfriarse en agua, la Figura 3.10 muestra una gráfica del proceso de tratamiento térmico.

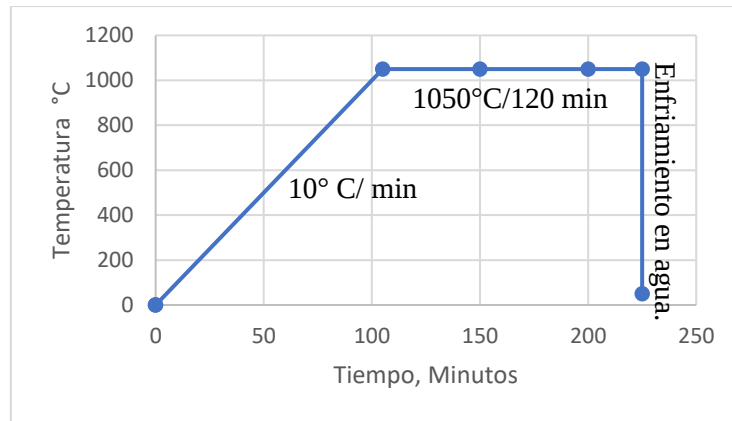


Figura 3.10. Proceso de tratamiento térmico del acero.

3.9 Preparación de las muestras.

Para la preparación de las muestras se necesitan unos trozos aproximadamente de 10 x10mm del acero, estas son cortadas del protector de labio por una cortadora con disco abrasivo.

3.10 Preparación metalográfica de las muestras.

Las muestras fueron preparadas para metalografía, por desbaste con papel abrasivo de carburo de silicio de granos 80, 150, 240, 320, 400, 600, 1000, 1500 y 2000 utilizando una pulidora de la marca Buehler (Figura 3.11) para después ser sometidas a un pulido fino utilizando un paño de Nylon y pasta de diamante de 6 y 1 μm como abrasivo. Después del pulido las muestras fueron atacadas con la solución reactivo Nital al 5% (5 mL de HNO_3 en 100mL de etanol) por un tiempo de 30 segundos.



Figura 3.11. Pulidora Marca Buehler modelo Ecomet 3 utilizada para el pulido de las muestras con paño de nylon y pasta de diamante.

3.11 Microdureza.

Los ensayos de microdureza de la fase matriz fueron realizados en las muestras metalográficas atacadas con reactivo Nitral. Se utilizó un indentador de diamante (Figura 3.12) con una carga de 5 kg por 15 segundos para la medición de microdureza.



Figura 3.12. Microdurómetro para la medición de microdureza Vickers.

3.12 Caracterización microestructural.

La caracterización del material en condiciones de colada fue realizada por microscopía óptica (Figura 3.13) y microscopía electrónica de barrido (MEB), microanálisis por espectroscopía de energía dispersiva (EDS), difracción de rayos-X (DRX)

En el caso de la microscopía electrónica, se usó un microscopio electrónico de barrido marca Jeol 6400 operado a 15 KV para obtener imágenes, mapeos y micro análisis. El cual se muestra en la Figura 3.14.



Figura 3.13. Microscopio marca NIKON modelo EPIPHOT 300.



Figura 3.14. Microscopio electrónico de barrido marca Jeol modelo 6400.

3.13 Prueba en campo.

Las piezas fueron probadas en campo en una excavadora de Orugas Caterpillar 568LL CAT TR40003 (Figura 3.15). Con fines comparativos se usaron 2 juegos de puntas y protectores de marca Comercial y a su vez se usaron 2 juegos de piezas fabricadas en el laboratorio para evaluar su rendimiento y vida útil.



Figura 3.15. Una excavadora de Orugas Caterpillar 568LL CAT TR40003.

CAPÍTULO IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Diseño de la aleación.

La Figura 4.1 muestra una gráfica que corresponde al cálculo termodinámico realizado con el software JMatPro donde se observa el porcentaje de fases en condiciones de equilibrio para el acero utilizado en la fabricación de las puntas y protectores. De acuerdo con la literatura, se debe tener una relación Mn-C 11 a 1 para mantener un bajo volumen de carburos. Por lo tanto, se realizaron los cálculos para las composiciones 11%Mn-1.1%C y 14%Mn-1.4%C que se muestran en la Figura 4.1 a) y b), respectivamente. Además, se sabe que el incremento en el contenido de carbono puede mejorar la dureza de la aleación, pero al mismo tiempo reducir su tenacidad.

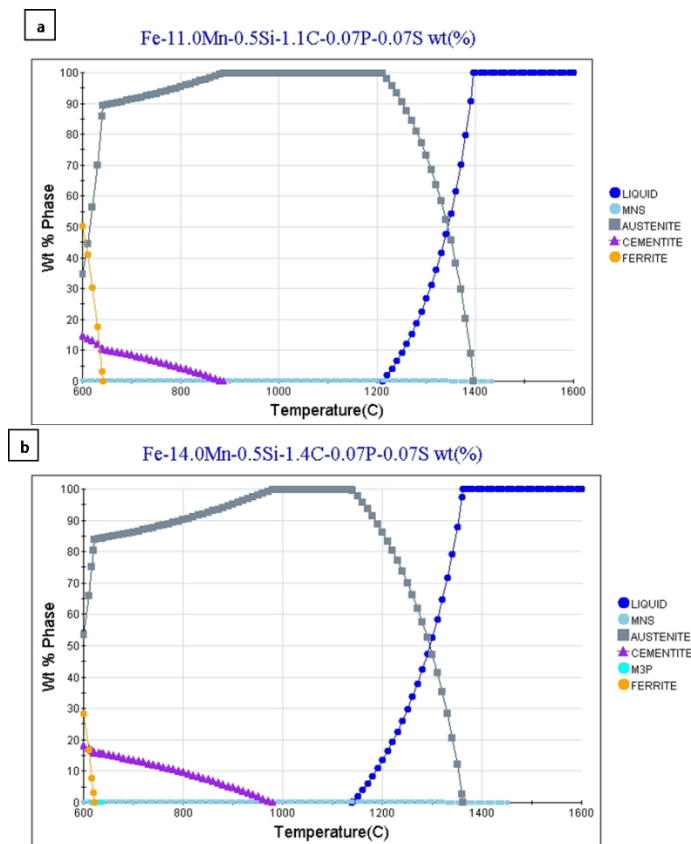


Figura 4.1. Simulación termodinámica del porcentaje de fases en 2 aleaciones de acero con alto manganeso a) 11Mn, 1.1C, b) 14Mn, 1.4C.

La Figura 4.2 muestra los cálculos termodinámicos de la composición de la austenita en función de la temperatura.

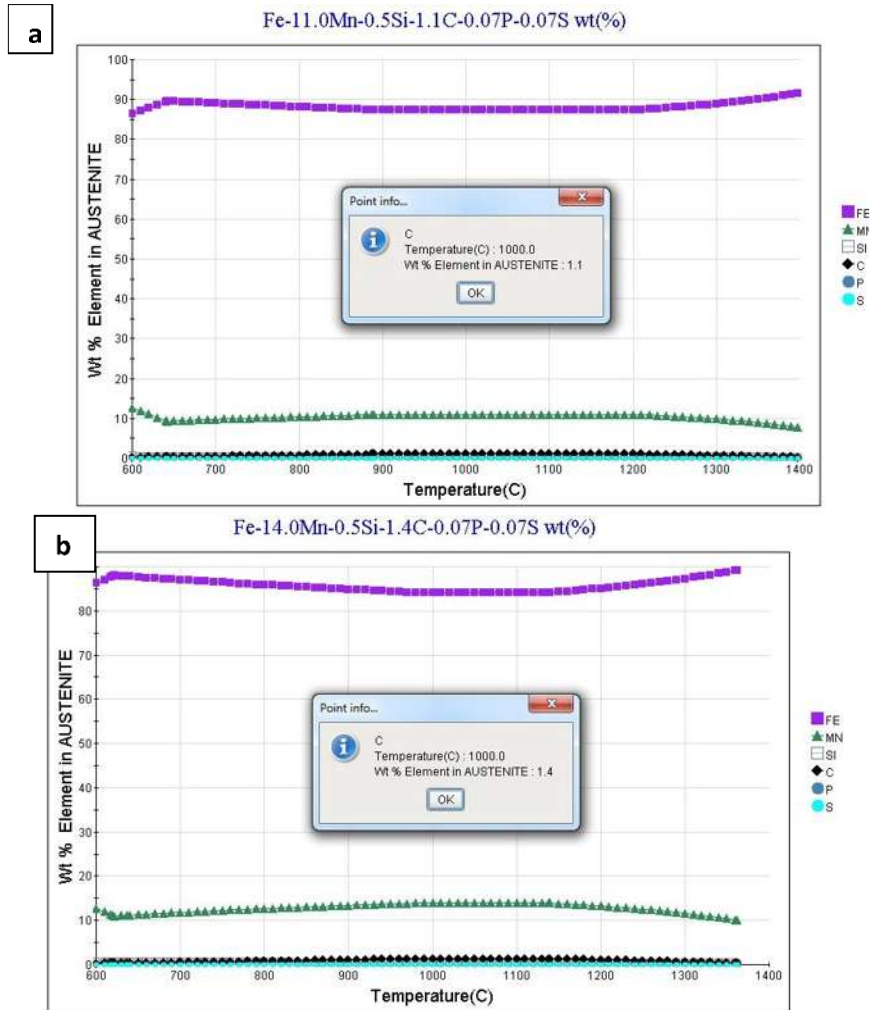


Figura 4.2. Cálculo del contenido de carbono en la fase austenita mediante el software JMatPro, a) aleación con 11Mn, 1.1C, b) aleación con 14Mn, 1.4C.

Como se puede observar. El incremento en contenido de carbono en la aleación produce mayor contenido de carbono en la fase austenita, lo cual tiene un efecto positivo sobre su capacidad de endurecimiento, aunque reduce la soldabilidad de la aleación.

Por lo tanto, se decidió utilizar una aleación con 11%Mn y 1.1%C para mantener un buen balance entre la dureza, soldabilidad, tenacidad y bajo costo debido al menor contenido de manganeso.

Tomando como referencia este cálculo termodinámico se estableció la temperatura del tratamiento térmico de solubilización a 1050°C y así poder disolver por completo a la fase de carburos presente en condiciones de colada.

4.2 Proceso de simulación.

El siguiente paso para la simulación consistió en el mallado de la pieza. El mallado define el tamaño de los elementos en los cuales se resuelven las ecuaciones de continuidad (balance de materia), balance de momento y balance de energía. La Figura 4.3 muestra el tamaño de elemento para el molde y la pieza en milímetros. En este caso se eligió un tamaño de elemento menor en la pieza ya que esta es la parte de interés (a menor tamaño de elemento, mayor precisión).

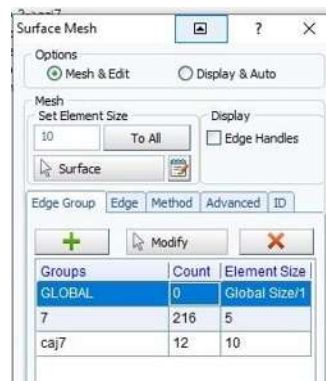


Figura 4.3. Mallado de la pieza en el software ProCAST®.

La Figura 4.4 muestra la selección de la dirección de la gravedad, para el llenado del molde la cual estaría dirigida a lo largo del eje Z negativo.

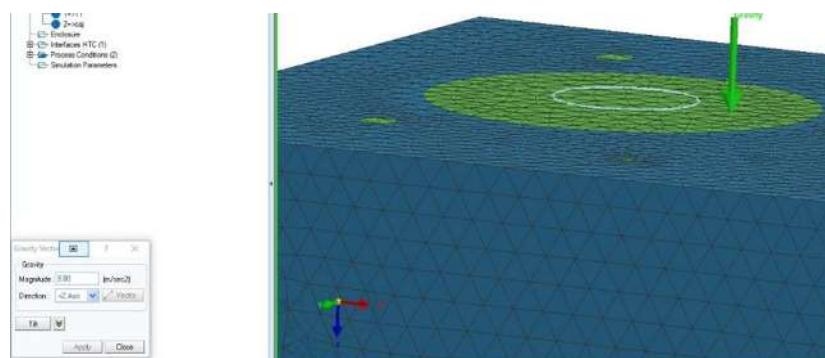


Figura 4.4. Dirección de la gravedad.

En la Figura 4.5 se muestra el tipo de acero utilizado, cuya composición química corresponde a 1.2% C y 12-13% Mn a una temperatura de 1500°C. En el caso del molde se utilizó arena endurecida con resina como material con una temperatura inicial de 30°C.

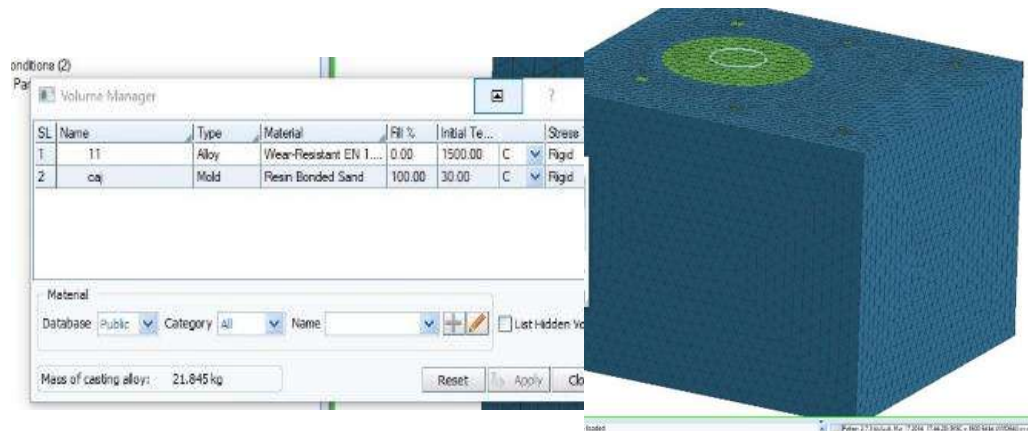


Figura 4.5. Tipo de materiales utilizados para la construcción del sistema en la simulación.

La Figura 4.6 muestra el Heat y el Inlet utilizados, en la simulación. En el caso del Heat este indica la condición de frontera para el enfriamiento del molde, en este caso corresponde a la parte externa del molde la cual se enfría por medio de aire para su extracción de calor. En el caso del Inlet, se eligió un diámetro de 4.4 cm con un flujo de 2 kg/s.

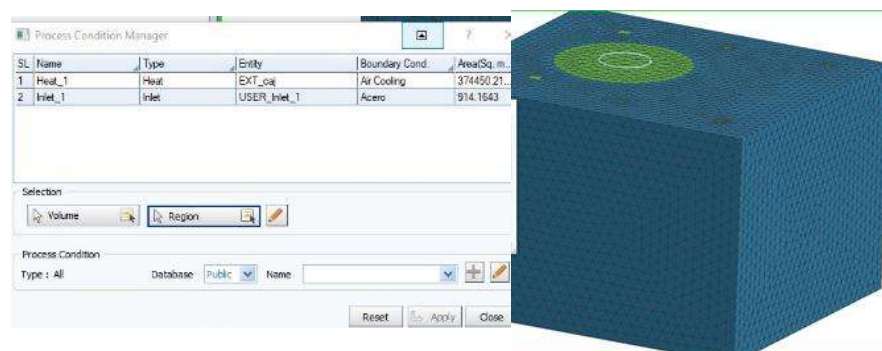


Figura 4.6. Parámetros en condiciones de procesamiento.

La Figura 4.7 muestra la condición para la transferencia de calor entre la pieza y el molde, en este caso se utilizó un valor de $h=400 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$.

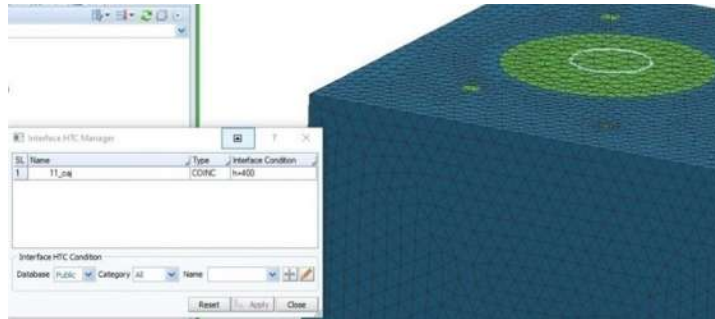


Figura 4.7. Condición para la transferencia de calor entre la pieza y el molde.

Finalmente, la Figura 4.8 muestra los parámetros de la simulación, donde se estableció una temperatura final para la simulación de 1000°C.

Simulation Parameters

File Category Unit

Pre-defined Parameters

Select Pre-Defined Set

☒ Show String Selection

General Thermal Flow +

Parameter		Type	Value	Value Unit	Fit() U...
NSTEP	Stop criterion : Max.num...	Const.	50000		
TFINAL	Stop criterion : Final Time	Const.	0.0000e+000	sec	▼
TENDFILL	Stop criterion : Time after...	Const.	0.0000e+000	sec	▼
TSTOP	Stop criterion : Final Tem...	Const.	1.0000e+003	C	▼
TSTOP_PART	Stop criterion : Select Vol...				
INILEV	Restart Step	Const.	0		
DT	Initial Timestep	Const.	1.0000e-003	sec	▼
DTMAXFILL	Maximum Timestep for Fil...	Const.	1.0000e-001	sec	▼ sec ▼
DTMAX	Maximum Timestep	Const.	1.0000e+000	sec	▼ sec ▼
TUNITS	Temperature results Units	Const.	C	▼	
QUNITS	Heat Flux results Units	Const.	W/m ²	▼	
VUNITS	Velocity results Units	Const.	m/sec	▼	
PUNITS	Pressure results Units	Const.	bar	▼	
☐ Advanced					

Figura 4.8. Parámetros en condiciones de la temperatura.

4.2.1 Simulación del proceso de vaciado.

Para asegurar un llenado exitoso se realizó la simulación del proceso completo de vaciado mediante el programa ProCast® (Figura 4.9), la cual muestra una simulación del proceso de vaciado del crisol al molde para la mayor altura utilizada en la experimentación.

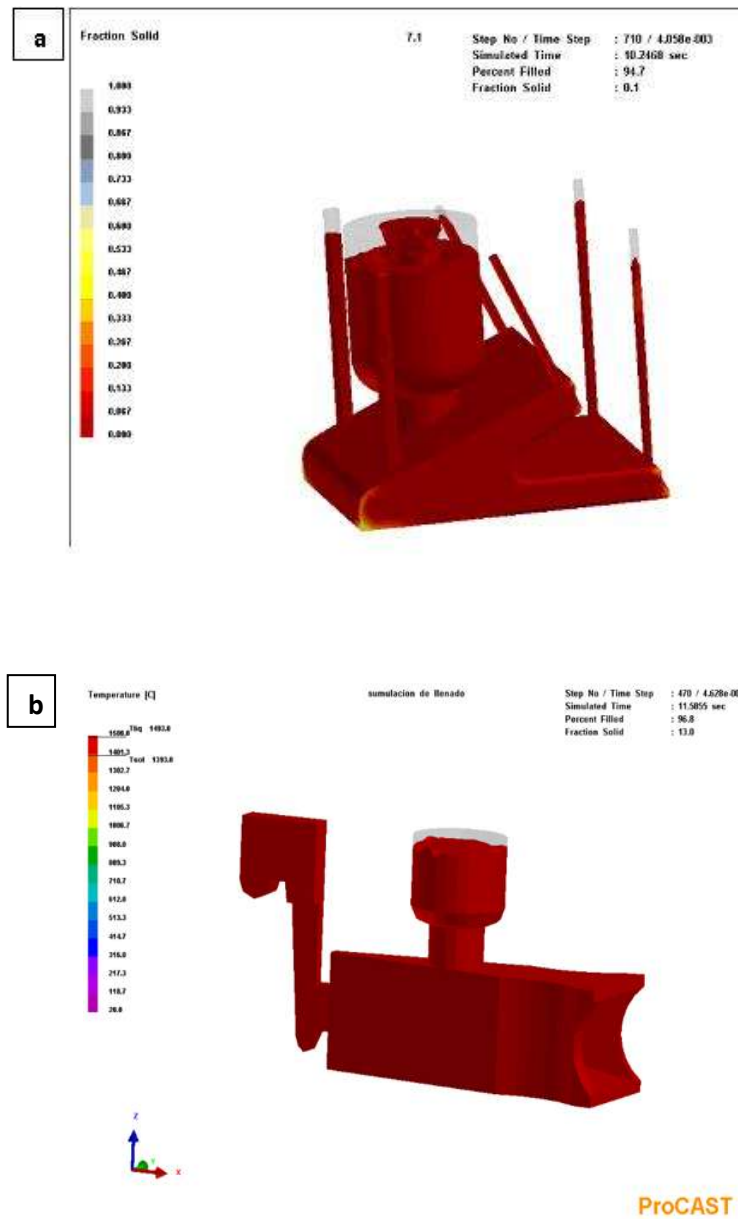


Figura 4.9. a) Simulación del vaciado del acero líquido del protector de labio y b) simulación del vaciado del acero líquido de la punta.

4.2.2 Perfil de velocidad de enfriamiento.

En la Figura 4.10 se muestra las diferentes velocidades de enfriamiento dando a conocer que las partes más delgadas son las primeras en solidificar debido a su mayor relación entre el volumen y área superficial. Por lo que es de esperarse que el mayor grado de contracción sea

experimentado en el centro de la pieza. Por tal motivo, en el presente estudio se evaluó la efectividad de la mazarota.

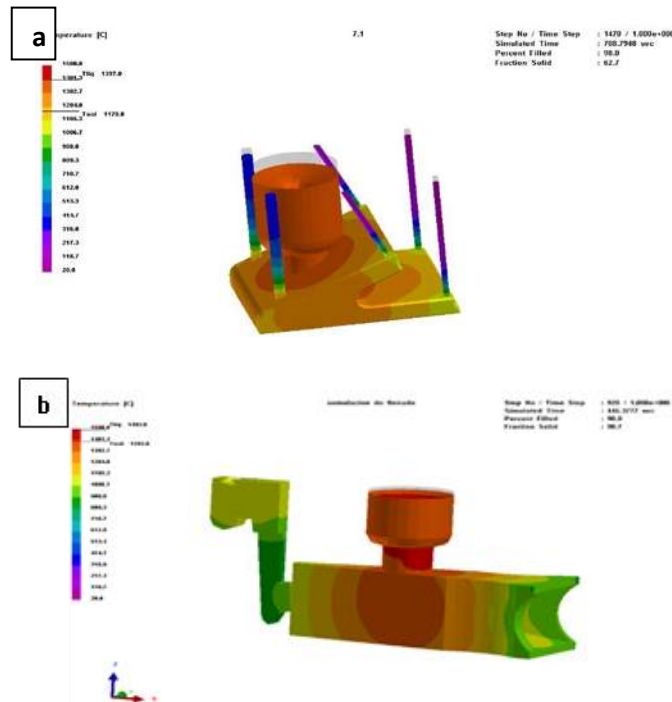


Figura 4.10) Simulación de enfriamiento en el programa ProCAST® a) protector de labio y b) punta de excavadora

4.3 Elaboración del modelo.

La Figura 4.11 muestran una fotografía del modelo utilizado para la fabricación de la punta, el cual fue atornillado sobre una tabla de madera de igual manera la Figura 4.12 muestra una fotografía del modelo del protector de labio de excavadora atornillado sobre un pedazo de acrílico esto se hizo para asegurar su alineación, ya que estos fueron realizados en 2 partes y así mismo para poder facilitar su extracción del molde de arena. Posteriormente se agregó un sistema de alimentación al modelo en función de los resultados obtenidos para mejorar el llenado de la pieza.



Figura 4.11 Modelo de la punta en dos partes atornillado en una tabla de madera.



Figura 4.12 Modelo del protector de labio de excavadora en dos partes atornillado en un pedazo de acrílico.

4.3.1 Corazón.

En la Figura 4.13 a) muestra el molde de la corazonera, en la Figura 4.13 b) muestra el moldeo del corazón, para el cual se utilizó arena Shell esta fue vertida en los moldes precalentados a una temperatura de 270°C a la cual permanecieron por un tiempo de 5 minutos luego se sacaron del horno y se recubrieron con pintura de zirconia (Figura 4.13 c)) para posteriormente ser pegados en el molde.

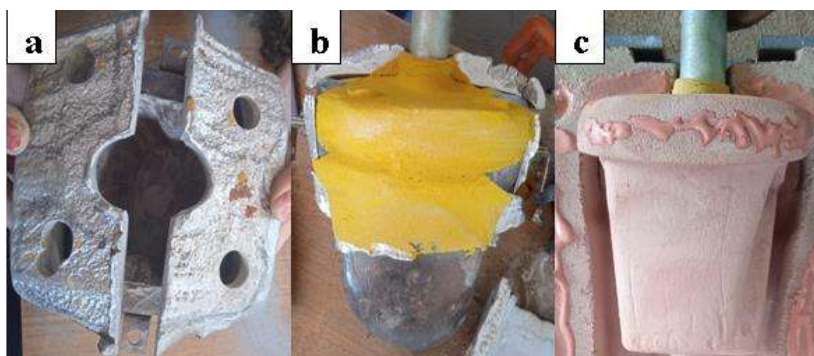


Figura 4.13. a) corazonera b) moldeo del corazón y c) corazón recubierto con pintura refractaria.

4.3.2 Proceso de moldeo.

Para la elaboración del molde se mezcla el catalizador más el componente A, se agrega a la arena y se bate por aproximadamente 1 min hasta que toda la arena se observe húmeda y sin grumos, posteriormente se agrega el componente B y se bate nuevamente la arena por aproximadamente 2 minutos (Figura 4.14), una vez mezclado todo se tiene un tiempo aproximado de 2 a 4 min para el moldeo.



Figura 4.14. a) Mezcla del componente A y C, b) la resina se le agrega a la arena, c) mezcla de la resina y la arena.

Se colocan los modelos dentro de la caja metálica rectangular de 45 X 38 cm y una longitud de 10 cm, una vez mezclada la arena se vacía una pequeña cantidad a la caja con los moldes dentro de ella, posteriormente se va agregando capas de arena de 70 mm mientras se apisona entre cada capa hasta llenar la caja. El endurecimiento del molde se llevó un tiempo de alrededor de 5 minutos, este tiempo depende del grado de humedad de la arena, contenido de

resina residual, temperatura ambiente y cantidad de catalizador utilizada. Una vez endurecido el molde se llevó a cabo la extracción del modelo obteniendo así el negativo del modelo dentro de la caja de arena (Figura 4.15).

La generación del molde conlleva tanto la preparación de la arena como el moldeo de la misma. A las características propias de la arena ya descritas en el apartado anteriormente se suman las propias adquiridas debido al grado de apisonamiento en modelo. Un bajo grado de apisonamiento puede reducir la resistencia del molde y afectar al acabado superficial. Por el contrario, un alto grado de apisonamiento puede reducir la permeabilidad del molde generando gas atrapado.

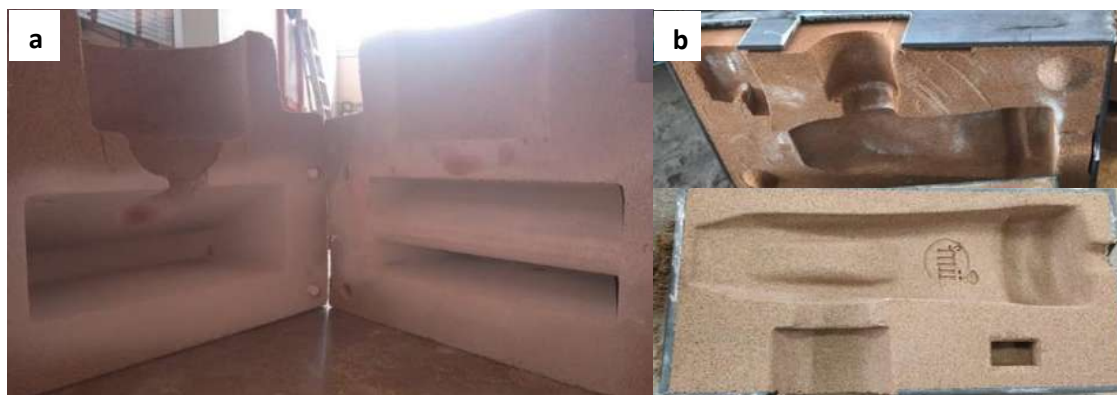


Figura 4.15. a) Molde endurecido del protector de labio de excavadora y b) Molde endurecido de la punta de excavadora.

Posteriormente se colocó el corazón sobre el molde en la parte superior (Figura 4.16) donde se requiere que quede un hueco, es decir, que no entre metal en esta cavidad, ya que esta cavidad será el lugar donde se inserte el porta dientes de la excavadora.



Figura 4.16. Molde terminado para punta de excavadora con corazón de arena Shell.

4.4 Ensamblaje del molde.

Una vez colocado el corazón se le agregó pegamento de corazones en la orilla del molde para ensamblar bien las dos partes del molde (Figura 4.17 y 4.18). La unión entre molde superior e inferior puede conferir a la pieza rebaba por su contorno si esta unión no es totalmente perfecta. Se conseguirá su perfecta unión tras una buena compactación de ambas partes del molde y un buen cierre entre ambas cajas. Durante el moldeo se le hicieron guías a los moldes para que el ensamblaje fuera más fácil.



Figura 4.17. Molde de la punta de excavadora con pegamento de corazones.

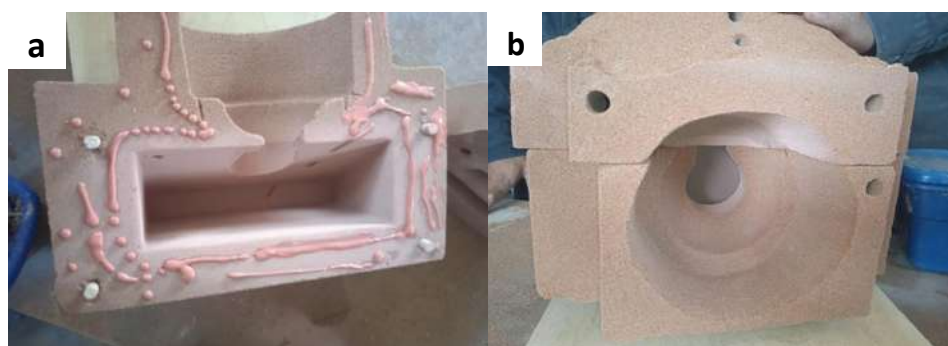


Figura 4.18. Protector, a) molde con pegamento de corazones y b) ensamblaje de las dos partes del molde.

4.4.1 Protector de labio de excavadora

El molde que se elaboró para el protector se colocaron vientos (Figura 4.19) esto permite que el oxígeno tenga un lugar de escape y no quede atrapado entre el acero debido a que esto creara efectos adversos a la calidad final de la pieza con una contrapresión en el molde. Alguna parte de los gases es evacuada por la propia permeabilidad del molde sin embargo el problema para evacuar los gases solamente con la permeabilidad del molde es el tiempo, principalmente en aquellas piezas de espesores delgados. La permeabilidad posiblemente no sea de gran ayuda para la evacuación de los gases, Esta baja permeabilidad y su contribución a fortalecer la contra presión en el molde, está determinada por varios factores, incluida la finura de la arena, el grado de compactación y la cantidad de gas presente.

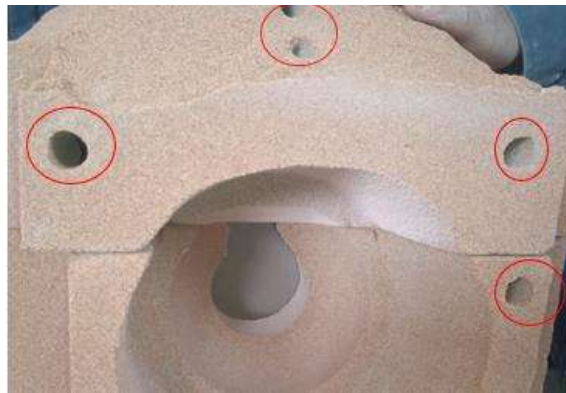


Figura 4.19. Molde con vientos.

Las arenas finas y una sobre compactación durante el moldeo pueden reducir la permeabilidad al punto en el que el gas no pueda pasar a través del molde a un flujo suficiente como para prevenir aire atrapado en el molde.

La mazarota en el labio protector tuvo dos funciones la primera fue que el llenado se llevó acabo por medio de ella y la segunda sirvió para la alimentación de la pieza en el periodo de solidificación, con el fin de compensar las contracciones del metal, y evitar la formación de rechupes y porosidades en la pieza.

4.4.2 Punta de excavadora.

El molde de la punta de excavadora de igual manera se elaboró con vientos, se alimentó con un sistema de alimentación y la mazarota.

Se evaluaron diferentes sistemas de alimentación (Figura 4.20), para producir un llenado con menor grado de turbulencia, con lo que se reduce la erosión del molde, arrastre de arena y así disminuir el arrastre y atrapamiento de gases.

Los conductos que llevan el metal vaciado a la cavidad de molde son llamados sistemas de alimentación, generalmente están constituidos por una vasija de vaciado comunicando a un canal de bajada o conducto vertical conocido como bebedero, y a un canal a través del cual el metal fluye desde la base del bebedero a la cavidad. El propósito de este sistema es, colocar el metal dentro de la cavidad. Como quiere que sea el diseño del sistema de alimentación es importante e involucra un número de factores. Uno de esto factores es debido al recorrido que afecta el metal en el molde y su solidificación.

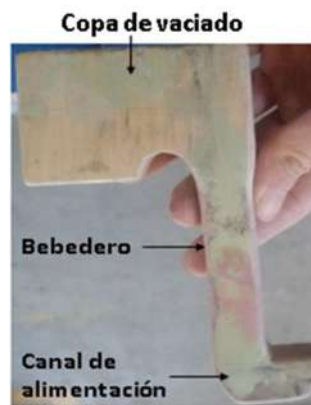


Figura 4.20. Sistema de alimentación de la punta.

4.5 Fabricación del material.

La fabricación del material se realizó en el laboratorio de fundición del Instituto de Investigaciones en Metalurgia y Materiales; para la fusión del material se utilizó un horno de inducción con capacidad de 250 kilogramos (Figura 3.8) y se vacía en moldes de arena mencionados anteriormente para obtener puntas y protectores de excavadora.

Se utilizaron diferentes ferro-aleaciones para lograr la composición química deseada.

Las Tablas 4, 4.1, 4.2 y 4.3 muestran las composiciones de los diferentes ferro-aleantes en % de peso:

Tabla 4. Composición química nominal del acero base.

Elemento	C	Si	Mn AC	Fe
% en peso	0.14	0.17	0.63	99.06

Tabla 4.1 Composición de la aleación Sorel.

Elemento	C	Si	Mn AC	Fe
% en peso	3.9			96.1

Tabla 4.2 Composición de la aleación Ferro Manganeso medio carbono.

Elemento	C	Si	Mn AC	Fe
% en peso	1.1	1.4	85	17.14

Tabla 4.3 composición de la aleación Silicio metálico

Elemento	C	Si	Mn	Fe
% en peso		99.97		

4.6 Balance de carga.

Para el balance de la carga se tomaron en consideración las pérdidas de material, las cuales son un 10 % para cada uno de los elementos. Esto de acuerdo con datos estadísticos de coladas anteriores. Las pérdidas consideradas para el cálculo son generalmente debido a la oxidación. El cálculo del balance de carga se muestra a continuación:

1.- Se debe saber la composición % en peso de cada componente, la tabla 4.4 muestra la composición de estas:

Tabla 4.4. Composiciones de los principales materiales base, en % peso.

	Carbono	Hierro	Mn
SOREL	3.9	96.1	0
ACERO	0.11	0.89	0
FE-Mn MC	1.1	13.5	85

2.- Generar un sistema de ecuaciones (encontrar el valor de A (sorel), B (Acero) Y C (Fe-Mn))

$$\% \text{ Carbono} \rightarrow 3.9\% (A) + 0.11\% (B) + 1.1\% (C) = 1.1 \% C \quad \text{Ec. 1}$$

$$\% \text{ Mn} \rightarrow A (0) + B (0) + 85\% (C) = 11 \% \text{ Mn} \quad \text{Ec. 2}$$

$$\text{TOTAL} \rightarrow A + B + C = 1 \quad \text{Ec. 3}$$

3.- De la ecuación 2 despejamos C (Fe)

$$85 (C) = 11$$

$$C = \frac{11}{85}$$

4.- de la ecuación 3 despejamos A (Sorel)

$$A + B + \frac{11}{85} = 1$$

$$A + \frac{11}{85} = 1 - B$$

$$A = 1 - B - \frac{11}{85}$$

$$A = -B + \frac{74}{85}$$

5- De la ecuación 1, despejamos B(Acero) y sustituimos A(Sorel) y B(Acero).

$$3.9 \left(-B + \frac{74}{85} \right) + .11(B) + 1.1 \left(\frac{11}{85} \right) = 1.1$$

$$-3.9B + 3.3952 + .11B + 0.1422 = 1.1$$

$$3.5375 - 3.79B = 1.1$$

$$-3.79B = 1.1 - 3.5375$$

$$B = \frac{1.1 - 3.5375}{-3.791}$$

$$B = 0.6429$$

6- Teniendo el valor de B (Acero), calculamos el valor de A(Sorel).

$$A = -B + \frac{74}{85}$$

$$A = -0.6429 + \frac{74}{85} \quad A = 0.2276$$

7- Teniendo los valores de nuestra ecuación, pasaremos a realizar la comprobación de la ecuación 1.

Tabla 4.5. Valores de las incógnitas en el sistema de ecuaciones para el balance de carga.

Incógnitas	Valores
A= Sorel	0.2276
B = Acero	0.6429
C= Fe- Mn	0.1294

$$3.9 \% C(A) + 0.11 \% C (B) + 1.1\%C (C) = 1.1 \% C$$

$$3.9(0.2276) + 0.11 (0.6429) + 1.1 (0.1294) = 1.1 \%C$$

$$1.1 \% C = 1.1 \% C$$

El balance de carga para 1 colada de 25 kg se muestra en la Tabla 4.6.

Tabla 4.6. Balance de carga con base a 25 kg.

Colada 1, Composición deseada 1.1% C, 11% Mn, 0.5%Si (% en peso) Fe como elemento balance.					
Elementos	Acero	Sorel	Ferro Manganese	Silicio	Aluminio

			MC		
Peso en gramos	13775.4716	7987.5	3235.62207	358.392354	60

Como se mencionó anteriormente durante el proceso de fusión se agregó aluminio para desoxidar al metal líquido el cual fue calculado en función de la solubilidad del oxígeno en el hierro a alta temperatura, por lo que se agregó 0.06% en peso de aluminio dividido en 2 partes de 30 gramos cada una.

4.7 Proceso de fusión.

Como primer paso se realizó la carga del acero en el horno de inducción (Figura 4.21) para dar inicio al calentamiento del metal y su posterior fusión por lo que se fue incrementando la potencia desde 10 kW hasta 30 kW. Una vez iniciada la fusión del acero se agregó el metal Sorel® (aleación de hierro con 4% de carbono). Posteriormente una vez líquida toda la carga se procedió a agregar el Ferro-Manganeso en pequeñas cantidades para asegurar su disolución, seguido del silicio. Posteriormente, a una temperatura aproximada de 1500°C se agregó el desescoriante, y se realizó la extracción de la escoria. Por último, se procedió a desgasificar el metal líquido agregando aluminio esto para evitar la presencia de gases durante la solidificación, causante de porosidad por gas debido a la nula solubilidad del oxígeno en el hierro líquido.



Figura 4.21. Horno cargado con acero durante el proceso de fundición.

Finalmente, a una temperatura de 1480°C se procedió a vaciar el metal en los moldes de arena (Figura 4.22).

Como se mencionó anteriormente, la velocidad de vaciado debe ser adecuada para minimizar la turbulencia y lograr un llenado completo del molde con buena fluidez, por lo tanto, se decidió vaciar con un flujo promedio de 2 kg/s teniendo en cuenta que la densidad del acero es 7.440 kg/m³ lo que corresponde a 0.269 l/s este resultado se obtuvo de las ecuaciones siguientes:

$$V = \frac{2Kg/s}{7.440Kg/m^3} = \frac{2m^3}{7.440s} = 0.269m^3/s$$

$$V = 0.269m^3/s \left| \frac{1000L}{1m^3} \right| = 0.269L/s$$

Donde V corresponde al flujo volumétrico.



Figura 4.22. a) Proceso de vaciado del acero desde el horno de inducción al crisol y b) proceso de vaciado del crisol a los moldes de arena.

Una vez llenos los moldes se dejaron enfriar por completo a temperatura ambiente antes de la extracción de las piezas para evitar el choque térmico y la presencia de esfuerzos residuales debido a un enfriamiento brusco, ya que, durante la solidificación, es posible que se dé lugar a la formación de carburos en los bordes de grano y debido a las diferencias en coeficiente de expansión térmica entre la matriz y el carburo. Por lo tanto, durante un enfriamiento brusco pueden generarse grietas fragilizando al material.

4.8 Extracción de las piezas.

Una vez enfriadas las piezas a temperatura ambiente se llevó a cabo el proceso de extracción destruyendo por completo el molde de arena (Figura 4.23 y 4.24).

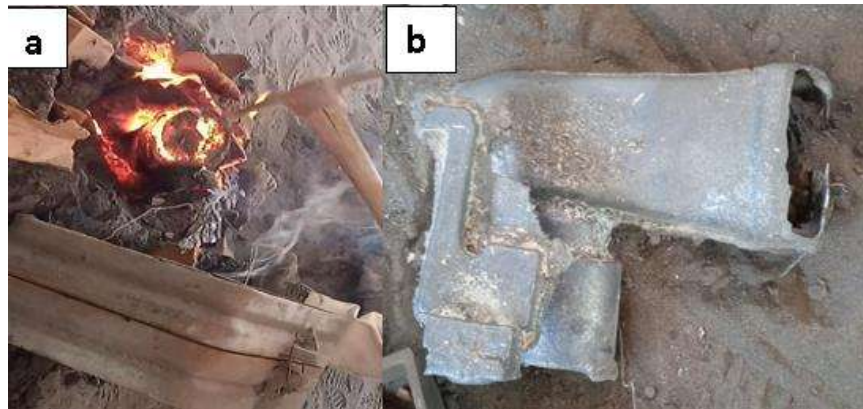


Figura 4.23. Diente de excavadora; a) durante su extracción del molde y b) pieza extraída a temperatura ambiente.

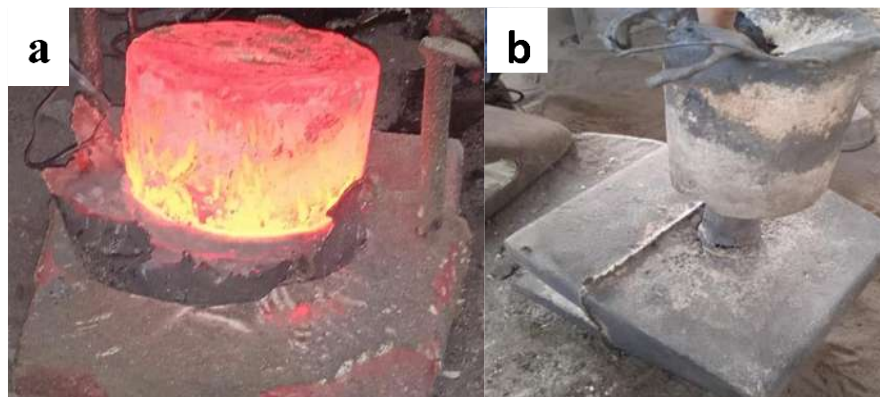


Figura 4.24. Protector de labio a) durante su extracción del molde y b) pieza extraída a temperatura ambiente.

Como se puede observar en las Figuras 4.23 b) y 4.24 b) las piezas extraídas cuentan con alimentadores, mazarotas y vientos para la extracción de gases lo cuales deben ser removidos de la pieza ya que no forman parte de la pieza final. Por lo tanto, estas partes fueron cortadas como se muestra en la Figura 4.25.

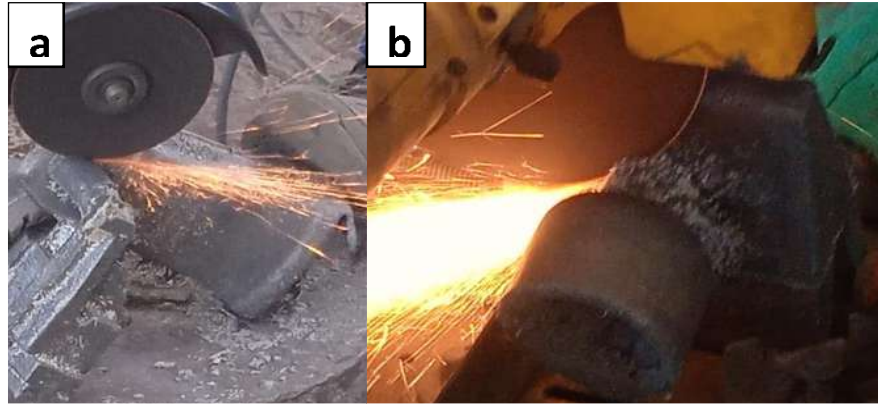


Figura 4.25. a) Punta de excavadora y b) protector de labio, alimentador y mazarotas cortadas por una cortadora de disco abrasivo.

Como se puede observar en la Figura 4.26, existe cierto grado de porosidad en la pieza que corresponde al labio. Esta porosidad se debe a la falta de metal líquido durante la solidificación, debido a la contracción del metal el cual disminuye su densidad conforme disminuye la temperatura por lo que se genera un vacío en la última parte en solidificar. Este fenómeno ha sido ampliamente estudiado por diversos investigadores [61].



Figura 4.26. a) Porosidad dentro de la pieza y b) porosidad dentro de la mazarota.

Estos resultados concuerdan con los resultados de las simulaciones que se muestran en la Figura 2.27 como se puede observar en esta figura la cual corresponde al porcentaje de porosidad por contracción en la pieza una vez solidificada, existe una alta probabilidad de formación de un poro de gran tamaño entre la pieza y la mazarota. Esto se debe a que esta zona es la última parte en solidificar.

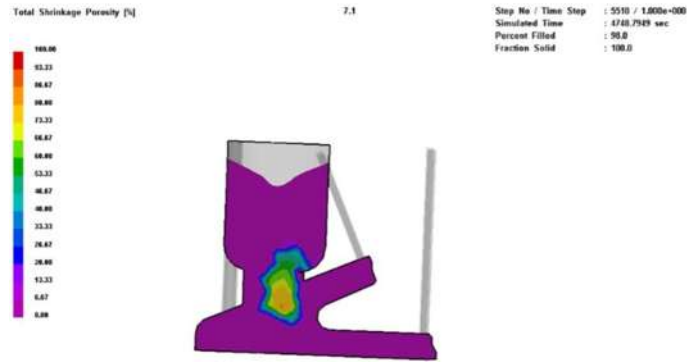


Figura 4.27. Simulación de la porosidad en el programa ProCast.

Por lo tanto, se hicieron modificaciones al diseño en donde se le agregó una mazarota de mayor tamaño (Figura 4.28), la cual se observa que efectivamente la porosidad quedara dentro de la mazarota sin afectar a la pieza final, pero esto no era conveniente ya que se desperdicia mucho metal generando costos más altos.

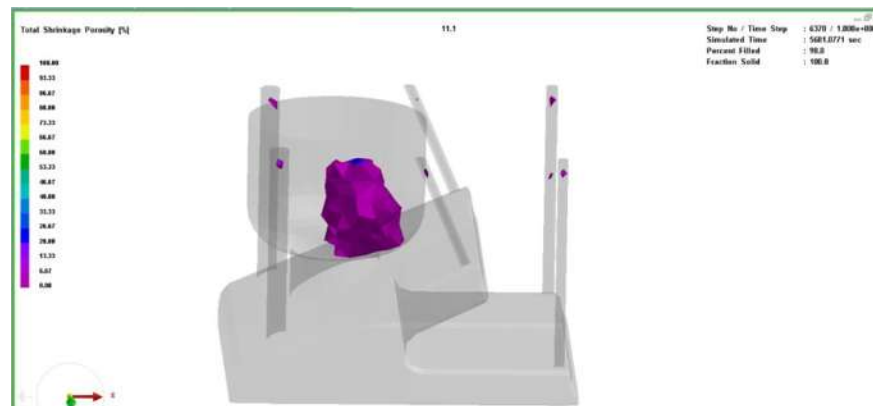


Figura 4.28. Muestra una simulación realizada con una mazarota de mayor tamaño.

De acuerdo a lo anterior se decidió utilizar una camisa y polvo exotérmico (Figura 4.29), la camisa exotérmica tiene una alta resistencia mecánica a la compresión en el moldeo, siendo muy exotérmicas y un largo tiempo de reacción y el polvo exotérmico para que formara una capa protectora sobre el metal que fluiría sobre la mazarota la cual disminuye las pérdidas de calor por radiación permitiendo obtener una solidificación más direccional para proveer de metal líquido a la pieza hasta el final de su solidificación logrando que la mazarota sea la última parte en solidificar.

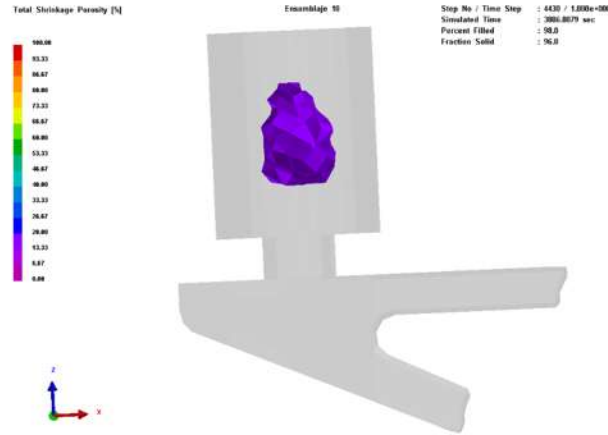


Figura 4.29. Muestra una simulación realizada para el protector de labio con el uso de camisa y polvo exotérmico.

Con base en los resultados obtenidos en las simulaciones lo cual coincide con lo observado en las piezas fabricadas (Figura 4.26), se modificó el diseño del molde para albergar a una camisa exotérmica (Figura 4.30) que ayudara a proveer calor adicional a la mazarota y reducir su velocidad de enfriamiento así mismo evitar la formación de porosidad por contracción en la parte más gruesa de la pieza.



Figura 4.30. Molde elaborado con la camisa exotérmica.

La utilización de la camisa en conjunto con polvos exotérmicos, permitió obtener piezas libres de porosidad por contracción como se muestra en la Figura 4.31, lo cual también coincide con los resultados de las simulaciones mostradas anteriormente.



Figura 4.31. Protector de labio libre de porosidad.

En el caso de la punta no fue necesario realizar mayores modificaciones al diseño ya que no hubo porosidad dentro de la pieza. Sin embargo, se probó la influencia de la copa de vaciado lateral en comparación con el vaciado directo por la mazarota. La Figura 4.32 muestra las piezas de ambas puntas.



Figura 4.32. Punta de excavadora, a) Alimentado con una copa de vaciado y b) alimentado directamente desde la mazarota.

Como se logra ver en la Figura 4.32 a) la copa de vaciado permitió la distribución del metal en la cavidad del molde a una adecuada velocidad, sin pérdidas excesivas de temperatura, libre de la cuestionable turbulencia, atrapamiento de gases y escorias [60]. En el caso de la Figura 4.32 b) existió penetración del metal líquido en los espacios intersticiales entre los gramos de arena que componen el molde este problema causa que la superficie de la fundición incorpore

partículas de arena, así como un menor grado de extracción de aire y gases debido a la ausencia de un viento en la parte superior, lo que afectó su acabado superficial.

4.9 Pruebas de campo.

Las piezas elaboradas en el laboratorio fueron probadas en una excavadora de la marca de orugas Caterpillar 568LL CAT TR40003 (Figura 3.15) para comparar su desempeño con las piezas comerciales.

La Figura 4.33 muestra una punta y un protector de labio, a) fabricados en el laboratorio y b) comerciales (de procedencia extranjera).

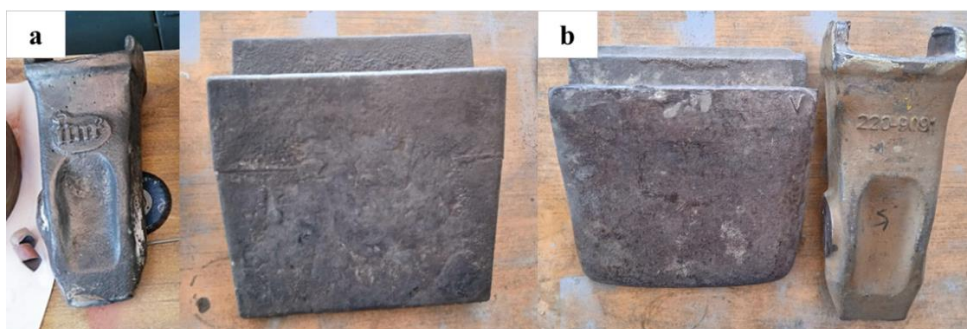


Figura 4.33. a) Piezas elaboradas en el laboratorio y b) piezas comerciales.

Se entregaron a la empresa solicitante 4 puntas y 4 labios protectores de los cuales solo 3 fueron tratados térmicamente. En el caso de los protectores de labio, estos fueron sujetos a la cuchara por medio de soldadura. (Figura 4.34) con un electrodo Niqman de la marca Infracon composición química 0,11 % de Carbono, 6,67 % Manganeso, 19,00 % Cromo y 7,50 % Níquel.



Figura 4.34. Soldadura en campo de los protectores de labio en la cuchara.

Después de dos días de trabajo el protector de labio que no fue tratado térmicamente se desprendió de la cuchara de excavadora (Figura 4.35) por lo que tuvo que ser reemplazada por otro protector tratado térmicamente. El desprendimiento de esta pieza se debió a la presencia de carburos del tipo $(Fe,Mn)_3C$ en los bordes de grano los cuales se encuentran presentes en condiciones de colada lo cual redujo notablemente al soldabilidad de la aleación. Otra de las razones que dio lugar a una unión soldada deficiente; fue la ausencia de precalentamiento de los materiales base, lo que produjo un enfriamiento rápido de la unión soldada y dio lugar a la formación de fases duras y frágiles, por lo que fue necesario realizar un precalentamiento a $200^{\circ}C$ para asegurar una buena unión. Sin embargo, el protector de labio no pudo ser reemplazado hasta después de mes y medio cuando se tenía programado un paro para mantenimiento de la máquina por lo que la parte que quedó desprotegida sufrió de un desgaste severo como se muestra en la Figura 4.35.



Figura 4.35. Piezas después de ser probadas durante un mes y medio.

Las puntas y el protector de labio elaboradas del acero Hadfield fueron probadas en un tiempo de un mes y medio, donde se comprobó que el desgaste de estas piezas fue mucho menor comparadas con las piezas importadas ya que al finalizar este tiempo se observó que las piezas de acero Hadfield contaban con un tiempo de vida estimado de un 80% adicional (Figura 4.36 (a)) en comparación con el tiempo de vida de las piezas importadas (Figura 4.36 (b)), esto comprueba que se mejoró la durabilidad en un 50%. Una vez terminada la primera prueba de campo se soldó el protector de labio faltante por un porta diente tratado térmicamente, el cual trabajó por 15 días más, periodo durante el cual no sufrió desprendimiento ni desgaste significativo.

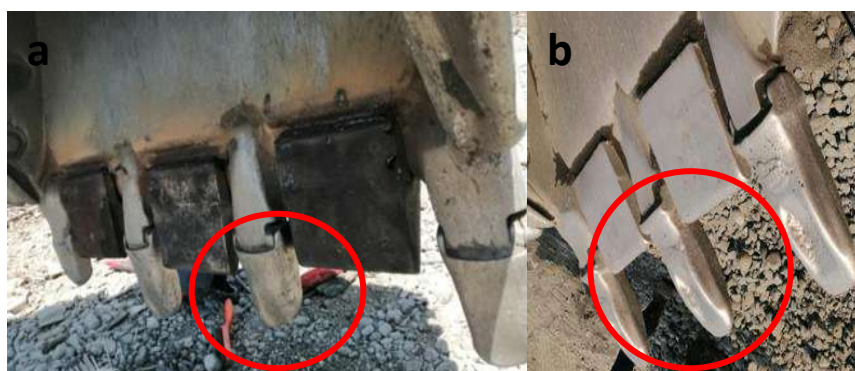


Figura 4.36. a) Piezas importadas y b) piezas elaboradas en el laboratorio. Ambas trabajadas después de un mes y medio

La mejora en el desempeño de las aleaciones se atribuye a 2 principales factores; la precisión dimensional de las piezas, lo cual permitió un ensamble muy justo en el caso de las puntas, reduciendo el juego entre el porta diente y la punta, en mayor medida a la capacidad de endurecimiento del acero Hadfield lo cual permitió tener una superficie martensítica de elevada dureza la cual fue producto de la transformación por deformación de la austenita. Además, ya que esta transformación solo toma lugar en la superficie deformada, se logró mantener un núcleo tenaz para soportar los impactos repetitivos a los cuales están sujetos los componentes utilizados en este tipo de aplicaciones. En el siguiente capítulo se muestra evidencia del fenómeno de endurecimiento por deformación de las aleaciones trabajadas así como de la presencia de los carburos $(Fe,Mn)_3C$ en condiciones de colada así como su disolución por medio de tratamiento térmico.

4.10 Caracterización Microestructural.

Para llevar a cabo la caracterización microestructural, las diferentes muestras fueron preparadas metalográficamente, para lo cual se montaron en baquelita conductora (Figura 4.37 (a)) para facilitar sujeción durante el proceso de desbaste y pulido ya que las muestras obtenidas eran muy pequeñas. Así mismo, el uso de baquelita conductora permite que las muestras puedan ser observadas mediante microscopía electrónica donde se requiere que las mismas sean conductoras. Posteriormente las muestras fueron desbastadas con papel abrasivo y finalmente atacadas con Nital al 5% (Figura 4.37 (b)).

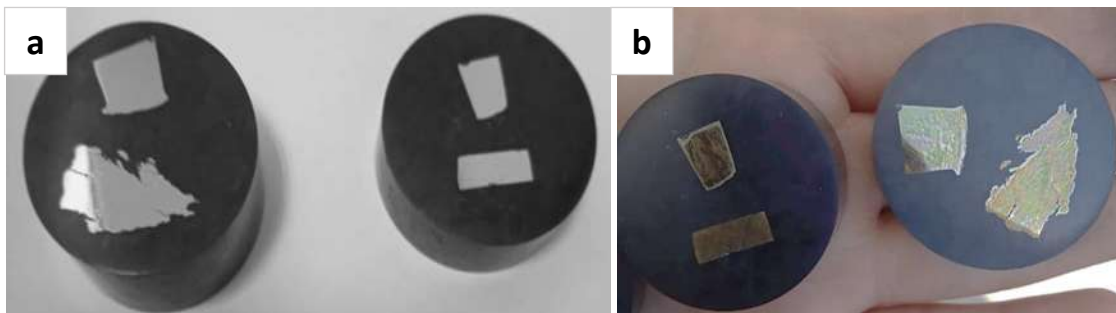


Figura 4.37. a) Muestras montadas en baquelita y b) muestras pulidas y atacadas con el reactivo Nital al 5%.

En la Figura 4.38 se observa la microestructura de la muestra obtenida en la punta, a) condiciones de colada y b) después del tratamiento térmico de solubilización a 1050°C por 2 horas. Donde se puede observar que, en el caso de la muestra de material en condiciones de colada, existe la presencia de carburos en los bordes de grano, de acuerdo con la literatura [68] estos carburos corresponden al carburo $(\text{FeMn})_3\text{C}$. De acuerdo con diferentes fuentes [69], la presencia de este tipo de carburo en condiciones de colada fragiliza a este tipo de aleaciones, ya que disminuye su ductilidad y tenacidad. Por lo tanto, este tipo de aceros son sometidos a un tratamiento térmico de solubilización [70]. Como se puede observar en la Figura 4.38 b), la microestructura del acero tratado térmicamente no presenta carburos en su microestructura, lo que favorece su tenacidad y soldabilidad.

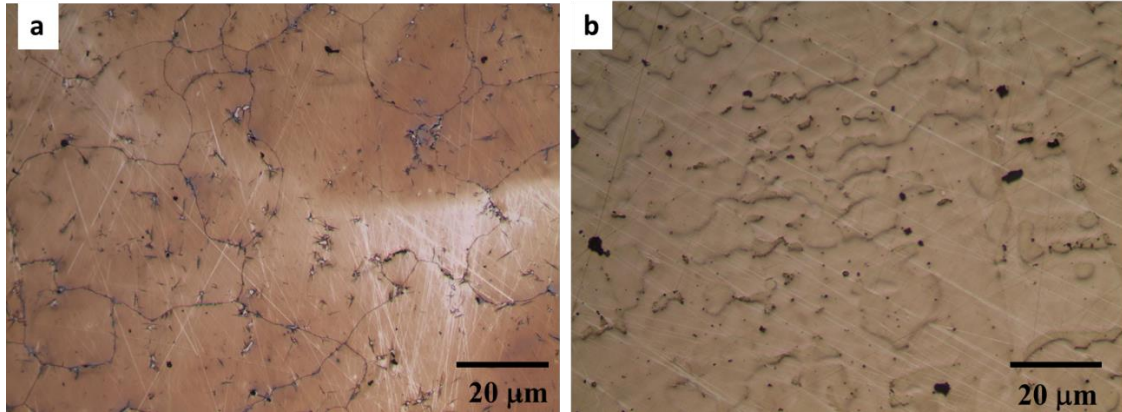


Figura 4.38. Microestructura obtenida a una magnificación de 100X a) condiciones de colada y b) después del tratamiento térmico de solubilización a 1050°C por 2 horas.

Por otra parte, la Figura 4.39 muestra la microestructura de las muestras tomadas de los aceros a) en condiciones de colada y b) después de tratamiento térmico, obtenidas de las puntas después de haber sido trabajadas por 8 horas de forma continua. En estas muestras se puede observar un alto grado de transformación martensítica por deformación. Este fenómeno es ampliamente conocido y ha sido reportado por diversos autores [71]. Este endurecimiento por deformación, mejora notablemente la resistencia al desgaste del acero ya que la martensita obtenida, presenta elevados valores de dureza. Además, esta transformación solo toma lugar en las zonas que sufren deformación durante el trabajado, por lo que la pieza mantiene un núcleo tenaz.

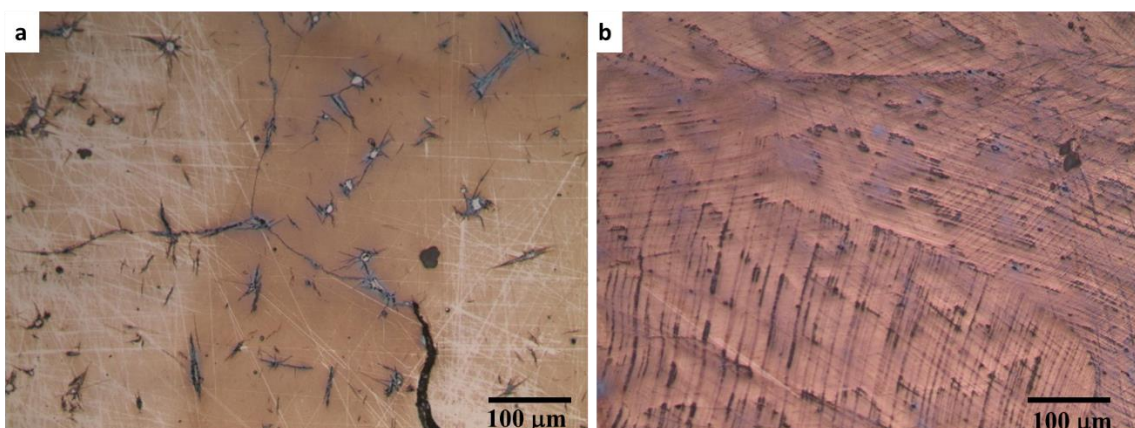


Figura 4.39. Microestructura obtenida a una magnificación de 200X a) condiciones de colada y trabajada b) después del tratamiento térmico de solubilización a 1050°C por 2 horas y trabajada.

La Figura 4.40 muestra la microestructura de la aleación observada mediante electrones secundarios en el microscopio electrónico de barrido (MEB) con una magnificación de 200X. La imagen corresponde a las muestras obtenidas de la pieza en condiciones de colada (a) después del tratamiento térmico de solubilización (b). Se puede observar claramente la presencia de carburos en los bordes de grano de la muestra en condiciones de colada, los cuales se disuelven con el tratamiento térmico. Estos carburos corresponden al tipo $(Fe,Mn)_3C$, los cuales han sido ampliamente reportados por la literatura para estas aleaciones [72].

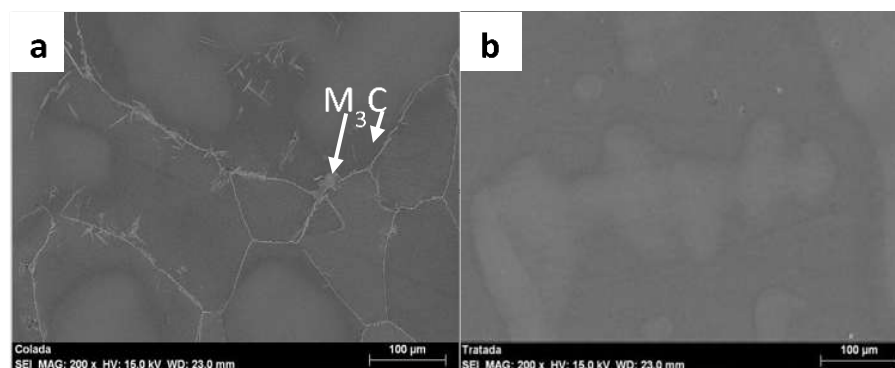


Figura 4.40. Microestructura de la aleación observada a una magnitud de 200X a) condiciones de colada y b) después del TT.

La Figura 4.41 muestra la microestructura de ambas aleaciones a mayores magnificaciones donde se observa la presencia de carburos en los límites de grano en el acero en condiciones de colada producto de la segregación durante el proceso de solidificación.

Esta red de carburos puede disolverse a alta temperatura donde existe una mayor solubilidad del carbono en la austenita. Como se observó en la Figura 4.1 a) la cual corresponde a la simulación termodinámica del porcentaje de fases para la aleación con 11%Mn y 1% C, la disolución del carburo M_3C toma lugar a temperaturas por encima de 1000°C.

Por lo tanto, en la Figura 4.41 b), se puede observar una matriz libre de carburos producto del tratamiento a 1050°C en concordancia con las simulaciones basadas en cálculos termodinámicos.

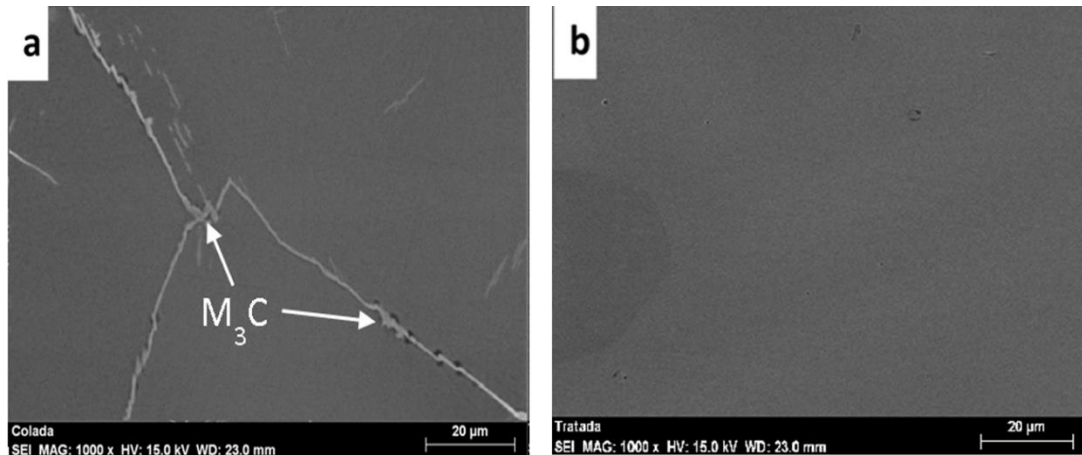


Figura 4.41. Microestructura observada mediante MEB de la aleación de acero con alto contenido de manganeso en; a) condiciones de colada y b) después del TT de solubilización.

Las imágenes de la Figura 4.42 muestra las superficies martensíticas mediante MEB para las muestras trabajadas donde se observa la presencia de martensita de escala ultrafina formando una capa superficial densa producto de la deformación.

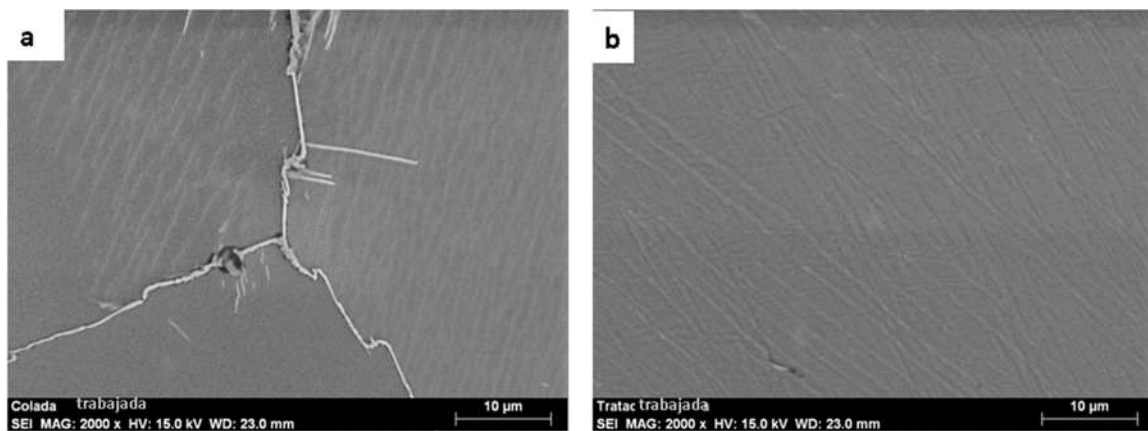


Figura 4.42. a) Acero en condiciones de colada trabajado y b) acero tratado térmicamente y trabajado.

La Figura 4.43 muestra a mayor detalle y con fines comparativos la diferencia entre la muestra a) tratada sin trabajar y b) tratada y deformada. En el caso de la muestra sin deformar se observa una microestructura austenítica y por otra parte, la muestra deformada se observa una microestructura martensítica producto de la deformación.

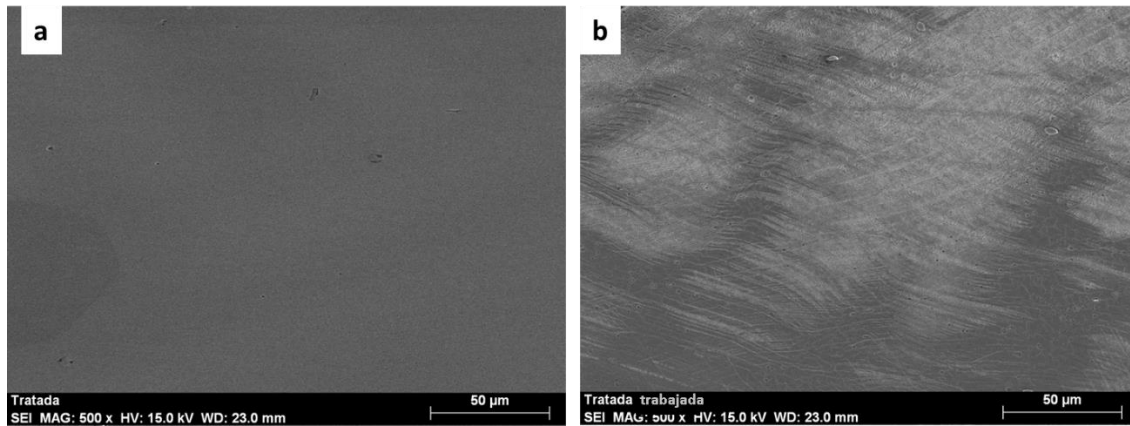


Figura 4.43. a) Estructura austenítica del acero tratado térmicamente si deformar y b) Estructura martensítica del acero tratado y deformado

La Figura 4.44 a) muestra un difractograma de rayos X obtenido en el acero sometido al tratamiento térmico de solubilización, el cual mostró una microestructura completamente austenítica. Como se puede observar en este difractograma los picos corresponden a la fase austenita (γ). En el caso de la Figura 4.44 b) la cual corresponde a la muestra trabajada, se puede observar la presencia de picos correspondientes a la fase martensita lo cual es evidencia de la transformación por deformación de la austenita. Como se mencionó anteriormente, esta transformación mejora significativamente el comportamiento al desgaste del material al incrementar notablemente su dureza.

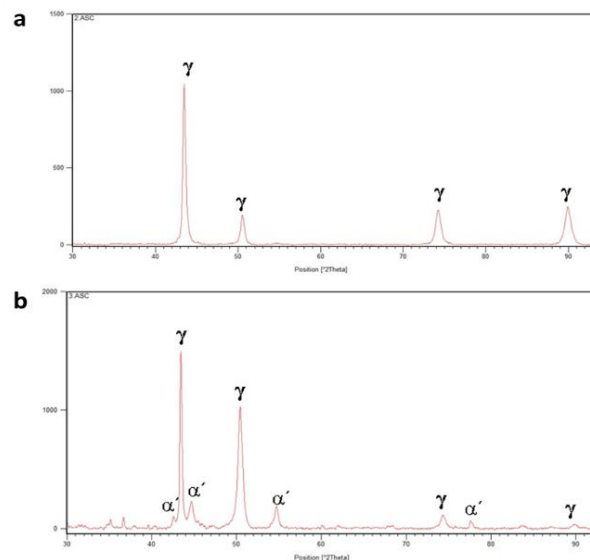


Figura 4.44. Patrones de difracción de rayos-X.

De acuerdo con la literatura, la dureza y los mecanismos de endurecimiento por deformación de los aceros Hadfield, se relacionan con la densidad total de los defectos, endurecimiento por deformación y anclado de dislocaciones, así como al afinamiento de la matriz austenítica por deformación de maclas esto da inicio a la formación martensítica de acuerdo con Vdovin y col. [73]. El manganeso contribuye significativamente a la dureza y a la resistencia del acero de la misma manera, pero con menos intensidad, que el carbono; su efectividad es directamente proporcional al contenido de éste, lo cual, produce el endurecimiento de la aleación, mejorando su resistencia al desgaste.

La Tabla 4.7 muestra los valores de dureza de las aleaciones en las diferentes condiciones experimentales.

Tabla 4.7. Valores de dureza y microdureza.

Condición	Colada	Colada Trabajada	Tratada	Tratada Trabajada
Dureza HV	219	431.6	208.3	471.8
Microdureza de la matriz HV	199.4	585.3	212.6	657.1

Los valores de dureza de la tabla anterior concuerdan totalmente con las observaciones metalográficas, donde a mayor grado de transformación a martensita, mayores los valores de dureza y microdureza. Así mismo, se puede observar que la dureza disminuye ligeramente para la muestra solubilizada, la razón de esta disminución se debe a la disolución de los carburos presentes en los límites de grano lo que disminuye la dureza general de la aleación, aun cuando la microdureza de la matriz incrementa ligeramente por solución sólida de carbono y manganeso principalmente. En el caso de las muestras trabajadas, se observa un notable incremento en la dureza general, mostrando un máximo de 471.8 HV para la muestra tratada térmicamente. La mayor dureza de esta aleación se atribuye al mayor contenido de carbono disuelto en la matriz, incrementando su capacidad de endurecimiento por deformación, dando lugar a martensita de mayor contenido de carbono, lo cual concuerda con los mayores valores de dureza observados para la muestra tratada térmicamente y deformada en comparación con la microdureza de la matriz de la muestra deformada en condiciones de colada. Cabe señalar que la diferencia entre los valores de microdureza y dureza de la muestra tratada y deformada,

se deben al uso de una mayor carga en el ensayo de dureza, donde la profundidad de la indentación se ve afectada por el bajo espesor de la capa deformada.

Como se puede observar, los resultados obtenidos de la caracterización microestructural y ensayos de dureza, dan explicación a los resultados observados en las pruebas de campo, donde las aleaciones fabricadas con este tipo de acero mostraron una elevada resistencia al desgaste cuando fueron sometidas a deformación por impactos repetitivos.

CAPÍTULO V. CONCLUSIONES

A partir del trabajo realizado para el desarrollo del proceso de fabricación de las diferentes piezas con una aleación especial de acero austenítico con alto contenido de manganeso podemos establecer las siguientes conclusiones:

- El diseño del proceso de fabricación y la elección de la aleación empleada para la fabricación de los componentes de maquinaria pesada para la industria minera permitieron obtener un lote de piezas sanas con alta precisión dimensional y un excelente desempeño.
- El uso de camisas y polvos exotérmicos, así como la optimización del diseño de la pieza y sistemas de alimentación redujo en un 15% la cantidad de material requerido para la fabricación de los protectores de labio. En el caso de la mazarota la eficiencia se incrementó en un 30%.
- La modificación del sistema de alimentación en las puntas para excavadora permitió mejorar el acabado superficial de las piezas al reducir el grado de turbulencia durante el llenado, reduciendo el arrastre de arena y al mismo tiempo favoreció la extracción de gases al producir un llenado más uniforme.
- El tratamiento térmico de solubilización 1050°C disolvió completamente los carburos presentes en los límites de grano observados en condiciones de colada, dando como resultado una microestructura completamente austenítica. Teniendo un efecto positivo sobre la soldabilidad de la aleación.
- El trabajado de las aleaciones dio lugar a la transformación por deformación de la austenita a martensita de alto contenido de carbono, incrementando la dureza superficial de las aleaciones. Además, se observó que, a mayor contenido de carbono disuelto, la dureza alcanzada por la martensita obtenida de la transformación por deformación fue mayor.
- La resistencia al desgaste bajo condiciones reales de trabajo en extracción de minerales del acero austenítico con alto contenido de manganeso es superior a los aceros endurecidos por medio de tratamiento térmico utilizados para la fabricación de las piezas importadas.

CAPÍTULO VI. REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

1. Beeley, P., **Foundry technology**, En; Life Fellow and former Senior Lecturer in Metallurgy, University of Leeds, UK. Elsevier.2001.
2. Jain, P., **Principles of foundry technology**. Tata McGraw-Hill Education.2003.
3. Muñoz Astorga, L.M., Diseño del proceso de fabricación de una pieza fundida, Lifter Molino SAG.En; 2018.2018.
4. Economía, S.d. **Minería**. El sector minero-metalúrgico en México contribuye con el 2.4 por ciento del Producto Interno Bruto nacional 2021 07 de junio 2021 [cited 2021 12 de junio]; Disponible en: <https://www.gob.mx/se/accionesyprogramas/mineria#:~:text=M%C3%A9xico%20en%20el%20mundo,%2C%20yeso%2C%20oro%20y%20cobre.>[Consultado 30 de octubre de 2020).
5. Keleş, A. and M. Yildirim, Improvement of mechanical properties by means of titanium alloying to steel teeth used in the excavator.En; **Engineering Science and Technology, an International Journal**, 2020. 23(5): pp. 1208-1213.2020.
6. Gutiérrez, L. and J.H. Mina, El equipo de producción la excavadora Punto punta diente dientes cuchara minería datos alta calidad obtener industria fundición X156TL.En; **Tecnológicas**, 2019. 22(45): pp. 75-92.2019.
7. Shaikh, B.P. and A.M. Mulla, Analysis of bucket teeth of backhoe excavator loader and its weight optimization.En; **International Journal of Engineering Research & Technology**, 2015. 4(5): pp. 289-295.2015.
8. Hensley, Excavator.En; **Excavator Buckets and Ground Engaging Tools for Komatsu Excavator**, 1931.1931.
9. Higuera, O.F., J.L. Trisancho, and L.C. Florez, Fundamentos teóricos de los aceros auténicos al manganeso (aceros hadfield).En; **Scientia et technica**, 2007. 1(34).2007.
10. Bolobov, V.I. and S.A. Chupin, About the use of 110G13L steel as a material for the excavator bucket teeth.En; **IOP Conference Series: Earth and Environmental Science**, 2019. 378: pp. 012005.2019.
11. Asdrúbal Valencia, G., EL ACERO HADFIELD REVISITADO.En; **Revista Colombiana de Materiales**, 2012. 0(3).2012.
12. Barreiro, J.A., **Tratamientos térmicos de los aceros**. Dossat.1971.
13. Barannikova, S., et al., Study of Localized Plastic Deformation of Hadfield Steel Single Crystals Using Speckle Photography Technique.En; **Key Engineering Materials**, 2016. 683: pp. 84-89.2016.
14. Sant SB, S.R. **The mechanism of work-hardening in Hadfield's steel and the influence of minor amounts of vanadium S.B. Sant and R.W Smith**. En Proceedings of the conference on strength of metals and alloys. 1985.
15. Sant, S.B. and R.W. Smith, A study in the work-hardening behaviour of austenitic manganese steels.En; **Journal of Materials Science**, 1987. 22(5): pp. 1808-1814.1987.
16. SHI Deke LIU Junhai Xi'an Jiaotong University, X.a., China SHI Deke,Associate Professor,Department of Materials Science and X.a.J.U. Engineering, Xi'an,China, DEFORMATION AND WORK HARDENING OF HADFIELD MANGANESE STEEL.En; **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, 1990. 3(7): pp. 59-62.1990.
17. Doepken, H.C., Tensile Properties of Wrought Austenitic Manganese Steel in the Temperature Range from + 100° to – 196°C.En; **JOM**, 1952. 4(2): pp. 166-170.1952.
18. Metallography and Microstructures.ASM International 1 990.
19. Committee, A.S.M.H., **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**, En; metals and alloys, G.F.V. Voort, Editor. ASM International.1990.

20. **Metals Handbook Desk Edition, 2nd Ed**, ed. J.R. Davis. ASM International.1998.
21. Průcha, V., et al., Characterization of Microstructure of Hadfield Steel.En; **Solid State Phenomena**, 2017. 270: pp. 265-270.2017.
22. José, T., L. Flórez García, and O. Higuera Cobos, Fundamentos teóricos de los aceros auteníticos al manganeso (aceros hadfield).En; **Scientia Et Technica**, 2007.2007.
23. Hosseini, S. and M. Limooei, Optimization of Heat Treatment to Obtain Desired Mechanical Properties of High Carbon Hadfield Steels.En; **World Applied Sciences Journal**, 2011. 15.2011.
24. U cza, G. and S. Sobula, Effect of Heat Treatment on Change Microstructure of Cast High-manganese Hadfield Steel with Elevated Chromium Content.En; **Archives of Foundry Engineering**, 2014.2014.
25. Mishra, S. and R. Dalai, A comparative study on the different heat-treatment techniques applied to high manganese steel.En; **Materials Today: Proceedings**, 2021. 44: pp. 2517-2520.2021.
26. Curiel-Reyna, E., et al., Effect of Carbide Precipitation on the Structure and Hardness in the Heat-Affected Zone of Hadfield Steel After Post-Cooling Treatments.En; **Materials and Manufacturing Processes**, 2007. 23(1): pp. 14-20.2007.
27. Parfenov, L.I. and G.A. Sorokin, Effect of deformation temperature and heat treatment on the structure and properties of high-manganese steel.En; **Metal Science and Heat Treatment**, 1971. 13(5): pp. 390-392.1971.
28. Annual book of ASTM standards. **American Society for Testing and Materials**.1979.
29. Adler, P.H., G.B. Olson, and W.S. Owen, Strain Hardening of Hadfield Manganese Steel.En; **Metallurgical and Materials Transactions A**, 1986. 17(10): pp. 1725-1737.1986.
30. Doepken, H., Tensile Properties of Wrought Austenitic Manganese Steel in the Temperature Range from+ 100° to– 196° C.En; **JOM**, 1952. 4(2): pp. 166-170.1952.
31. Raghavan, K., A. Sastri, and M. Marcinkowski, Nature of the Work-hardening Behavior in Hadfields Manganese steel.En; **Trans Met Soc AIME**, 1969. 245(7): pp. 1569-1575.1969.
32. Dastur, Y.N. and W. Leslie, Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel.En; **Metallurgical transactions A**, 1981. 12(5): pp. 749-759.1981.
33. Zuidema, B.K., D.K. Subramanyam, and W.C. Leslie, The effect of aluminum on the work hardening and wear resistance of hadfield manganese steel.En; **Metallurgical Transactions A**, 1987. 18(9): pp. 1629-1639.1987.
34. Higuera Cobos, O.F., C. MORENO TELLEZ, and C. Ramirez Montes, EFFECT OF THE PREHEATING AND THE QUENCHING SEVERITY ON THE RESISTANCE TO THE ADHESIVE WEAR OF THE MANGANESE AUSTENITIC STEEL.En; **Dyna**, 2010. 77(164): pp. 76-87.2010.
35. Pham, K.M., et al., Effect of Element Addition and Heat Treatment Process on the Properties of High Manganese Steel.En; **International Journal on Advanced Science, Engineering and Information Technology**, 2019. 9(4): pp. 1289.2019.
36. David Havel, P.E., **Austenitic Manganese Steel**. ColumbiaSteel Casting Co., Inc.2017.
37. Subramanyam, D.K., A.E. Swansiger, and H.S. Avery, **Austenitic Manganese Steels**, En Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, A.S.M.H. Committee, Editor, ASM International. p. 0. 1990.
38. Panchal, K., Life Improvement of Hadfield manganese steel castings.En; **International Journal of Scientific Development and Research**, 2016. 1: pp. 817-825.2016.
39. Panchal, K., Life Improvement of Hadfield manganese steel castings.En; **International Journal of Scientific Development and Research**, 2018.2018.
40. LaFay, V., Application of no-bake sodium silicate binder systems.En; **International Journal of Metalcasting**, 2012. 6(3): pp. 19-26.2012.

41. Acharya, S., J. Vadher, and P. Kanjariya, Identification and Quantification of Gases Releasing From Furan No Bake Binder.En; **Archives of Foundry Engineering**, 2016. 16.2016.
42. **No-Bake Sand Molding[1]**, En; Casting, S. Viswanathan, et al., Editors. ASM International. p. 0.2008.
43. Ferrucho, S.P.C., Comparación técnica de la mezcla de arena para el proceso CO2 y el sistema de arenas autofraguantes.En; **Ciencia e Ingeniería Neogranadina**, 2006. 16(2): pp. 104-112.2006.
44. García, J., **Estudio de la influencia de diferentes diseños de los sistemas de alimentación en compensación en la fundición en arena**, Sevilla. 2016.
45. López-Padrón, I., et al., La bauxita refractarios de alta calidad para la industria producción aluminio.En; **Cultivos Tropicales**, 2020. 41(2).2020.
46. Bisbal, R., et al., Evaluación de las características y propiedades de fundición de Arena de Olivino Venezolana (Parte I).En; **Revista de la Facultad de Ingeniería Universidad Central de Venezuela**, 2015. 30(3): pp. 95-110.2015.
47. García Montalvo, O., **Modelado y simulación de proceso flexible para la recuperación de arena para fundición**. Universidad Autónoma de Nuevo León.2017.
48. Intelángelo, R. and A. Bonato, **TALLER Fundición y Moldeo**. Formacion tecnologica. Universidad Politecnica de Chiapas.2019.
49. García Chacón, J., **Estudio de la influencia de diferentes diseños de los sistemas de alimentación y compensación en la fundición en arena**, Universidad de Sevilla. 2013.
50. Desai, B., et al., Effect of Additives on Green Sand Molding Properties using Design of Experiments and Taguchi's Quality Loss Function - An Experimental Study.En; **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, 2016. 149: pp. 012006.2016.
51. Patel, D., et al., STUDY OF SAND COMPOSITION ON MOULD PROPERTIES AND SELECTION OF TAGUCHI ORTHOGONAL ARRAY FOR DESIGN OF EXPERIMENTS.En; **INTERNATIONAL JOURNAL OF CURRENT ENGINEERING AND SCIENTIFIC RESERCH (IJCESR)**, 2015. 2: pp. 31.2015.
52. Anton Gieniec, N.H., Peter Vietoris, Harald Dieckhues, PEP SET – an efficient and environmentally friendly binder system.En; **FOUNDRY TRADE JOURNAL**, December 2015.December 2015.
53. Florián Marín, J.J., **Diseño construcción y puesta en marcha de una máquina para la elaboración de machos con el proceso shell molding para la empresa mecanizamos FM LTDA**. Metalurgia. Bogota: UNIVERSIDAD LIBRE FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA BOGOTÁ.2014.
54. Handbook, M., **Melting And Casting**. 8th Edition ed. Vol. Volume 5. American Society for Metals.1972.
55. Parra Otárola, A.S., **Diseño del sistema de alimentación y alimentadores de los latones rojos Latón 85-5-5-5 (C 83600)**.1998.
56. Sirrell, B., M. Holliday, and J. Campbell, **Benchmark testing the flow and solidification modeling of Al castings**, En; JOM. p. 20-23.1996.
57. Cross, M. and J. Campbell, **Modeling of casting, welding and advanced solidification processes VII**.1995.
58. Piwonka, T., V.R. Voller, and L. Katgerman, **Modeling of Casting, Welding, and Advanced Solidification Processes VI: Proceedings of the Sixth Conference in a Series on Modeling, Casting, and Welding Processes, Held in Palm Coast, Florida, March 21-26, 1993**. Minerals, Metals & Materials Society.1993.
59. Poirier, D.R. and E. Poirier, Heat transfer fundamentals for metal casting.En; **The Minerals, Metals & Materials Society(TMS), 420 Commonwealth Dr, Warrendale, Pennsylvania 15086, USA, 1992. 90, 1992.1992**.

60. Campbell, J., **Castings**. Elsevier.2003.
61. Han, Q., **Shrinkage Porosity and Gas Porosity**, En; Casting, S. Viswanathan, et al., Editors. ASM International. p. 0.2008.
62. Lisca, L.H.S. and N.C. Machado, Determinación de ecuación de regresión para evaluar defectos en piezas tipo rueda de acero según geometría de mazarotas y método de simulación.En; **Revista Cubana de Ingeniería**, 2015. 6(1): pp. 37-42.2015.
63. Rodríguez Vega, J.D., **Determinación del volumen mínimo de trabajo real para mazarotas abiertas en piezas de acero AISI 1040 tipo ruedas utilizando la simulación como herramienta predictiva**. Universidad Central “Marta Abreu”de Las Villas. Facultad de Ingeniería2018.
64. Models, tools and core box for the production of sand molds and cores. **UNE EN 12890:2001**.2001.
65. Boyle, C., **Engineer**. Mechanical Engineering. Vol. Engineering. Illinois: University of Illinois.1916.
66. Khandelwal, H. and B. Ravi, Effect of molding parameters on chemically bonded sand mold properties.En; **Journal of Manufacturing Processes**, 2016. 22: pp. 127-133.2016.
67. Cristancho Sanchez, L.D., Efecto de la Redondez de la Arena Sobre el Desgaste Abrasivo A 3 Cuerpos Según la Norma Astm G65.En; 2018.2018.
68. Bal, B., A Study of Different Microstructural Effects on the Strain Hardening Behavior of Hadfield Steel.En; **International Journal of Steel Structures**, 2018. 18(1): pp. 13-23.2018.
69. Sabzi, M., 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.En; **International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials**, 2018. 25(12): pp. 1431-1438.2018.
70. F. Haakonsen, P.D., **The interaction between calcium lignosulfonate and cement**. University of Science and Technology.2009.
71. Adler, P., G. Olson, and W. Owen, Strain hardening of Hadfield manganese steel.En; **Metallurgical and Materials Transactions A**, 1986. 17(10): pp. 1725-1737.1986.
72. Korshunov, L., et al., Effect of the Carbide Phase on the Tribological Properties of High-Manganese Antiferromagnetic Austenitic Steels Alloyed with Vanadium and Molybdenum.En; **Physics of Metals and Metallography**, 2011. 112: pp. 90-100.2011.
73. Vdovin, K.N., et al., Influence of Alloying and Heat Treatment on the Abrasive and Impact–Abrasive Wear Resistance of High-Manganese Steel.En; **Steel in Translation**, 2017. 47(11): pp. 705-709.2017.