



Universidad Nacional Mayor de San Marcos

Universidad del Perú. Decana de América

Facultad de Ingeniería Geológica, Minera, Metalúrgica y Geográfica

Escuela Profesional de Ingeniería Metalúrgica

**Mejoramiento de la propiedad antidesgaste de los
elementos moledores fundidos en aleación ASTM A532
IIB utilizados en el circuito de molienda de la industria
ladrillera**

TESIS

Para optar el Título Profesional de Ingeniero Metalúrgico

AUTOR

Walter Eduardo GUERRERO PARRA

ASESOR

Héctor Luis VILLACORTA ARÉVALO

Lima, Perú

2022



Reconocimiento - No Comercial - Compartir Igual - Sin restricciones adicionales

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/>

Usted puede distribuir, remezclar, retocar, y crear a partir del documento original de modo no comercial, siempre y cuando se dé crédito al autor del documento y se licencien las nuevas creaciones bajo las mismas condiciones. No se permite aplicar términos legales o medidas tecnológicas que restrinjan legalmente a otros a hacer cualquier cosa que permita esta licencia.

Referencia bibliográfica

Guerrero, W. (2022). *Mejoramiento de la propiedad antidesgaste de los elementos moledores fundidos en aleación ASTM A532 IIB utilizados en el circuito de molienda de la industria ladrillera*. [Tesis de pregrado, Universidad Nacional Mayor de San Marcos, Facultad de Ingeniería Geológica, Minera, Metalúrgica y Geográfica, Escuela Profesional de Ingeniería Metalúrgica]. Repositorio institucional Cybertesis UNMSM.

Metadatos complementarios

Datos de autor	
Nombres y apellidos	Walter Eduardo Guerrero Parra
Tipo de documento de identidad	DNI
Número de documento de identidad	40560544
URL de ORCID	No presenta
Datos de asesor	
Nombres y apellidos	Héctor Luis Villacorta Arévalo
Tipo de documento de identidad	DNI
Número de documento de identidad	06093297
URL de ORCID	https://orcid.org/0000-0002-1767-0508
Datos del jurado	
Presidente del jurado	
Nombres y apellidos	Manuel Prudencio Caballero Rios
Tipo de documento	DNI
Número de documento de identidad	09136425
Miembro del jurado 1	
Nombres y apellidos	Manuel Leonardo Cabrera Sandoval
Tipo de documento	DNI
Número de documento de identidad	07770007
Miembro del jurado 2	
Nombres y apellidos	Vidal Sixto Aramburú Rojas
Tipo de documento	DNI
Número de documento de identidad	08608364
Datos de investigación	

Línea de investigación	No aplica.
Grupo de investigación	No aplica.
Agencia de financiamiento	Sin financiamiento.
Ubicación geográfica de la investigación	País: Perú Departamento: Lima Provincia: Lima Distrito: Lima Latitud: -12.058192 Longitud: -77.018918
Año o rango de años en que se realizó la investigación	2020-2022
URL de disciplinas OCDE	Ingeniería de Materiales https://purl.org/pe-repo/ocde/ford#2.05.01 Compuestos https://purl.org/pe-repo/ocde/ford#2.05.04



UNIVERSIDAD NACIONAL MAYOR DE SAN MARCOS
Universidad del Perú - Decana de América
FACULTAD DE INGENIERÍA GEOLÓGICA, MINERA, METALÚRGICA Y GEOGRÁFICA
ESCUELA PROFESIONAL DE INGENIERÍA METALÚRGICA

«Año del Fortalecimiento de la Soberanía Nacional»

**ACTA DE SUSTENTACIÓN DE TESIS PARA OPTAR TÍTULO PROFESIONAL DE
INGENIERO METALÚRGICO**

Mediante la plataforma virtual de Google Meet la Escuela Profesional de Ingeniería Metalúrgica de la Facultad de Ingeniería Geológica, Minera, Metalúrgica y Geográfica de la Universidad Nacional Mayor de San Marcos, el lunes 28, del mes de Noviembre del 2022 siendo las 20:00 horas, en presencia de los Señores Docentes designados como Miembros del Jurado Calificador:

Ing. MANUEL PRUDENCIO, Caballero Rios	(PRESIDENTE)
Ing. MANUEL LEONARDO, Cabrera Sandoval	(MIEMBRO)
Dr. VIDAL SIXTO, Aramburú Rojas	(MIEMBRO)

Reunidos virtualmente para el Acto Académico Público de la Sustentación de la TESIS de Don: WALTER EDUARDO GUERRERO PARRA Bachiller en Ingeniería Metalúrgica, quien sustentó la Tesis Titulada: **«MEJORAMIENTO DE LA PROPIEDAD ANTIDESGASTE DE LOS ELEMENTOS MOLEDORES FUNDIDOS EN ALEACIÓN ASTM A532 IIB UTILIZADOS EN EL CIRCUITO DE MOLIENDA DE LA INDUSTRIA LADRILLERA»** para la obtención del Título Profesional de Ingeniero: **METALÚRGICO**.

Los miembros del Jurado Calificador, escuchada la sustentación respectiva, plantearon al graduando las observaciones pertinentes, que fueron absueltas a:

.....SATISFACCIÓN.....

El Jurado procedió a la calificación según el reglamento vigente, cuyo resultado fue la nota de:

.....CATORCE (14).....

Habiendo concluido la Sustentación de la Tesis por el Jurado Calificador, el Miembro Presidente del Jurado, recomienda que la Facultad de Ingeniería Geológica, Minera, Metalúrgica y Geográfica, otorgue el **TÍTULO PROFESIONAL DE INGENIERO METALÚRGICO**, a Don: **Walter Eduardo Guerrero Parra**.

Siendo las 21:18 horas, se dió por concluido el acto académico, expidiéndose cinco (5) Actas Originales de la Sustentación de Tesis.

Lima, 28 de noviembre del 2022


Ing. MANUEL PRUDENCIO CABALLERO RIOS
Miembro Presidente


Ing. MANUEL LEONARDO CABRERA SANDOVAL
Miembro


Dr. VIDAL SIXTO ARAMBURÚ ROJAS
Miembro



Firmado digitalmente por ORIHUELA
SALAZAR Luis Alfredo FAU
20148092282 soft
Motivo: Soy el autor del documento
Fecha: 29.11.2022 12:14:27 -05:00

Mg. LUIS ALFREDO ORIHUELA SALAZAR
DIRECTOR
ESCUELA PROFESIONAL DE INGENIERÍA METALÚRGICA

Datos de la plataforma virtual institucional del acto de sustentación:

<https://meet.google.com/muo-idsz-ozn>

Grabación archivada en: https://drive.google.com/file/d/1T7moal8J-XTUSGCNsgB1LsIwraI2d-s/view?usp=share_link



Anexo 2
Informe de Evaluación de Originalidad

- 1. FACULTAD**
Ingeniería Geológica, Minera, Metalúrgica y Geográfica
- 2. ESCUELA**
Escuela Profesional de Ingeniería Metalúrgica
- 3. AUTORIDAD ACÁDEMICA QUE EMITE EL INFORME DE ORIGINALIDAD**
Director de E.P. de Ingeniería Metalúrgica
- 4. APELLIDOS y NOMBRES DE LA AUTORIDAD ACADÉMICA**
Mg. Luis Alfredo Orihuela Salazar.
- 5. OPERADOR DEL PROGRAMA INFORMÁTICO DE SIMILITUDES**
Sra. Carolina Betsabe Carreño Ríos
- 6. DOCUMENTO EVALUADO:**
Tesis para optar el Título Profesional de Ingeniero Metalúrgico, titulada: «Mejoramiento de la propiedad antidesgaste de los elementos molidores fundidos en aleación ASTM A532 IIB utilizados en el circuito de molienda de la industria ladrillera»
- 7. AUTOR DEL DOCUMENTO:**
Bach. Guerrero Parra, WALTER EDUARDO
- 8. FECHA DE RECEPCIÓN DEL DOCUMENTO EN LA DIRECCIÓN EP:**
18/11/2021
- 9. FECHA DE APLICACIÓN DEL PROGRAMA INFORMÁTICO DE SIMILITUDES:**
14/12/2021
- 10. SOFTWARE UTILIZADO**
Turnitin
- 11. CONFIGURACIÓN DEL PROGRAMA DETECTOR DE SIMILITUDES**
 - ✓ Excluye textos entrecomillados
 - ✓ Excluye fuentes para buscar similitud
 - ✓ Excluye Bibliografía
 - ✓ Excluye cadenas menores a 40 palabras
- 12. PORCENTAJE DE SIMILITUDES SEGÚN PROGRAMA DETECTOR DE SIMILITUDES (7%)**
- 13. FUENTES ORIGINALES DE LAS SIMILITUDES ENCONTRADAS**

✓ repositorio.unsa.edu.pe	3%
✓ repository.unilivre.edu.co	1%
✓ pt.escribd.com	1%
✓ archive.org	1%
✓ repository.udistrital.edu.co	<1%
✓ cybertesis.unmsm.edu.pe	<1%
✓ hdl.handle.net	<1%
✓ repository.eia.edu.co	<1%
✓ Entregado a Universidad Autónoma de Nuevo León	<1%
- 14. OBSERVACIONES**
Ninguna
- 15. CALIFICACIÓN DE ORIGINALIDAD**
Documento cumple criterios de originalidad, sin observaciones
- 16. FECHA DEL INFORME**
Lima, 20 de diciembre de 2021



Firmado digitalmente por ORIHUELA
SALAZAR Luis Alfredo FAU
20148092282 soft
Motivo: Soy el autor del documento
Fecha: 20.12.2021 09:30:50 -05:00

Mg. LUIS ALFREDO ORIHUELA SALAZAR
DIRECTOR
ESCUELA PROFESIONAL DE INGENIERÍA METALURGICA

DEDICATORIA

En memoria de quien en vida fue Alfredo Narváez y a mis progenitores Walter y Milagros por el apoyo incondicional y comprensión, fundamentales para lograr el éxito en los planes que me depare el destino.

AGRADECIMIENTO

A nuestro padre creador, ya que gracias a sus designios fue posible la realización de esta investigación, a mis hermanos y amigos Julio, Juan por sus conocimientos y experiencias transmitidas que lograron enriquecer mi persona espiritual y profesionalmente.

INDICE

DEDICATORIA.....	ii
AGRADECIMIENTO	iii
INDICE	iv
INDICE DE TABLAS.....	vi
INDICE DE GRÁFICOS	vii
RESUMEN.....	x
ABSTRACT.....	xii
NOMENCLATURA.....	xiv
GLOSARIO	xvi
CAPITULO I - INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO II – PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA	3
<i>2.1 Situación Problemática</i>	3
<i>2.2 Formulación del Problema</i>	4
<i>2.3 Justificación de la Investigación.....</i>	4
<i>2.4 Objetivos.....</i>	4
<i>2.5 Hipótesis.....</i>	5
<i>2.6 Variables.....</i>	5
CAPITULO III - MARCO TEÓRICO.....	7
<i>3.1 Estado del arte.....</i>	7

3.2 Proceso de fundición.....	9
3.3 Fundiciones de hierro	14
CAPÍTULO IV - PLANIFICACIÓN Y EXPERIMENTACIÓN.....	43
4.1 Caracterización de las piezas fundidas.....	43
4.2 Procedimiento experimental	48
CAPITULO V - ANALISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS EXPERIMENTALES ..	76
5.1 Resultados del tratamiento térmico de desestabilización.	76
5.2 Resultados del Tratamiento térmico subcrítico	84
CONCLUSIONES.....	91
RECOMENDACIONES	93
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	95
ANEXOS	98

INDICE DE TABLAS

Tabla 1 - Elementos grafitizantes	17
Tabla 2 - Elementos carburígenos	17
Tabla 3 - Composición de aleaciones según norma ASTM A532	20
Tabla 4 - Composición química del hierro 15Cr - Mo ASTM A532 IIB	26
Tabla 5 - Tabla 5. Dureza de microconstituyentes.....	42
Tabla 6 - Composición de la aleación.....	43
Tabla 7 - Temperatura y tiempos de permanencia	51
Tabla 8 - Tiempos de permanencia y durezas.....	52
Tabla 9 - Tiempos de permanencia y durezas.....	52
Tabla 10 - Tiempos de permanencia y durezas.....	53
Tabla 11 - Tiempos de permanencia y durezas.....	53
Tabla 12 - Tiempos de permanencia y durezas.....	53
Tabla 13 - Temperatura y tiempos de permanencia	66
Tabla 14 - Tiempos de permanencia y durezas.....	66
Tabla 15 - Tiempos de permanencia y durezas.....	67
Tabla 16 - Tabla 16. Tiempos de permanencia y durezas	67
Tabla 17 - Tiempos de permanencia y durezas.....	67
Tabla 18 - Tiempos de permanencia y durezas.....	68

INDICE DE GRÁFICOS

Gráfico 1. Proceso de fundición.....	10
Gráfico 2. Esquema de pieza fundida	12
Gráfico 3- Esquema de molde de arena.....	12
Gráfico 4- Diagrama de flujo de pieza fundida.....	14
Gráfico 5 - Diagrama Hierro-Carburo de Hierro.	15
Gráfico 6 - Tipos de fundiciones	16
Gráfico 7- Microestructura de hierro alto cromo en estado de colada	21
Gráfico 8- Tipos de desgaste abrasivo: a) dos cuerpos b) tres cuerpos.....	24
Gráfico 9 – Mecanismos de interacción entre la superficie de desgaste y medio abrasivo.....	25
Gráfico 10 - Diagrama de fase estable para el sistema Fe-C-Cr (15% Cr).....	26
Gráfico 11 - Diagrama de fases metaestable para el sistema Fe-C-Cr (15% Cr)	27
Gráfico 12 - Diagrama Fe-Cr-C 15% Cr	28
Gráfico 13 - Colonia de carburos eutécticos con forma de roseta	29
Gráfico 14 - Microestructura de hierro ASTM A532 IIB en condición de colada....	31
Gráfico 15 - Tratamiento térmico de endurecimiento para un hierro blanco alto cromo.....	35
Gráfico 16 - Diagrama del sistema Fe-Cr-C con un 10%Cr señalando posibles condiciones a seguir para un tratamiento de desestabilización.....	35
Gráfico 17 – Relaciones entre los contenidos de C y Cr y la cantidad de carburos.	37
Gráfico 18 - Microestructura de hierro blanco alto cromo con tratamiento térmico de desestabilización a 1000 °C y temple	38
Gráfico 19 - Diagrama Fe - C - 10%Cr señalando el intervalo de temperatura favorable para el tratamiento subcrítico.....	40
Gráfico 20 - Microestructura de hierro blanco alto cromo con tratamiento térmico subcrítico a 500 °C	41
Gráfico 21 - Martillo para molino maxi pig.	43
Gráfico 22 - Modelo emplacado de martillos para molino maxi pig.....	44
Gráfico 23 - Horno de inducción	45

Gráfico 24 - Medición de dureza de martillo utilizando durómetro portátil	46
Gráfico 25 - Máquina pulidora	47
Gráfico 26-A - Microscopio metalográfico.....	47
Gráfico 27-A – Mufla.....	49
Gráfico 28-B – Muestras obtenidas de la pieza.....	49
Gráfico 29 - Microestructura de la muestra 900-1.....	54
Gráfico 30 - Microestructura de la muestra 900-2.....	54
Gráfico 31 - Microestructura de la muestra 900-3.....	55
Gráfico 32 - Microestructura de la muestra 900-5.....	55
Gráfico 33 - Microestructura de la muestra 950-1.....	56
Gráfico 34 - Microestructura de la muestra 950-2.....	57
Gráfico 35 - Microestructura de la muestra 950-3.....	57
Gráfico 36 - Microestructura de la muestra 950-5.....	58
Gráfico 37 - Microestructura de la muestra 980-1.....	58
Gráfico 38 - Microestructura de la muestra 980-2.....	59
Gráfico 39 - Microestructura de la muestra 980-3.....	59
Gráfico 40- Microestructura de la muestra 980-5.....	60
Gráfico 41 - Microestructura de la muestra 1020-1.....	60
Gráfico 42 - Microestructura de la muestra 1020-2.....	61
Gráfico 43 - Microestructura de la muestra 1020-3.....	61
Gráfico 44 - Microestructura de la muestra 1020-5.....	62
Gráfico 45 - Microestructura de la muestra 1050-1.....	62
Gráfico 46 - Microestructura de la muestra 1050-2.....	63
Gráfico 47 - Microestructura de la muestra 1050-3.....	63
Gráfico 48 - Microestructura de la muestra 1050-5.....	64
Gráfico 49 - Microestructura de la pieza desestabilizada a 1020°C con 3 horas de permanencia.	65
Gráfico 50 - Microestructura de la muestra 400-2.....	68
Gráfico 51 - Microestructura de la muestra 400-3.....	69
Gráfico 52 - Microestructura de la muestra 400-5.....	69
Gráfico 53 - Microestructura de la muestra 450-2.....	70

Gráfico 54 - Microestructura de la muestra 450-3.....	70
Gráfico 55 - Microestructura de la muestra 450-5.....	71
Gráfico 56 - Microestructura de la muestra 490-2.....	71
Gráfico 57 - Microestructura de la muestra 490-3.....	72
Gráfico 58 - Microestructura de la muestra 490-5.....	72
Gráfico 59 - Microestructura de la muestra 520-2.....	73
Gráfico 60 - Microestructura de la muestra 520-3.....	73
Gráfico 61 - Microestructura de la muestra 520-5.....	74
Gráfico 62 - Microestructura de la muestra 550-2.....	74
Gráfico 63 - Microestructura de la muestra 550-3.....	75
Gráfico 64 - Microestructura de la muestra 550-5.....	75
Gráfico 65 - Valores de dureza resultante de los tratamientos térmicos de desestabilización.....	76
Gráfico 66 - Resultados de dureza para el tratamiento de 900°C.....	78
Gráfico 67 - Resultados de dureza para el tratamiento de 950°C.....	79
Gráfico 68 - Resultados de dureza para el tratamiento de 980°C.....	81
Gráfico 69 - Resultados de dureza para el tratamiento de 1020°C.....	82
Gráfico 70 - Resultados de dureza para el tratamiento de 1050°C.....	83
Gráfico 71 - Dureza resultante de los tratamientos realizados.....	84
Gráfico 72 - Resultados de dureza para el tratamiento de 400°C.....	86
Gráfico 73 - Resultados de dureza para el tratamiento de 450°C.....	87
Gráfico 74 - Resultados de dureza para el tratamiento de 490°C.....	88
Gráfico 75 - Resultados de dureza para el tratamiento de 520°C.....	89
Gráfico 76 - Resultados de dureza para el tratamiento de 550°C.....	90

RESUMEN

La presente investigación tiene como título “Mejoramiento de las propiedades antidesgaste de los elementos moledores fundidos en aleación ASTM A532 IIB utilizados en el circuito de molienda de la industria ladrillera”

Se realizó con la finalidad de encontrar los mecanismos que permitan incrementar la vida útil de los elementos moledores, los cuales tienen que ser removidos aproximadamente cada dos semanas para su reposición en planta, debido al desgaste que presentan.

La metodología utilizada fue la experimental, obteniéndose parámetros de tiempo y temperatura óptimos de los tratamientos térmicos de desestabilización y subcrítico aplicados a los hierros blancos ASTM A532 IIB, que promuevan la formación de una microestructura que favorecen el incremento de la dureza, logrando con ello mejorar la propiedad antidesgaste de estas piezas fundidas.

El tratamiento de desestabilización realizado a 1020°C con 3 horas de permanencia, promovió una dureza de 636 HBW y la formación de una microestructura constituida por carburos eutécticos, matriz martensítica que abarca casi toda la matriz y precipitación uniforme de carburos secundarios.

El tratamiento subcrítico realizado a 490°C con 3 horas de permanencia, promovió la dureza más alta (738 HBW) y presentó una microestructura conformada por carburos eutécticos, matriz martensítica que abarca toda la matriz con precipitación de carburos secundarios.

Producto de realizar estos tratamientos asociadamente, se obtuvo el resultado más óptimo y que otorga las mejores propiedades antidesgaste, debido a su

elevada dureza y microestructura presente.

En tal sentido la presente investigación logró determinar los valores óptimos de ambos parámetros, que permiten la mejora de la propiedad antidesgaste de los elementos moledores fundidos en hierros blanco ASTM A532 IIB. Permitiendo incrementar su vida útil a más de dos semanas, reduciendo los tiempos muertos, utilizados en su sustitución, generando aumento de la producción, reducción de costos y una mayor rentabilidad de la industria ladrillera.

Palabras claves: Fundición, desgaste, tratamiento térmico y dureza.

ABSTRACT

The title of this research is "Improvement of the anti-wear properties of grinding elements cast in ASTM A532 IIB alloy used in the grinding circuit of the brick industry"

It was carried out with the purpose of finding the mechanisms that allow to increase the useful life of the grinding elements, which have to be removed approximately every two weeks for their replacement in the plant, due to the wear they present.

The methodology used was experimental, obtaining optimal time and temperature parameters of the destabilization and subcritical heat treatments applied to white irons ASTM A532 IIB, which promote the formation of a microstructure that favors the increase in hardness, thus achieving improvement the anti-wear property of these castings.

The destabilization treatment carried out at 1020°C with 3 hours of permanence, promoted a hardness of 636 HBW and the formation of a microstructure consisting of eutectic carbides, martensitic matrix that covers almost the entire matrix and uniform precipitation of secondary carbides.

The subcritical treatment carried out at 490°C with 3 hours of permanence, promoted the highest hardness (738 HBW) and presented a microstructure made up of eutectic carbides, martensitic matrix that covers the entire matrix with precipitation of secondary carbides.

As a result of carrying out these treatments in association, the most optimal result was obtained, which gives the best anti-wear properties, due to its high hardness

and present microstructure.

In this sense, the present investigation managed to determine the optimal values of both parameters, which allow the improvement of the anti-wear property of the grinding elements cast in white irons ASTM A532 IIB. Allowing to increase its useful life to more than two weeks, reducing downtime, used in its replacement, generating increased production, cost reduction and greater profitability of the brick industry.

Keywords: Casting, wear, heat treatment and hardness.

NOMENCLATURA

%	Porcentaje.
°C	Grados Centígrados.
α	Ferrita.
γ	Austenita.
C	Carbono.
cm	Centímetros.
Co	Cobalto.
Cr	Cromo.
Cu	Cobre.
Fe	Hierro.
Fe ₃ C	Carburo de Hierro.
Fe-Mo	Ferromolibdeno.
gr	Gramos.
HV	Dureza Vickers
Kg	Kilogramos.
La	Lantano.
M ₇ C ₃	Carburo eutéctico.
M ₃ C	Carburo eutéctico.
M ₂₃ C ₆	Carburo secundario.
Mn	Manganeso.
Mo	Molibdeno.
Nb	Niobio.
Ni	Níquel.
P	Fósforo
S	Azufre.
Si	Silicio.
Sr	Estroncio.
Ti	Titanio.
TiC	Carburos de Titanio.

V	Vanadio.
VC	Carburos de Vanadio.
VMoC	Carburos de Vanadio y Molibdeno.

GLOSARIO

Aleaciones: Sustancias con propiedades metálicas, compuestas por dos o más elementos químicos, de los cuales por lo menos uno es un metal elemental.

Colada o vaciado: Consiste en vaciar metal fundido en un molde con la finalidad de obtener un objeto según una forma requerida.

Dendritas: Cristal que tiene una estructura análoga a la de un árbol, es común en metales fundidos y de enfriamiento lento a través del intervalo de solidificación.

Estructura dendrítica: Estructura de un metal fundido cuyos granos se solidificaron a través de la formación de dendritas.

Eutéctico: Se refiere a la aleación que tiene la composición señalada por el punto eutéctico en un diagrama de fases.

Grano: Se refiere al cristal individual en un metal o aleación policristalina.

Límite de grano: Superficie de separación de los granos cercanos de un metal policristalino.

Matriz: Fase o agregado principal en la que se introduce otro constituyente.

Microestructura: Estructura de metales mostrada por un microscopio a una amplificación mayor de diez diámetros, previa preparación mediante pulido y ataque químico.

Segregación de fases: Proceso físico-químico controlado por variables de presión, temperatura y composición química, que consiste en la separación de elementos o compuestos químicos.

Cementita: Es el carburo de hierro de fórmula Fe_3C , contiene 6.67% de C por peso. Es un compuesto intersticial de estructura cristalina ortorrómbica de peculiar dureza y fragilidad y poca resistencia. En el diagrama Fe-C es la estructura más dura que se encuentra.

Austenita: Es una solución intersticial de carbón disuelto en hierro gamma (γ) de estructura cristalina FCC. Siendo la máxima solubilidad del 2% de C a 2065°F. Normalmente no es estable a la temperatura ambiente.

Ferrita: Es la solución sólida intersticial α , que contiene una mínima cantidad de carbón disuelto en hierro α (BCC). Siendo la mayor solubilidad de 0.025% de C

a 1333°F, y disuelve solo 0.008% de C a temperatura ambiente. En el diagrama Fe-C es la estructura más suave que se presenta.

Perlita: Es la mezcla eutectoide muy fina, en forma de placas o láminas de ferrita y cementita, contiene 0.80 % de C, formada a 1333°F a un enfriamiento muy lento.

Ledeburita: Es la mezcla eutéctica de austenita y cementita, formada a 2065°F con un contenido de 4.3% de carbón.

Martensita: Es una fase metaestable de las aleaciones ferrosas que se origina producto de una transformación sin difusión en la austenita, a una velocidad próxima a la del sonido. Presenta la forma de láminas o agujas, presenta un arreglo cristalográfico tetragonal centrado en el cuerpo (TCC), posee una dureza de 50 a 68 RC y resistencia a la tracción de 170 a 250 Kg/mm².

Diagrama de fases: Se llama así a la representación entre diversos estados de la materia, en función de variables escogidas para posibilitar el estudio del mismo. Se denominan diagrama de cambio de estado a las representaciones donde todas las fases corresponden a estados de agregación distintos, los diagramas de equilibrio son aquellos donde se presentan diferentes concentraciones de materiales que forman una aleación a diferentes temperaturas.

CAPITULO I

INTRODUCCIÓN

En la actualidad el ladrillo es uno de los principales materiales utilizados en la construcción, ya sea para arreglos elementales en el hogar a obras de gran envergadura.

La industria ladrillera es fundamental como participe en el desarrollo de grandes proyectos de infraestructura vial, habitacional e industrial. Contribuyendo con el crecimiento productivo y económico del país, asimismo es una fuente generadora de empleos directos e indirectos. Por tanto la importancia en optimizar sus procesos en busca de aumentar su producción y rentabilidad, una contribución en ese ámbito es el mejoramiento de las propiedades antidesgaste abrasivo de los accesorios y repuestos de las maquinarias empleadas en el proceso productivo de la elaboración de los ladrillos, como es el caso de los elementos molidores utilizados en la etapa de molienda de dicha industria, dichos repuestos están fabricados en aleación de hierro blanco ASTM A532 IIB obtenidos mediante el proceso de fundición.

Las aleaciones de Hierro blanco de alto cromo, se caracterizan por tener una excelente resistencia al desgaste abrasivo, resistencia al impacto y razonable tenacidad. Gracias a estas propiedades se ha convertido en uno de los productos más utilizados en las industrias mineras, cementeras, manufactureras.

Los hierros resistentes al desgaste según la norma ASTM A532 es un subgrupo de los hierros blancos aleados, siendo ajenos a esta designación según esta norma los hierros blancos simples y con baja aleación que contienen principalmente cementita y perlita.

La microestructura presente en estas aleaciones está constituida de carburos eutécticos discontinuos de cromo - hierro y carburos secundarios en una matriz de austenita, y con un posterior tratamiento térmico una matriz martensítica con mínimas cantidades de austenita. Las mejores propiedades en resistencia al desgaste abrasivo y tenacidad o combinación de ambas se producen con una matriz martensítica y carburos.

El hecho de contar con repuestos que presenten mejores propiedades

antidesgaste promueve el aumento de la productividad, disminuyendo los tiempos muertos por cambios de equipos, reduciendo los costos de producción, aumentando así la rentabilidad de la empresa.

CAPÍTULO II

PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

2.1 Situación Problemática

En vista del gran crecimiento de la industria de la construcción y siendo el ladrillo uno de los materiales esenciales, las plantas o industrias productoras de ladrillos ante la creciente demanda, buscan incrementar su producción requiriendo para ello; repuestos y accesorios para sus maquinarias que presenten una mayor vida útil, afín de disminuir los tiempos muertos empleados para su sustitución.

Actualmente en el circuito de molienda de industria ladrillera se utilizan los elementos moledores, que vienen a ser piezas recambiables obtenidas mediante el proceso de fundición en aleación ASTM A532 IIB, siendo tratadas térmicamente mediante los tratamientos de desestabilización y subcrítico. Las piezas obtenidas mediante estos procesos, presentan durezas en el rango de 650 HBW a 698 HBW.

En tal sentido, la presente investigación tiene por finalidad determinar los rangos de temperatura y tiempos de permanencia óptimos de los tratamientos térmicos de desestabilización y subcrítico, que fomenten la formación de una microestructura, promoviendo con ello el incremento de la propiedad antidesgaste de estas piezas fundidas.

Esto significaría: un aumento de la vida útil de estas piezas, disminución de los tiempos muertos, reducción de costos, aumento de la producción y una mayor rentabilidad económica.

2.2 Formulación del Problema

¿Cómo incrementar la propiedad anti desgaste de los elementos moledores fundidos en aleación de Hierro blanco ASTM A532 IIB utilizados en la industria ladrillera?

2.3 Justificación de la Investigación

- La presente investigación permite mejorar la propiedad antidesgaste de los elementos moledores utilizados en el proceso de molienda de la industria ladrillera, incrementando su vida útil durante el proceso productivo.
- Reducirá los tiempos muertos de producción utilizados para la sustitución de los repuestos, generando un aumento de la producción, reducción de costos y una mayor rentabilidad de la empresa.

2.4 Objetivos

2.4.1 Objetivo General.

- Promover la formación de microestructuras metalográficas que conlleven a un incremento de la dureza, mejorando así la propiedad antidesgaste de los elementos moledores fundidos en aleación ASTM A532 IIB.

2.4.2 Objetivos Específicos.

- Determinar los rangos óptimos de temperatura y tiempos de permanencia de los tratamientos térmicos de desestabilización aplicados a la aleación de Hierro blanco ASTM A532 IIB, que fomenten la formación microestructural de una matriz martensítica con carburos eutécticos, carburos secundarios y mínimas cantidades de

austenita retenida, que favorezcan el incremento de la dureza, mejorando así la propiedad antidesgaste de los elementos moledores.

- Establecer los rangos óptimos de temperatura y tiempos de permanencia de los tratamientos térmicos subcríticos aplicados a la aleación de Hierro blanco ASTM A532 IIB, que fomenten el restablecimiento de la dureza en la matriz martensítica y el alivio de tensiones residuales, mejorando la propiedad antidesgaste de los elementos moledores.
- Determinar las microestructuras deseables, presentes en la aleación de Hierro blanco ASTM A532 IIB, obtenidas de realizar asociadamente los tratamientos térmicos de desestabilización y subcrítico, que conlleven a mejorar la propiedad antidesgaste de los elementos moledores.

2.5 Hipótesis

El mejoramiento de la propiedad antidesgaste de los elementos moledores fundidos en hierro blanco ASTM A532 IIB, dependerán de la obtención de altas durezas y una formación microestructural constituida por una matriz martensítica con carburos eutécticos, carburos secundarios y mínimas cantidades de austenita retenida.

2.6 Variables

Para el desarrollo del presente trabajo se consideran las siguientes variables:

2.6.1 Variables Interviniente

- Composición química de la aleación de hierro blanco según norma ASTM A532 IIB.

ELEMENTOS	C	Cr	Mo	Ni	Cu	Mn	Si	S	P
PORCENTAJES (%)	3.05	15.8	0.52	0.1	0.1	0.8	0.9	0.02	0.01

2.6.2 Variables Independientes

- Temperaturas a utilizar en el tratamiento térmico de desestabilización: 900°C, 950°C, 980°C, 1020°C y 1050°C.
- Temperatura a utilizar en el tratamiento térmico Subcrítico: 400°C, 450°C, 490°C, 520°C y 550°C.
- Tiempos de permanencia a utilizar en el tratamiento térmico de desestabilización: 1 hora, 2 horas, 3 horas y 5 horas.
- Tiempos de permanencia a utilizar en el tratamiento térmico Subcrítico: 2 horas, 3 horas y 5 horas.

2.6.3 Variables Dependientes

- Durezas de las muestras sometidas al tratamiento térmico de desestabilización: de 552 HBW a 703 HBW.
- Durezas de las muestras sometidas al tratamiento térmico Subcrítico: de 493 HBW a 738 HBW.
- Microestructuras metalográficas presentes en las muestras: martensita, carburos eutécticos, carburos secundarios y austenita retenida.
- Propiedad antidesgaste, basado en el tiempo de vida útil de las piezas fundidas, de 2 a 3 semanas.

CAPÍTULO III

MARCO TEÓRICO

3.1 Estado del arte

Eric Leonardo Romero Orrego (2018), en el trabajo de investigación: “Análisis de la resistencia al desgaste por abrasión e impacto de fundiciones blancas de alta aleación” que tuvo como finalidad el estudio de la conducta al desgaste de las aleaciones blancas de alto cromo con propiedades de resistencia al desgaste, para lo cual utilizo como material de estudio de la investigación 9 muestras de fundiciones blancas de alto contenido de cromo (6 muestras de ASTM A532 IIB, 2 muestras de ASTM A532 III A y 1 muestra de ASTM A532 II D), las cuales fueron estudiadas y comparadas con una aleación de acero (Hardox 500) que se utilizó como patrón, se realizaron análisis de composición química, pruebas de desgaste, metalografía y ensayos de dureza Brinell.

Resultando que las aleaciones que presentaron mejor conducta al desgaste abrasivo fueron aquellas que alcanzaron durezas entre 680HB a 700 HB y que correspondieron a muestras de aleación de hierro blanco ASTM A532 IIB.

En conclusión; esta investigación determina que la dureza desempeña un papel importante en el comportamiento de las aleaciones de hierro blanco A532 IIB sometidos al desgaste abrasivo, asimismo; que las altas durezas tienden a originar menor pérdida de masa.

En cuanto a la microestructura, se concluye que la distribución continua de carburos y matriz de dendritas gruesas propician el desgaste del material. [6]

Amaya Alvarez Marly (2018), en el trabajo de investigación: “Fabricación y caracterización microestructural de un hierro blanco aleado con Cr-V-Ti para

aplicaciones de desgaste.”

Tuvo como objetivo la fabricación de un hierro blanco aleado con elementos Cr, V, Ti. Utilizado para aplicaciones antidesgaste, el cual fue sometido a diversas pruebas para evaluar su resistencia al desgaste, así como el análisis microestructural de la aleación.

De la investigación se puede concluir que la dureza del material sometido a tratamiento térmico de austenización y temple al aire fue superior al de condición de colada, debido a la mínima formación de carburos.

La resistencia al desgaste abrasivo en el material tratado térmicamente fue superior al de condición de colada gracias a la matriz martensítica reforzada con carburos, estos actúan como barreras protegiendo de la incrustación de partículas e impidiendo la remoción del material.[36]

Madero Ortiz Johan Smik (2016), en el proyecto de investigación: “Estudio tribológico de aleaciones antidesgaste.” El cual tuvo como objetivo el análisis de 3 aleaciones antidesgaste de mayor uso en la industria minera como son: Maxdur 450, Hierro alto Cromo y el Acero austenítico al Manganeso (Hadfield). Para lo cual se efectuaron pruebas de laboratorio a fin de determinar sus propiedades y características, asimismo se realizó la comparación de la resistencia al desgaste erosivo entre los materiales.

De la investigación se concluye que la dureza y microdureza de los materiales estudiados se relacionan directamente con la resistencia al desgaste erosivo. La formación de carburos M_7C_3 en los hierros alto cromo son determinante para obtener altos valores de dureza y mejorar su resistencia al desgaste erosivo.[5]

Choque Mendiguri Leoncio (2017), en el trabajo de investigación: “Proceso para la fabricación de hierro blanco de alto cromo aplicado a la industria del desgaste abrasivo.” Cuyo objetivo fue demostrar que las aleaciones ferrosas se pueden utilizar en la industria que requieran soluciones a los problemas de desgaste abrasivo, utilizando como material de estudio una aleación según norma ASTM A532 Clase II B para la prueba experimental.

De la investigación podemos concluir que las mejores propiedades en resistencia a la abrasión y tenacidad se obtienen con una matriz martensítica y carburos, y que la resistencia a la abrasión en hierro blanco alto cromo se ve incrementada debido a la alta dureza de los carburos M7C3. Asimismo las mejores propiedades en resistencia a la abrasión y tenacidad se obtienen con una matriz martensítica y carburos, y que la resistencia a la abrasión en hierro blanco alto cromo se ve incrementada debido a la alta dureza de los carburos M7C3.[33]

3.2 Proceso de fundición.

La fundición es un arte antiguo que aun en la actualidad se viene realizando, viene a ser el proceso de producción para la obtención de piezas metálicas mediante el vertido de metal fundido sobre un molde, que generalmente es elaborado de arena. Es importante el control de factores y variables en el proceso para lograr una operación exitosa.[34]

Se puede decir que la fundición es el conjunto de operaciones por la cual se le puede otorgar forma a los materiales metálicos mediante su fusión, vaciado sobre molde adecuado y su posterior solidificación.

3.2.1.1 Sistema de llenado

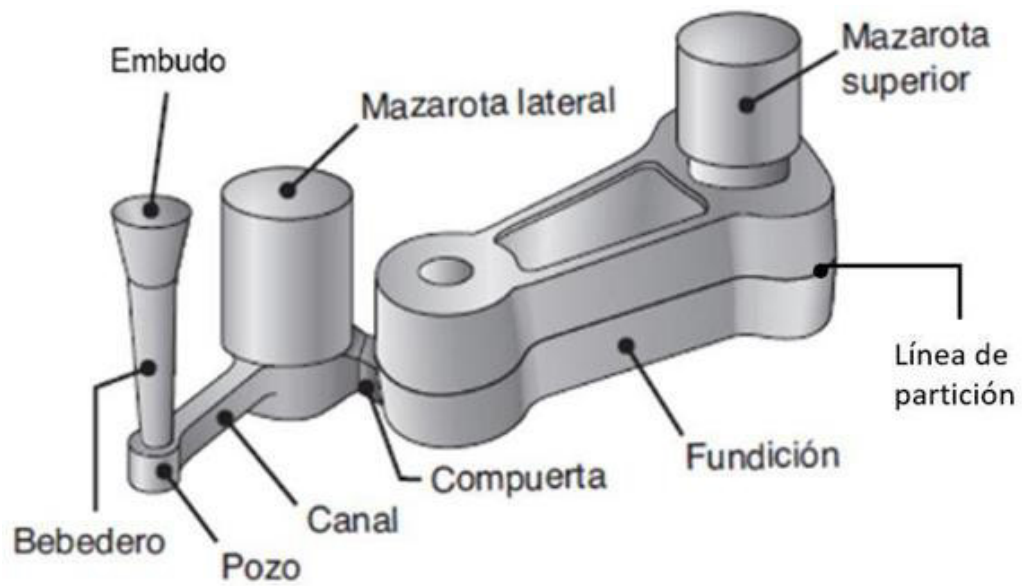
Tiene como finalidad la regulación en el flujo y turbulencia del material, y así evitar la erosión del molde y otros defectos que se podrían producir en la pieza. Está conformado por los siguientes elementos:

- **Bebedero**, viene a ser el canal inicial por donde el material fluirá, tiene disposición vertical lo que permite al fluido lograr energía potencial, lo que se traduce en velocidad de flujo del material a través de los canales.
- **Canales**, sirven para direccionar el material hasta los canales de ataque.
- **Canal de ataque**, tienen como función optimizar el tiempo de llenado, permitiendo el llenado completo de la cavidad antes de la solidificación del material.[35]

3.2.1.2 Sistema de alimentación

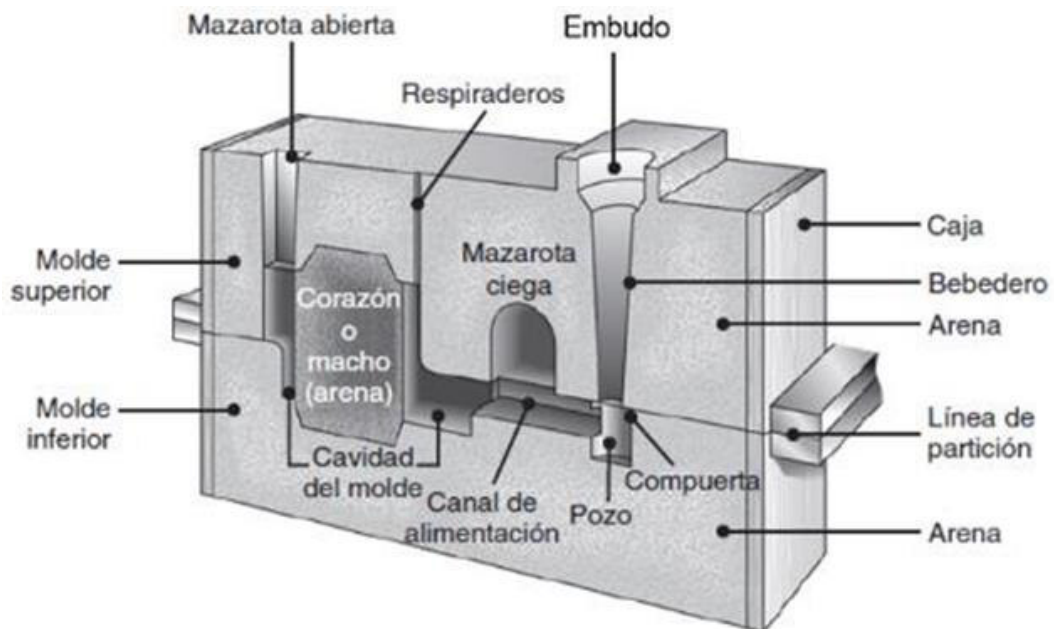
Tienen como finalidad compensar la contracción que sufre el material al cambiar de estado de líquido a sólido, para lo cual se utiliza un componente casi siempre de forma cilíndrica, llamado mazarota, generalmente ubicado en el último sector en solidificar de la pieza. [35]

Gráfico 2. Esquema de pieza fundida



Fuente: Montoya, S. [35]

Gráfico 3- Esquema de molde de arena



Fuente: Montoya, S. [35]

3.2.2 Operaciones del proceso de fundición.

El proceso se inicia con el molde, cuya cavidad debe estar mínimamente sobredimensionada en tamaño y forma, a fin de permitir la contracción del metal durante la solidificación y enfriamiento, el porcentaje de contracción varía para cada metal, por tanto, el diseño de la cavidad debe ser propio para cada uno de ellos. Los moldes se pueden hacer de distintos materiales como yeso, arena, metal y cerámica. De acuerdo a la variedad de tipos de moldes se clasifican los procesos de fundición.[34]

El procedimiento prosigue calentando el metal hasta una temperatura capaz de convertirlo al estado líquido, luego se procede a vaciarlo en la cavidad del molde. En el caso de un molde abierto el vaciado se realizará hasta el llenado de la cavidad abierta, y en un molde cerrado se utiliza el sistema de vaciado, que permite que el metal fluya desde el exterior del molde hasta la cavidad.[34]

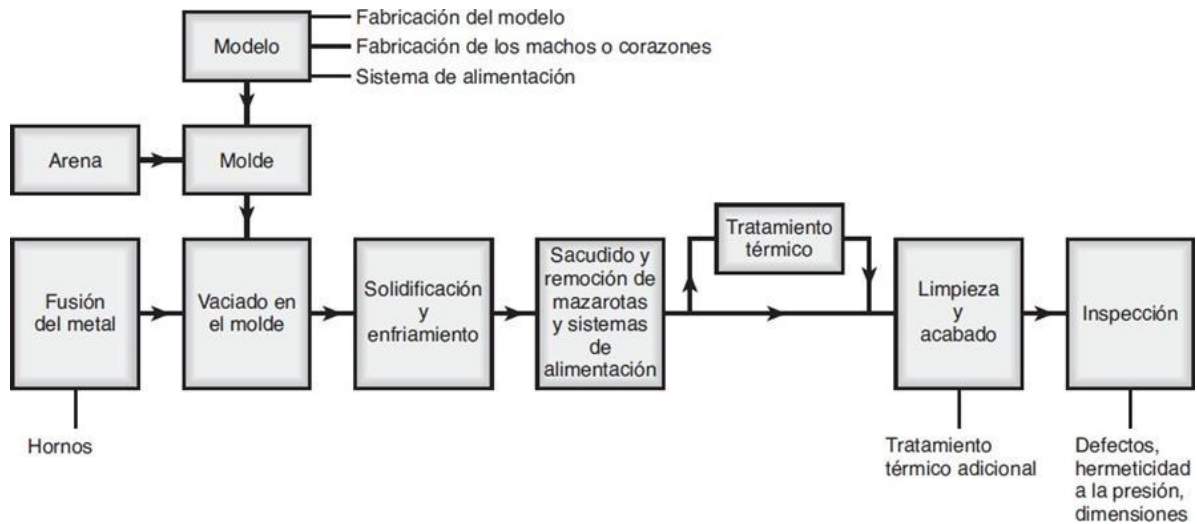
La solidificación del material en el molde comienza cuando este alcanza la temperatura de congelación de un metal puro, provocando un cambio de fase de este, lo que requiere de un tiempo para disipar todo el calor. La forma de cavidad del molde es adoptada por el metal, asimismo se determinan las características y propiedades de la pieza fundida.

Después del enfriamiento se desploma el molde, y se realizan los procedimientos posteriores de acuerdo al tipo de fundición y de metal. Estos procedimientos pueden ser:

- Desbaste del excedente de metal.
- Limpieza de superficie.

- Tratamiento térmico.
- Maquinado. [34]

Gráfico 4- Diagrama de flujo de pieza fundida



Fuente: Montoya, S. [35]

3.3 Fundiciones de hierro

Se llaman fundiciones a una amplia familia de materiales férreos que tienen en común la característica de culminar su solidificación con la reacción eutéctica del diagrama de hierro-carbono. En concordancia con este diagrama vienen a ser las aleaciones hierro – carbono cuyo contenido de carbono es mayor al 2%.

Podría haber fundiciones aleadas que contengan menos del 2% de carbono producido por la presencia de elementos de aleación que varían la máxima solubilidad de carbono en austenita.

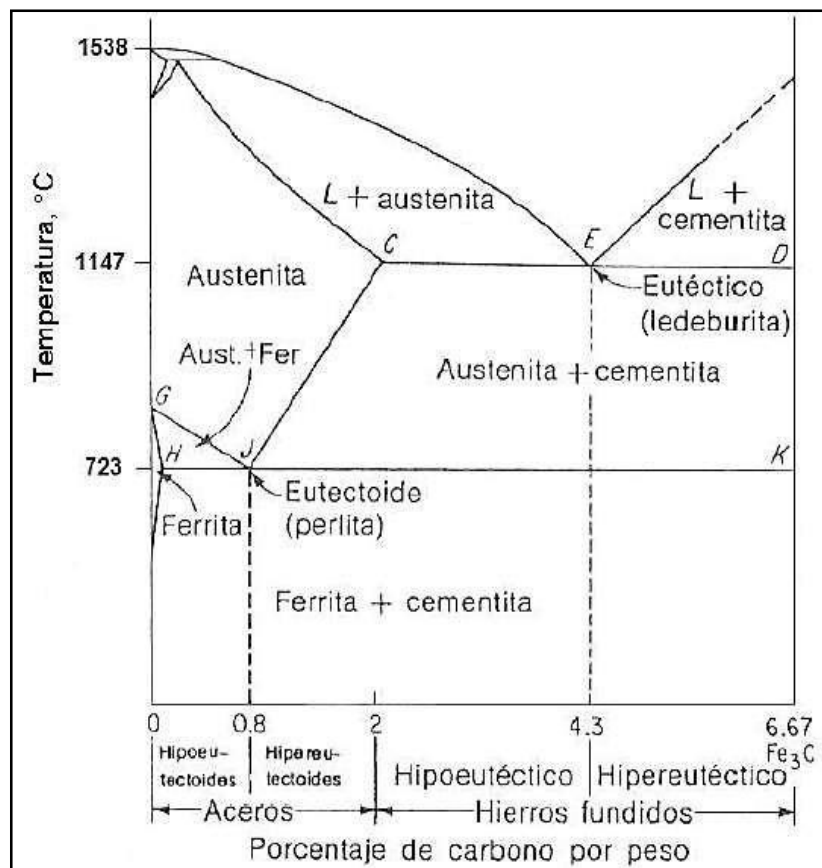
Está en función de la composición química, velocidad de enfriamiento el que una fundición puede seguir el diagrama metaestable hierro cementita o el

diagrama estable hierro grafito u ambos. [1]

Las fundiciones son aleaciones de hierro que contienen de 2 a 4.5% de carbono. Se particularizan ya que adquieren su forma final directamente por colada no pueden ser sujetas a procedimientos de deformación plástica (frio y caliente) y carecen de ductilidad, maleabilidad capacidad de forjarse ni laminarse.[2]

El grafico 5 muestra la composición química de fases y estructura de las aleaciones desde hierro puro hasta 100% de carburo (6.67 % de Carbono).

Gráfico 5 - Diagrama Hierro-Carburo de Hierro.



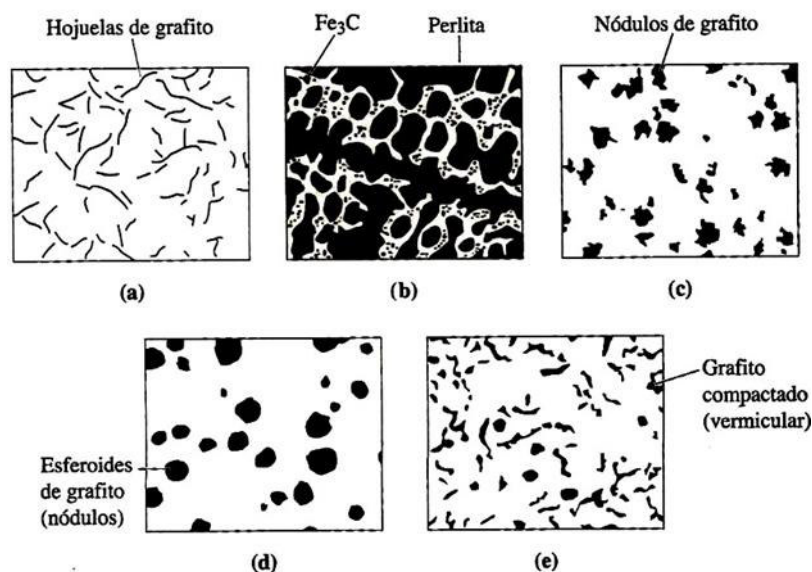
Fuente: Valencia, A. [3]

3.3.1 Clasificación de las fundiciones:

Se pueden clasificar de acuerdo a su microestructura en 5 grupos:

- Fundición Gris, presenta en su microestructura grafito en hojuelas lo que origina baja ductilidad y resistencia.
- Fundición blanca, presenta micro estructuralmente grandes cantidades de cementita (Fe_3C).
- Fundición Maleable, la cual presenta nódulos de grafito, obtenido después de someter a tratamiento térmico al hierro blanco.
- Fundición Dúctil o Esferoidal, contiene grafito en forma esferoidal, originado durante la solidificación.
- Fundición de Grafito compacto, presenta el grafito en forma redonda pero interconectado (forma vermicular) también originado durante la solidificación.[4]

Gráfico 6 - Tipos de fundiciones



Fuente: Askeland, D. R., 1998 [4]

A los elementos que favorecen la aparición de carbono en forma de grafito en una fundición se les denomina grafitizantes, y a los que favorecen la aparición de carbono en forma de carburos se les conoce como elementos carburígenos. Asimismo, otra variable importante que influye en el estado de aparición del carbono es la velocidad

de enfriamiento, si es lento favorecerá la formación de grafito y si es rápida favorece la formación de carburos.[1]

Tabla 1 - Elementos grafitizantes.

Elementos de potencial grafitizante positivo (ordenados de mayor a menor)	
1	Carbono
2	Estaño
3	Fósforo
4	Silicio
5	Aluminio
6	Cobre
7	Níquel

Fuente: Belzunce F. J. , 2001 [1]

Tabla 2 - Elementos carburígenos.

Elementos de potencial grafitizante negativo " Carburígenos " (ordenados de mayor a menor)	
1	Vanadio
2	Molibdeno
3	Cromo
4	Manganeso

Fuente: Belzunce F. J., 2001 [1]

En el estudio de las fundiciones es común utilizar el concepto de carbono equivalente (CE) cuya función es determinar la situación de una fundición cualquiera respecto al punto eutéctico del diagrama Fe-Fe₃C. [1]

Se calcula según la fórmula:

$$CE = \%C + \%Si/3 + \%P/3$$

3.3.2 Fundiciones aleadas

Son aquellas que presentan en su composición elementos como Ni, Cr, Mo,

Cu, etc. En cantidades suficientes con el objetivo de mejorar las propiedades mecánicas de las fundiciones o para dotarlas de alguna otra propiedad particular, tales como resistencia al calor, al desgaste a la corrosión, etc. [2]

3.3.2.1 Clasificación

Se pueden clasificar en dos grupos:

- Fundiciones de Baja y media aleación: Se particularizan por contener pequeños porcentajes de Ni, Cr, Mo y Cu, generalmente inferiores a 5%, presentan alta resistencia a la tracción. Pertenecen a este grupo también las fundiciones con Cr de 1 a 2% con propiedades de resistencia al calor y corrosión, y las martensíticas de resistencia al desgaste.[2]
- Fundiciones de Alta aleación: Lo conforman las aleaciones que presenten porcentaje de elementos aleantes superiores al 5%. En este grupo están presentes las fundiciones con elevada resistencia al calor, al desgaste y a la corrosión. La microestructura presente puede ser austenítica o ferrítica.[2]

3.3.3 Fundiciones blancas aleadas

Una de las principales características de las fundiciones blancas son su dureza y gran resistencia al desgaste, las mismas que pueden potenciarse aleándolas de manera conveniente, una de las principales propiedades de las fundiciones blancas aleadas es su gran resistencia a la abrasión la cual es utilizada para la fabricación de productos utilizados en molienda y trituración de minerales.

Estas fundiciones se caracterizan por poseer Cromo, el cual tiene dos propósitos, el de inhibir la formación de grafito y promover la formación de carburos de buena dureza.[5]

3.3.3.1 Fundiciones aleadas de alta resistencia al desgaste.

Estas fundiciones se caracterizan porque además del cromo también elementos aleantes como el Ni, Mo pueden producir grandes cambios en

propiedades y morfología de los carburos eutécticos y del comportamiento de la matriz a las condiciones de enfriamiento.[7]

Asimismo, los hierros de la alta aleación se clasifican en 4 grupos principales:

- Hierros aleados con Níquel: presenta matriz austenítica, se le aplica un tratamiento térmico de templado. El Ni- Ressist es uno de sus materiales que presenta resistencia la corrosión y al calor.
- Hierros aleados con Cr: cuya característica principal es su gran dureza y resistencia al desgaste abrasivo. Presenta intolerancia al maquinado.
- Hierro aleado con Cr y Ni: un material destacable es el Ni - Hard que contiene una matriz martensítica con carburos de la forma $(Fe,Cr)_3C$, con altas durezas y mínima maquinabilidad.
- Hierro aleado con Molibdeno: Aprovechando la efectividad de la propiedad endurecedora del molibdeno se utiliza en cantidades cercanas al 1%, lo que origina la formación de estructuras aciculares que presentan elevada dureza limitando grandemente su maquinabilidad.[8]

La norma ASTM A532 considera a los hierros resistentes al desgaste abrasivo como una subdivisión de los hierros blancos aleados, cuya finalidad es otorgar una elevada resistencia al desgaste en productos utilizados en molienda, industria minería, industria manufacturera, etc.

De la lista de aleaciones anteriormente mencionadas solo dos son consideradas resistentes al desgaste abrasivo.

- Hierros aleado con Cr – Ni, también llamados Ni-Hard Clase I Tipo A,B,C,D
- Hierros aleados de alto Cr, Clase II Tipos A,B,D y Clase III Tipo A. [7]

Tabla 3 - Composición de aleaciones según norma ASTM A532

Clase, tipo y designación	%C	%Mn	%Si	%Ni	%Cr	%Mo	%Cu	%P	%S
I A Ni-Cr-Hc	2.8 - 3.6	2.00 Max.	0.80 Max.	3.30 5.00	1.40 - 4.00	1.00 Max.	0.3 Max.	0.15 Max.	0.15 Max.
I A Ni-Cr-Lc	2.4 - 3.0	2.00 Max.	0.80 Max.	3.30 5.00	1.40 - 4.00	1.00 Max.	0.3 Max.	0.15 Max.	0.15 Max.
I A Ni-Cr-GB	2.5 - 3.7	2.00 Max.	0.8 Max.	4.00 Max.	1.40 - 2.50	1.00 Max.	0.3 Max.	0.15 Max.	0.15 Max.
I D Ni-HiCr	2.5 - 3.6	2.00 Max.	2.00 Max.	4.50 7.00	7.00 - 11.0	1.00 Max.	0.3 Max.	0.15 Max.	0.15 Max.
II A 12% Cr	2.0 - 3.3	2.00 Max.	1.5 Max.	2.5 Max.	11.0 - 14.0	0.30 Max.	1.2 Max.	0.10 Max.	0.06 Max.
II B 15% Cr-Mo	2.0 - 3.3	2.00 Max.	1.5 Max.	2.5 Max.	14.0 - 18.0	3.00 Max.	1.2 Max.	0.10 Max.	0.06 Max.
II D 20% Cr-Mo	2.0 - 3.3	2.00 Max.	1.0 - 2.2	2.5 Max.	18.0 - 23.0	3.00 Max.	1.2 Max.	0.10 Max.	0.06 Max.
III A 25% Cr	2.0 - 3.3	2.00 Max.	1.5 Max.	2.5 Max.	23.0 - 30.0	3.00 Max.	1.2 Max.	0.10 Max.	0.06 Max.

Fuente: Mendizábal A. D., 2019 [7]

Si en una fundición blanca el contenido de Cr es mayor al 10%, se formarán carburos eutécticos del tipo M_7C_3 en reemplazo del M_3C que prevalecen en fundiciones de menor contenido de Cr, lo que implica aumento de su dureza. Este cambio también se observa en el patrón de solidificación donde los carburos M_7C_3 se localizan dispersos en una matriz austenítica contrario a los carburos M_3C que viene a ser la fase matriz en las fundiciones de menor contenido de Cr.

Es así que las fundiciones blancas hipo eutécticas que forman carburos M_7C_3 presentan mayor dureza y tenacidad que las que contienen menos cantidad de Cr y que forman carburos M_3C .

Por tanto, las fundiciones con altos contenidos de Cr. (12%-28%) presentan buena resistencia a la tenacidad, abrasión y resistencia ala abrasión.

En cuanto al efecto sobre la templabilidad en estas fundiciones elementos como el molibdeno, níquel, manganeso o cobre se agregan con el objetivo de transformar la austenita en martensita, en el caso del Cr, este se encuentra unido al C formando carburos siendo su efecto menor que de los elementos antes mencionados.

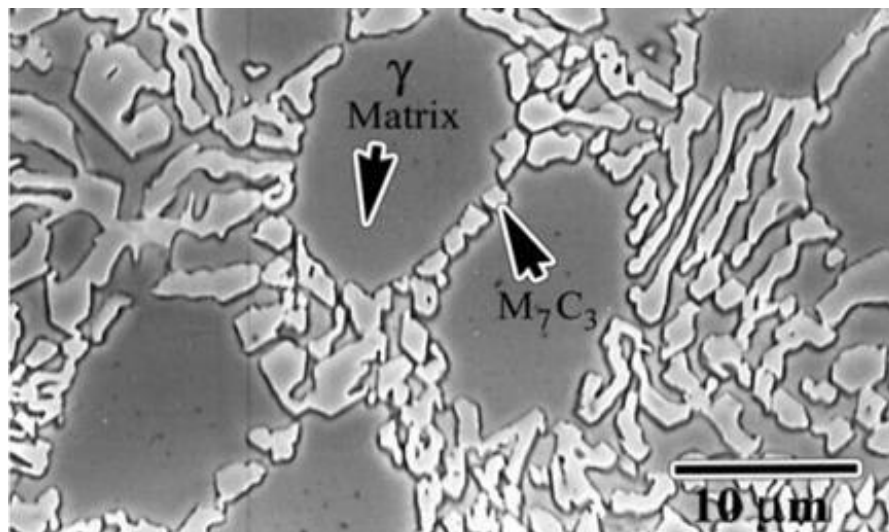
Estas fundiciones Hipo eutécticas comienzan su solidificación formando dendritas de austenita y prosigue formando el constituyente eutéctico (austenita + M_3C).

Durante un enfriamiento muy lento (equilibrio) una cantidad de carburos de Cr precipitan entre la temperatura eutéctica y eutectoide (cerca de 760°C), inferior a esta temperatura ocurre una transformación de la austenita en perlita o martensita de acuerdo a los factores como son la velocidad de enfriamiento y el grado de aleación de la fundición.

Casi siempre se observa que la microestructura del estado bruto de colada contiene una importante cantidad de austenita no transformada.

Con la finalidad de lograr la máxima dureza y resistencia a la abrasión es necesario realizar un tratamiento térmico para conseguir una matriz completamente martensítica.[5]

Gráfico 7- Microestructura de hierro alto cromo en estado de colada



Fuente: Powell G. L. F., 1994 [26]

3.3.4 Tribología, mecanismos de desgaste.

3.3.4.1 Tribología

A la ciencia que se ocupa del estudio de la interacción entre superficies en movimiento relativo se le denomina Tribología, que también abarca el estudio de la fricción, desgaste y lubricación.

Los daños generados en la superficie de un tribosistema se originan generalmente en pequeñas etapas consecutivas a través de una serie de micro mecanismos distintos que están activos en la superficie. El daño

observado por consiguiente viene a ser el efecto acumulativo de estos micro mecanismos en una macroescala. El actual enfoque tribológico está basado en una clasificación de acuerdo a las características del daño de la superficie. [6]

3.3.4.2 Mecanismos de desgaste

El desgaste puede entenderse como el proceso a través del cual un material es desprendido de las superficies que están en contacto ya sea de una o de ambas, produciéndose cuando estas se mueven de forma relativa una de otra.

Para establecer que existe un buen diseño tribológico las pérdidas de material deben ser muy lentas estables y continuas.

Se pueden clasificar 4 tipos de mecanismos de desgaste que se presenta en un material como son: adhesión, abrasión, fatiga y acciones triboquímicas. Asimismo, la erosión, cavitación, picadura, etc. Están incluidos por los mecanismos antes mencionados. [5]

- **Desgaste abrasivo**, en el cual se produce la remoción o desplazamiento de material de una superficie por partículas duras, cuando una superficie es deslizada contra otra. Hay dos tipos básicos de abrasión: por desgaste de dos cuerpos y por desgaste de tres cuerpos.
- **Desgaste adhesivo**, cuando se produce una adhesión fuerte entre dos superficies que están en contacto y forman uniones entre ellas. Habrá desprendimiento de material de la superficie suave producto del deslizamiento.
- **Desgaste corrosivo**, se caracteriza por el involucramiento que existe entre la corrosión y los mecanismos de desgaste lo que origina la degradación de materiales. Esta combinación de ambos efectos puede producir la pérdida total de material en mayor magnitud que si se presentaran de forma individual.

- **Desgaste por fatiga**, Durante el deslizamiento y apisonamiento repetitivo se observa la fatiga en la superficie y sub superficie. La formación de grietas superficiales y subsuperficiales pueden ser originados por los ciclos repetitivos de carga y descarga a los que son expuestos los materiales, que posteriormente luego de una cantidad crítica de ciclos culminara en la rotura de la superficie.
- **Desgaste por cavitación**, se produce cuando un fluido es sometido a grandes velocidades u ondas sónicas de gran energía producto del cual se forman pequeñas cavidades de vacío (burbujas). El material es erosionado durante este fenómeno producto de las grandes presiones transitorias cuando ocurre el colapso de burbujas.
- **Desgaste erosivo**, cuando el desgaste producido sobre una superficie solida expuesta es producida por multitud de impactos de partículas duras se denomina erosión. Lo que origina la perdida de material en la superficie producto de la interacción mecánica con las partículas.[5]

3.3.4.3 Mecanismos de desgaste abrasivo

El desgaste abrasivo puede ser originado por una mezcla de cuatro clases de desgaste básico como son la abrasión, adhesión, fatiga y reacción triboquímica. Se puede denominar como la penetración en la superficie de un cuerpo de dureza menor por partículas de un cuerpo de mayor dureza producido por un movimiento deslizante.

Depende de los siguientes factores: clase de abrasivo, microestructura, impactos efectos químicos y térmicos, movimiento.[7]

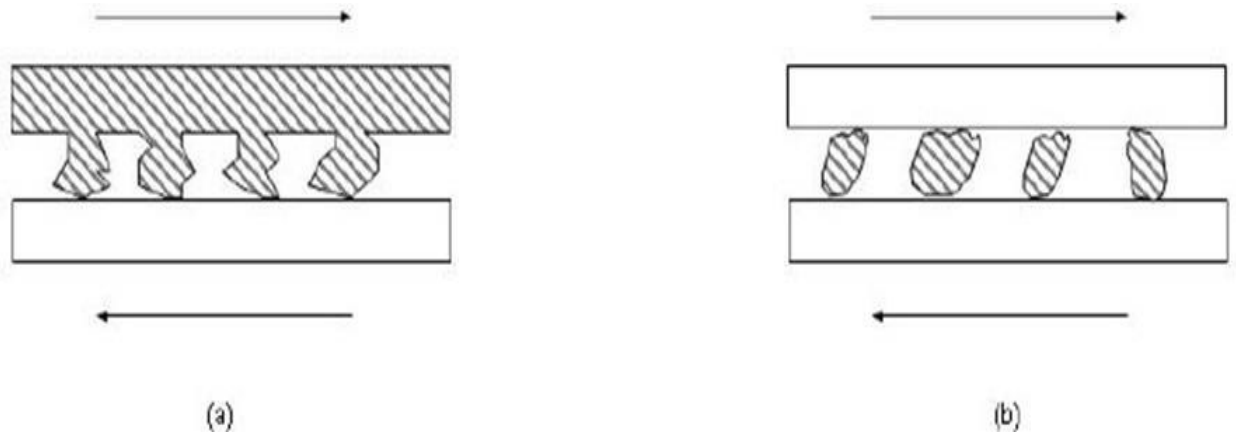
3.3.4.4 Tipo de desgaste abrasivo

Hay dos tipos de desgaste abrasivo:

- Abrasión por desgaste de dos cuerpos, en el que un cuerpo abrasivo se desplaza sobre la superficie de desgaste.
- Abrasión por desgaste de tres cuerpos, aquí se presentan partículas abrasivas libres se encuentra en medio del cuerpo deslizante y superficie de desgaste. Se manifiesta que este tipo de mecanismo de

abrasión produce menor desgaste que la de dos cuerpos.[7]

Gráfico 8- Tipos de desgaste abrasivo: a) dos cuerpos b) tres cuerpos



Fuente: Madero O. J., 2016 [5]

Se acostumbra relacionar la resistencia a la abrasión de un material con la dureza porque se cree que los medios de abrasión necesitan una clase de indentación en la superficie de desgaste.

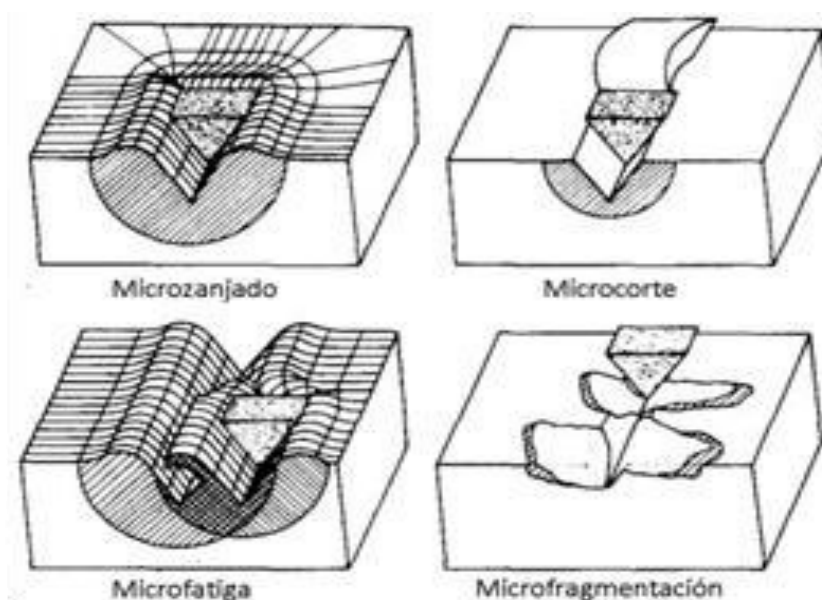
Tomando como ejemplo un mecanismo de abrasión de tres cuerpos, la interacción que ocurre entre la superficie de desgaste y una partícula abrasiva se puede originar de varias maneras, estos pueden ser de 4 formas: microzanjado, microcorte, microfátiga y microfragmentación. [7]

- Microzanjado, el material es removido a uno de los lados del surco a causa del desgaste producido por el movimiento del abrasivo al penetrar la superficie del material que está sufriendo el desgaste. El volumen de la cavidad formada es igual al volumen del material desplazado por lo que ocurre una pérdida real de material. [7]
- Microcorte, el material producto del desgaste es apartado directamente formando residuos microscópicos que antes de liberarse han pasado por poca deformación y traslamiento, el volumen del material liberado es igual al volumen de la cavidad creada. Este proceso es similar al maquinado por eso a veces se le llama micromaquinado. [7]
- Microfragmentación, en este mecanismo se produce la separación de fragmentos microscópicos por causa de grietas formadas en las

proximidades y base de los surcos formados por microcorte o microzanjado. Por tanto, existe una pérdida de material, el volumen del material separado puede ser incluso mayor al del surco formado. [7]

- Microfatiga, durante este mecanismo se produce por los reiterados impactos que sufre la superficie por parte de las partículas abrasivas, se presenta eliminación del material agrupado en los surcos originados por efecto del proceso reiterativo de arado y cuña. [6]

Gráfico 9 – Mecanismos de interacción entre la superficie de desgaste y medio abrasivo



Fuente: Zum Gahr, 1988 [37]

3.3.5 Hierro Blanco ASTM A532 II B

Es una aleación de hierro blanco que presenta en su solidificación austenita y carburos M_7C_3 producto de la reacción eutéctica. Estos carburos se encuentran dispersos en la matriz austenítica, debido a esto estas fundiciones blancas hipo eutécticas son más duras que otras con menor contenido de cromo. Poseen excelentes propiedades anticorrosivas, tenacidad y resistencia a la abrasión. [1]

Tabla 4 - Composición química del hierro 15Cr - Mo ASTM A532 IIB

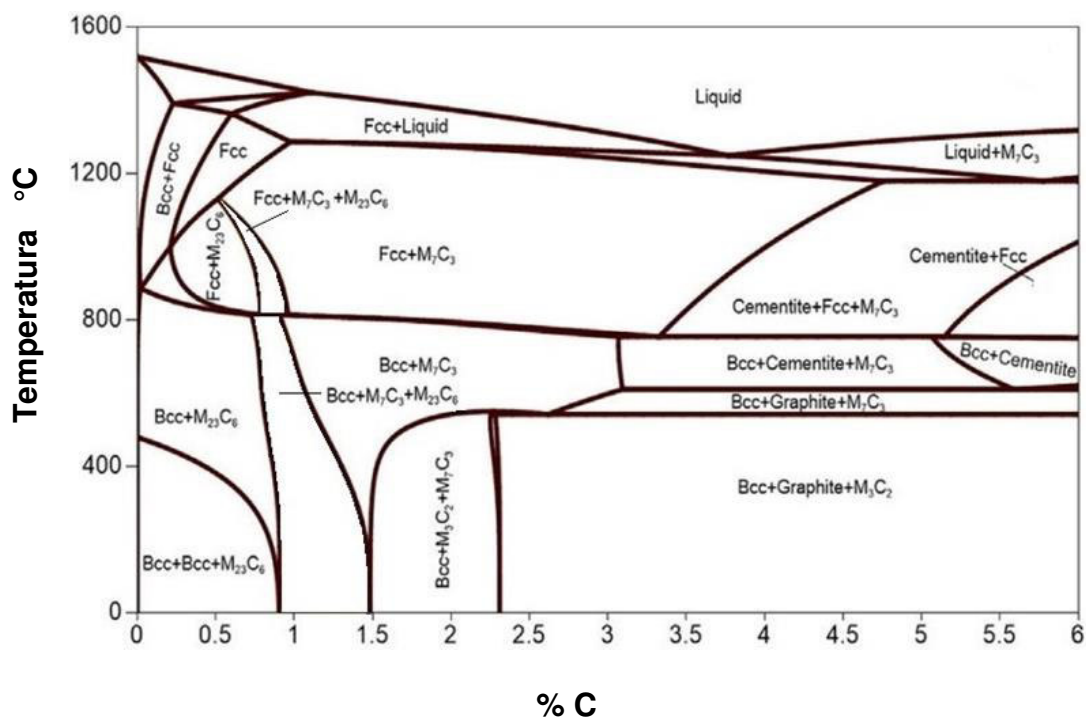
ELEMENTOS	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	P	S
%	2.0 - 3.3	2.00 max.	1.5 max.	2.5 max.	14 - 18	3.0 max.	1.2 max.	0.10 max.	0.06 max.

Fuente: Elaboración propia.

3.3.5.1 Diagrama de fases

Se ha elaborado un diagrama de fases que se puede usar para la aleación ASTM A532 IIB donde solo se toma en cuenta la presencia de Fe-C-Cr, se desprecia el efecto de otros elementos si no están por encima del 2% de forma individual.[23]

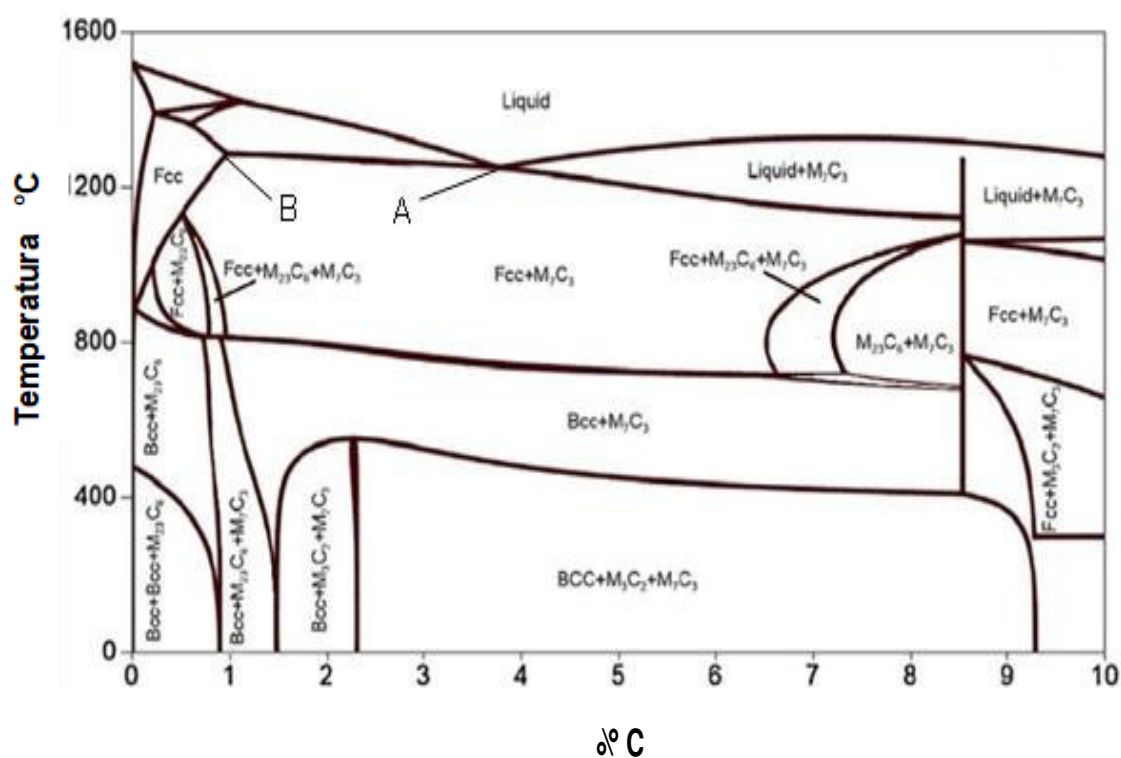
Gráfico 10 - Diagrama de fase estable para el sistema Fe-C-Cr (15% Cr)



Fuente: Wang K., 2018 [9]

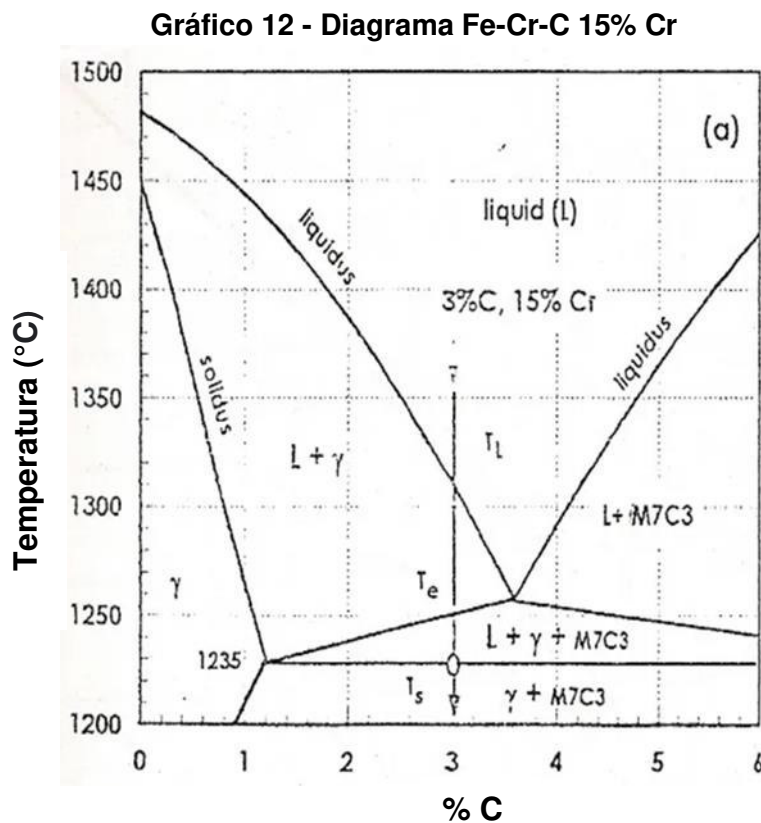
Para la elaboración del diagrama metaestable se asume que debido a factores como altas velocidades de enfriamiento y existencia de aleantes como níquel, manganeso, cobre, aluminio, molibdeno y silicio, estos reprimen las transformaciones que forman las fases grafito y cementita. Asimismo, se observa que para aleaciones con contenidos de Cr mayor a 20% disminuye el porcentaje de microconstituyente eutéctico, pero se obtiene una matriz austenítica después de la solidificación con mayor contenido de carbono. [9]

Gráfico 11 - Diagrama de fases metaestable para el sistema Fe-C-Cr (15% Cr)



Fuente: Wang K., 2018 [9]

Del Gráfico 5, se deduce: Punto A.- eutéctico (3.78%C, 1252°C); Punto B.- máxima solubilidad de carbono en austenita (0.98%C, 1286°C).



Fuente: Choque M. L., 2017 [33]

3.3.5.2 Desarrollo de la microestructura durante la solidificación y enfriamiento.

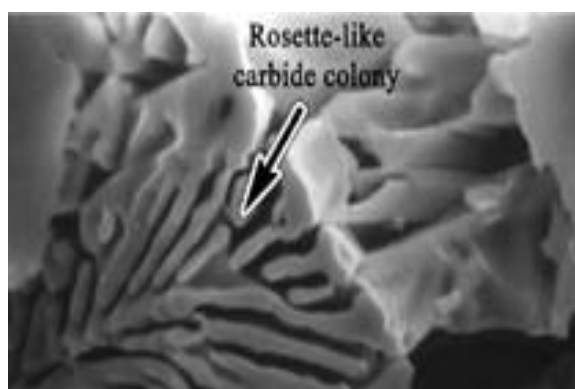
Tomando como referencia una aleación de 15% Cr y 2.6% C, la cual es hipo eutéctica de acuerdo al diagrama cuya composición eutéctica es de 3.78 %C. La aleación en estado líquido una vez que llega a la línea liquidus (1337°C) se observa la precipitación de austenita (FCC) en forma de dendritas, cuya cantidad se incrementa respecto al líquido de acuerdo al incremento de su solubilidad de carbono hasta alcanzar la temperatura eutéctica 1246°C.

A esta temperatura se paraliza el crecimiento de dendritas (FCC) por efecto del aumento de carbono presente en el líquido remanente, ahora la aleación presenta la composición eutéctica.

Al llegar al eutéctico, el líquido restante presenta un subenfriamiento y solidifica totalmente creando una red de carburos primarios interconectados M_7C_3 e impregnado de austenita cargada de carbono. Tomando en cuenta los puntos A y B del gráfico 11 y usando regla de la palanca para la aleación de referencia 2.6% C y 15% Cr la microestructura presente en la aleación en el último instante antes de la solidificación será de 81.2% de austenita con máximo contenido de carbono y 18.8% de carburo eutéctico M_7C_3 .

A las zonas eutécticas compuestas de carburo y austenita que se desarrollan como colonias se les conoce también como granos eutécticos, es fácil verla en forma de roseta cuando se funde en molde de arena.

Gráfico 13 - Colonia de carburos eutécticos con forma de roseta



Fuente: Bedolla, Hernández, Béjar, 2005 [10]

En un comienzo la solidificación eutéctica se da como partículas separadas de carburo pero que al encontrarse contiguas pueden juntarse ulteriormente. Cuando la solidificación del eutéctico se inicia, los carburos presentes comienzan a crecer naturalmente e interconectados adquiriendo la forma de un esqueleto que rodean a las dendritas de austenita. [10]

Mientras prosigue la solidificación del eutéctico las colonias de carburo que se asemejan a barras alargadas crecen en una sola dirección y orientadas fortuitamente entre sí.

Asimismo, está establecido que una vez que se produce la reacción eutéctica

los carburos primarios formados (M_7C_3) no sufrirán efectos por temperaturas que no se acerquen la de fusión.

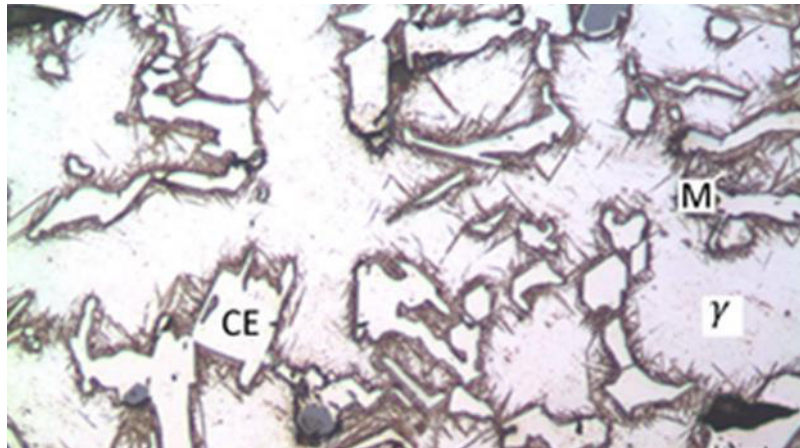
La austenita presenta su máxima saturación de carbono aproximada (1%) punto B del grafico 11 cuando la aleación esta debajo de la temperatura eutéctica. Este valor es autónomo del contenido teórico de carbono en la aleación y será similar para toda fundición hipo eutéctica (15% Cr) después de la solidificación. Como se observa en el punto B.

Cuando la matriz austenítica alcanza temperaturas por debajo de la eutéctica tiende a reducir su solubilidad de carbono, pero en práctica no logra depurar el exceso de carbono porque esto implica una precipitación de carburos secundarios que requiere más tiempo del que se tiene en un enfriamiento común, esta insuficiencia para reducir la cantidad de carbono rebaja la temperatura del inicio de transformación martensítica ,causando una sobre estabilización de la austenita, provocando que llegue sin cambios a la temperatura ambiente.

Se pudo demostrar realizando un análisis químico específico a carburos y dendritas de austenita en una aleación ASTM A532 IIB en situación de colada, hallando en la matriz austenítica un valor de carbono de 1% a temperatura ambiente, que es semejante al del punto B del grafico 11.[11]

La austenita colmada con carbono que se encuentra durante el enfriamiento tiene una cantidad muy pequeña de filas poco notables de carburos secundarios que precipitaron a largo de ciertos bordes de subgrano y una transformación martensítica incompleta en proximidades de las fronteras carburo eutéctico/austenita, debido a la disminución zonal de carbono. [12]

Gráfico 14 - Microestructura de hierro ASTM A532 IIB en condición de colada.



Fuente: Mendizábal A. [13]

3.3.5.3 Impacto de la composición en la microestructura.

El elemento más determinante y que tiene efecto sobre la microestructura durante la solidificación es el carbono, su cuantía dispone la porción volumétrica de carburos eutécticos, debido a que el incrementar su cantidad en la aleación se aproxima más a la composición eutéctica.

Es posible que, por efecto de la segregación de elementos endurecedores durante la solidificación, las dendritas de austenita saturada puedan tener insuficiente templabilidad sobre todo en piezas de sección extensa.

Se ha determinado en estudios que hay una gran segregación de cromo hacia los carburos, con concentraciones en proporción de cuatro veces superior que en la matriz. [13]

En la matriz se suelen encontrar elementos como níquel, silicio y cobre, en el caso del manganeso se encuentra repartido en cantidades similares.

Es posible que se formen colonias de perlita si la velocidad de enfriamiento debajo de 794°C es demasiado lenta, esto contrasta con lo que establece el diagrama metaestable sobre la creación de un eutectoide formado por ferrita y carburo M₇C₃. [11]

Los 2 factores que son consecuencia de la composición y que son causantes de la sobre estabilización de la austenita, ya que modifican las curvas del diagrama de fase de la aleación son:

- Movimiento de las curvas de transformación a la derecha ocasionado que se necesite una velocidad de enfriamiento demasiado lenta para dar inicio a la transformación perlítica o bainítica. Los elementos más importantes son el cromo y molibdeno que han resultado favorecer el endurecimiento en las aleaciones. El cromo por su contenido en matriz de 8.37% y el molibdeno porque puede llegar hasta 3% en la aleación según norma. [14]
- Disminución de la temperatura M_s , lo que conlleva a utilizar temperaturas inferiores para llegar al inicio de la transformación martensítica. Los elementos que causan cambios sobre la temperatura M_s de las aleaciones ferrosas son el carbono, manganeso, cromo, níquel y cobre, ordenados de mayor a menor según su grado de afectación disminuyendo la temperatura M_s (inicio de la transformación martensítica).

El mayor sobre estabilizador de la austenita es el carbono reduciendo la M_s (-350°C) para la matriz con 1.06%C. Seguido del Cromo reduciendo la M_s (-177°C) para la matriz con 8.37% Cr.

Esto puede ser corroborado con la siguiente ecuación de Ishida: [15]

$$M_s (^{\circ}\text{C}, \%) = 545 - 330C + 2Al + 7Co - 14Cr - 13Cu - 23Mn - 5Mo - 13Ni - 7Si + 4V + 0W$$

3.3.6 Tratamiento de desestabilización.

Se utiliza para disminuir la estabilidad de la matriz austenítica con el fin de lograr la transformación martensítica después del enfriamiento.

Para este tratamiento las piezas fundidas se deben mantener en un rango de temperatura entre 920°C y 1060°C por espacio de 1 a 6 horas, estas temperaturas son propicias para que la sobresaturación de carbono que presenta y preserva la austenita desde su solidificación, actúa como fuerza impulsora de la precipitación de carburos. Produciéndose una disminución

de concentración carbono, provocando el aumento de M_s para proseguir con la transformación martensítica con el subsiguiente enfriamiento (temple). Para evitar fracturas y grietas originadas por contracciones térmicas bruscas se utiliza aire en vez de aceite. [16]

Efectos del carbono en la transformación martensítica

El contenido de carbono presente en la austenita determinará el tipo de martensita producida, si el contenido es alto se llamará plate en forma placas o laminas y si es bajo será lath en forma de tiras o bandas.

La martensita plate presenta gran resistencia mecánica, pero carece de ductilidad y tenacidad a comparación de la martensita lath de ductilidad y tenacidad superiores, pero con mínima resistencia mecánica. [17]

Debido a la cualidad que tienen los cristales martensíticos de soportar la deformación es que las microestructuras templadas presentan buena resistencia mecánica y dureza, pero la réplica grupal del sistema está sujeto a su distribución. [18]

3.3.6.1 Presencia de Martensita en el hierro ASTM A532 IIB

Diversos estudios han concluido que la microestructura con matriz martensítica cumple un mejor desempeño que la austenítica con respecto a la resistencia a la abrasión. La matriz martensítica otorga un soporte extra a los carburos eutécticos, esto debido a que la martensita presenta gran resistencia mecánica que minimiza la posibilidad de fractura en ellos.

Esto es importante porque durante el desgaste por abrasión prevalece la fractura y separación de carburos eutécticos, que antecede la pérdida de la matriz dañada. [19]

3.3.6.2 Transformación durante el tratamiento

Para el estudio de una aleación con una composición de 3.1% C y 17.7% Cr que presenta posterior a su solidificación una cantidad muy reducida de carburos secundarios bordeando el subgrano austenítico, se determinó que durante los primeros 15 minutos de tratamiento a 1000°C se logró observar la precipitación de carburos $M_{23}C_6$ en una matriz austenítica.

También se observó que la relación Cr /C determinan el lugar donde precipitan los carburos secundarios, si el valor es alto lo harán cercano a los carburos eutécticos, si es al contrario lo harán dentro de las dendritas. Si tomamos en cuenta la figura 7 debería precipitar los carburos M7C3 en vez del M23C6, esto se produce por la gran afinidad que existe entre la matriz austenítica y los carburo M23C6, necesitando menor energía de activación para su nucleación. Después de 4 horas y a 1000°C el tratamiento de desestabilización será capaz de generar una matriz martensítica con mucha precipitación de carburo M23C6 y M7C3. [20]

3.3.6.3 Variables del tratamiento

Después del enfriamiento luego de la desestabilización no se logra obtener una matriz totalmente martensítica, ya que también podría estar presente hasta un 35% de austenita retenida, la cual depende del contenido de carbono luego de la desestabilización. Las variables que afectan a este son:

Temperatura de desestabilización, composición de la aleación, tiempo de permanencia y sección de la pieza.[11]

3.3.6.3.1 Temperatura

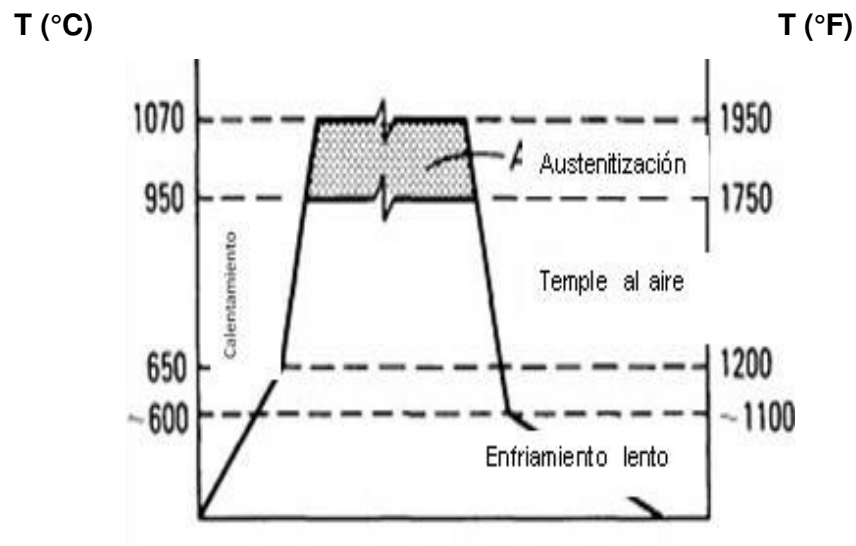
Entendiendo que la sobresaturación carbono en austenita es la fuerza motriz para la precipitación de carburos secundarios, en tal sentido mayores temperaturas favorecerán a la solubilidad del carbono en austenita por consiguiente habrá una menor sobresaturación.[16]

La temperatura de desestabilización va determinar el grado de dureza luego del enfriamiento al aire, puede ocasionar dos consecuencias contrarias las cuales son:

- Temperatura menor de desestabilización, producirá disminución de la concentración de carbono en la matriz, lo que originará después del enfriamiento una martensita de poca dureza por su poca cantidad de carbono. [21]
- Temperatura mayor de desestabilización, producirá una matriz con contenido alto de carbono por tanto una menor temperatura Ms y una

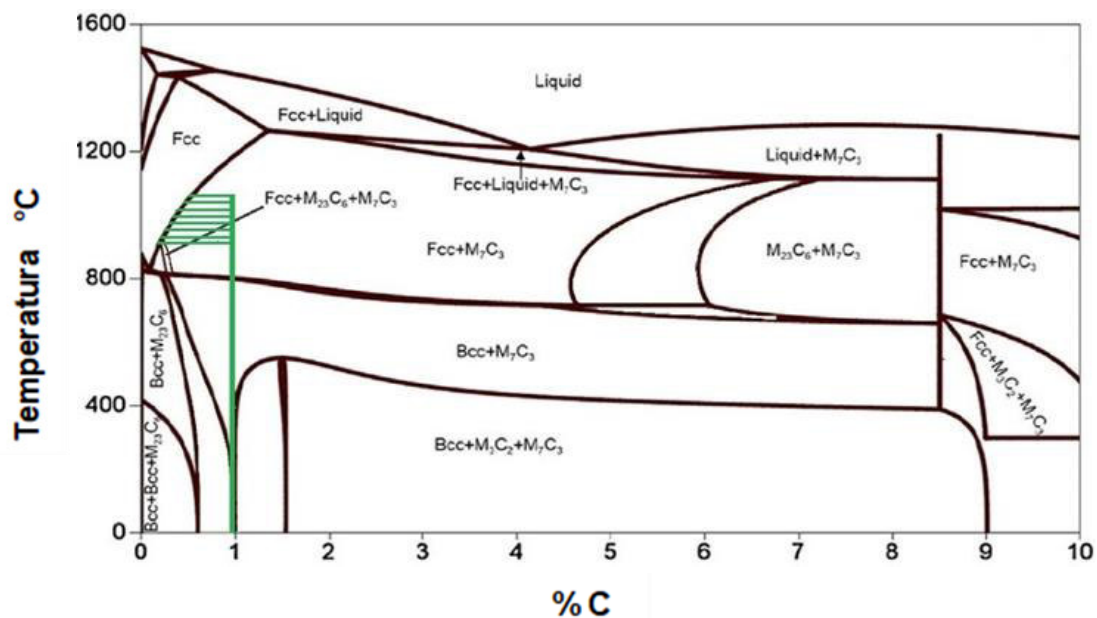
mayor cantidad de austenita retenida después del enfriamiento. La dureza se ve disminuida por el mayor contenido de austenita retenida. [22]

Gráfico 15 - Tratamiento térmico de endurecimiento para un hierro blanco alto cromo.



Fuente: Choque M. L., 2017 [33]

Gráfico 16 - Diagrama del sistema Fe-Cr-C con un 10%Cr señalando posibles condiciones a seguir para un tratamiento de desestabilización.



Fuente: Wang K. , 2018 [9]

3.3.6.3.2 Efecto de la sección

Según estudios la temperatura de desestabilización ideal para propiciar la precipitación de carburos de una matriz austenítica sobresaturado de carbono está en el rango de 800°C y 900° C, ya que este intervalo es el de menor solubilidad posible de carbono.

En piezas de sección muy gruesa la temperatura de desestabilización no es determinante, porque en estas se produce una precipitación adicional de carburos secundarios en el rango de temperatura mencionado anteriormente, ocasionando que las peculiaridades de la transformación sean en cierto modo independientes de la temperatura escogida para llevar acabo el tratamiento. Después del tratamiento velocidades más bajas de enfriamiento hacen que el material permanezca mayor tiempo en el rango de temperatura descrito, por tanto, podría ocurrir que se obtengan durezas más altas cerca del centro que en la superficie debido a la menor cantidad de austenita retenida.[23]

3.3.6.3.3 Elementos aleantes

Para hierros con 30% Cr y 15% Cr se presentan inconvenientes tales como: gran segregación de Cr hacia los carburos dejando a la matriz empobrecida de este elemento y la descarburación de la matriz producto de precipitación de carburos.

A fin de contrarrestar estos efectos se realiza la adición de elementos aleantes para lograr la óptima templabilidad de la pieza, sobre todo con las secciones más gruesas. [24]

Los elementos más utilizados para otorgar templabilidad son: manganeso, níquel, cobre y molibdeno. Si la cantidad de estos elementos no es controlada puede originar los siguientes inconvenientes:

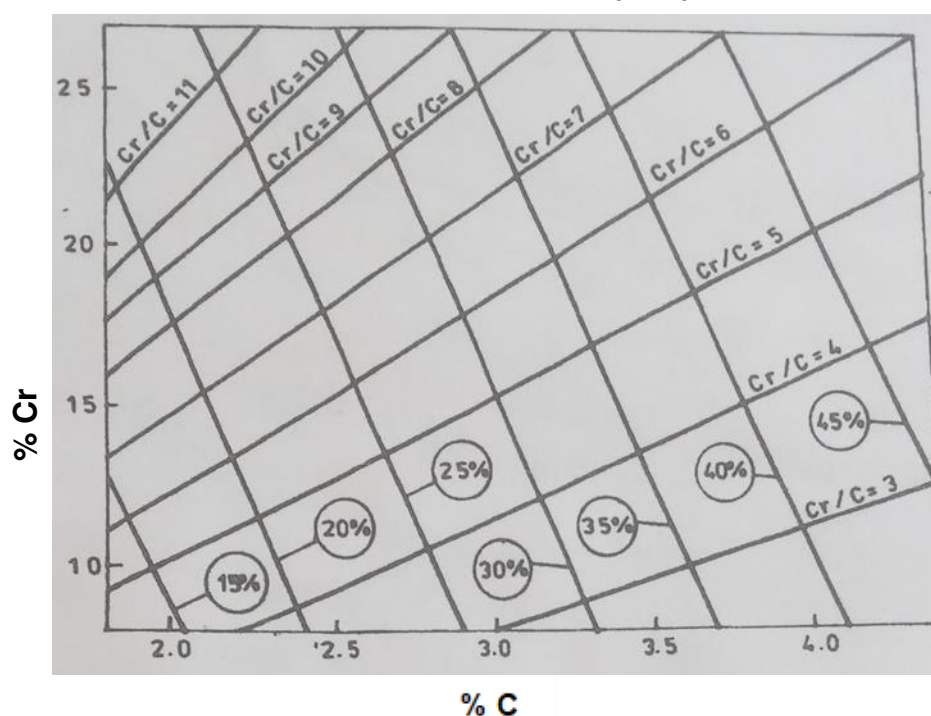
- Incapacidad para impedir la transformación perlítica por aleación insuficiente. [25]
- Sobre estabilización de austenita por una sobre aleación, que también implica un gasto excesivo por su adición exagerada. [16]

El molibdeno tiene una gran eficiencia como elemento endurecedor, es uno de los elementos más importantes de la aleación ASTM A532 IIB, contenidos

mayores a 1% se usan para asegurar su efectividad. (26), y si es mayor a 3% hay poco aporte, es un elemento no estabilizador de austenita debido a que no muestra un comportamiento de reducir la temperatura M_s . [27]

Este elemento es requerido cuando las piezas cuentan con espesores muy grandes ya que mejoran la templabilidad.

Gráfico 17 – Relaciones entre los contenidos de C y Cr y la cantidad de carburos.



Fuente: Maratray F.,1977 [21]

En el caso del cobre y el níquel ambos se utilizan como endurecedores secundarios, sus eficacias para retrasar la transformación perlítica mejoran cuando se usan junto al molibdeno.[29] Según estudios el Ni presenta una mayor eficacia para la misma condición. [14]. Posterior a la solidificación en el níquel y el cobre se encuentran únicamente en matriz en comparación del manganeso que en parte podría segregar hacia los carburos. [30] El silicio según norma se usa hasta el 1% de contenido por encima de este valor incentiva la formación de perlita, reduciendo la templabilidad. Asimismo, tiene el efecto de elevar la temperatura M_s al reducir la solubilidad del carbono. Se localiza en la matriz únicamente. [31]

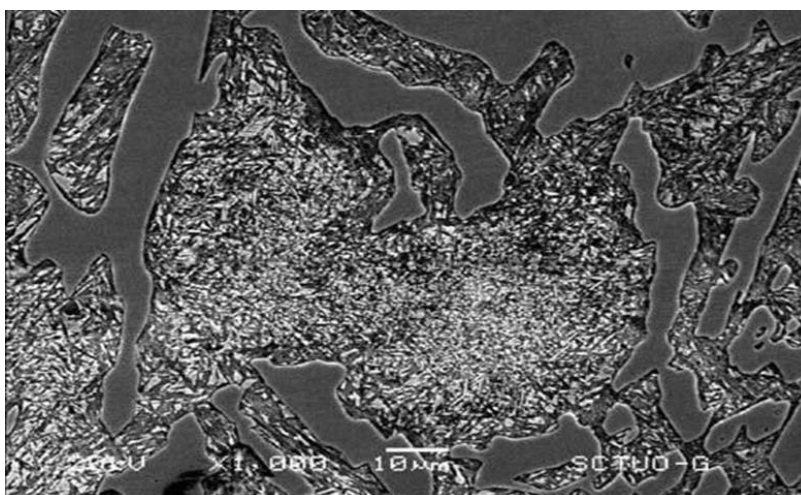
3.3.6.3.4 Tiempo de permanencia

Generalmente el tiempo de permanencia utilizado en este tratamiento se encuentra entre 1 a 6 horas, cuando la pieza presenta secciones críticas se acostumbra añadir 1 hora más por pulgada, afín de lograr que el tratamiento alcance al centro de la pieza. [32]

3.3.6.3.5 Temple

Se refiere al enfriamiento al aire forzado que se realizan a las piezas desde la temperatura de desestabilización hasta alcanzar la temperatura entre 550°C y 600°C, evitando así el intervalo de temperatura donde se produce la transformación perlítica posteriormente debe enfriarse la pieza con velocidades más lentas para reducir las tensiones. [1]

Gráfico 18 - Microestructura de hierro blanco alto cromo con tratamiento térmico de desestabilización a 1000 °C y temple



Fuente: Choque M. L., 2017 [33]

En el gráfico 18, se puede observar una microestructura conformada por carburos eutécticos, carburos secundarios y una matriz mayoritariamente martensítica, producto de realizar el tratamiento térmico de desestabilización y temple a la aleación de hierro blanco alto cromo.

3.3.7 Tratamiento térmico sub - crítico

Luego del tratamiento de desestabilización, si bien es cierto la

microestructura es mayoritariamente martensita esta contiene considerablemente austenita retenida. [11]

A fin de lograr cantidades mínimas de austenita se realiza el tratamiento subcrítico, el cual consiste en llevar la pieza de 2 a 6 horas en un rango de temperatura de 200°C a 600°C. [24]

Se puede producir las siguientes reacciones a causa del tratamiento:

- Reacción eutectoide: austenita $\longrightarrow$ ferrita + carburo aleado
- Precipitación de carburos secundarios.
- Formación de perlita.

De todas ellas la deseable es la precipitación de carburos secundarios por su acción desestabilizadora de la austenita, reduciendo su contenido, dando paso a la formación de martensita y provocando el endurecimiento secundario.

Por tanto, el objetivo de este tratamiento es la restablecer la dureza en la matriz martensítica y el alivio de tensiones residuales. [23]

3.3.7.1 Variables del tratamiento

3.3.7.1.1 Elementos aleantes

Se ha determinado que la adición de molibdeno está relacionada con la obtención de elevadas durezas, ya que amplía el rango de temperaturas requeridas para lograr el endurecimiento secundario. [21]

Asimismo, el manganeso al ser un estabilizador de austenita es nocivo para alcanzar un endurecimiento secundario durante el tratamiento, ya que disminuye la cantidad de austenita que se va transformar. [27]

3.3.7.1.2 Temperatura

Según estudios realizados de las temperaturas utilizadas en el tratamiento se desprende:

Hasta 400°C se produce un revenido de la martensita, provocando disminución mínima de dureza. [22]

De 400°C a 550°C puede presentarse precipitación de carburos secundarios, disminuyendo la presencia de austenita retenida y provocando un endurecimiento secundario. [28]

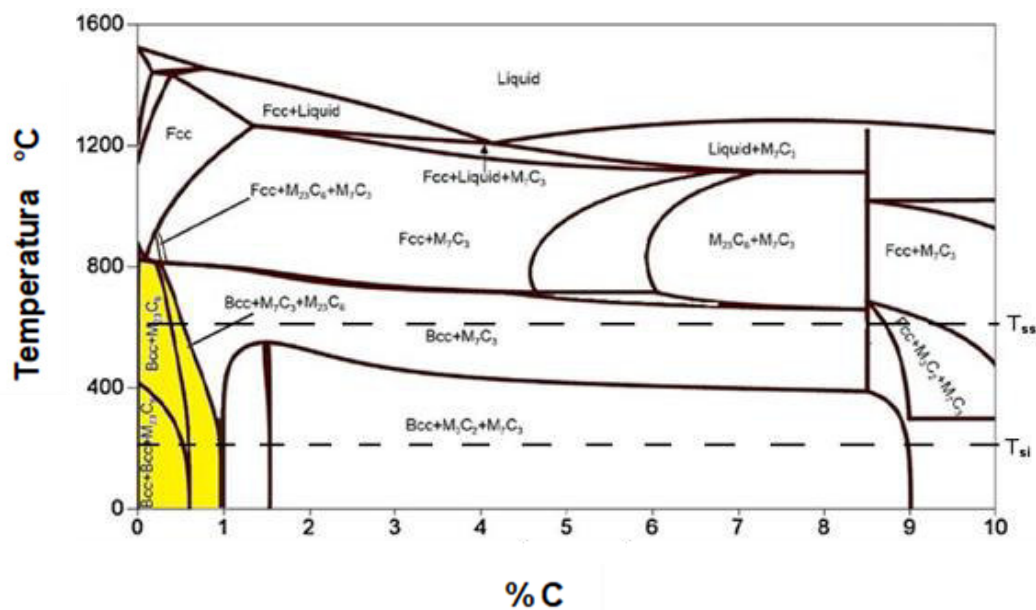
Mayores a 600°C puede producirse descomposición de austenita en perlita o en carburos aleados y ferrita. Aunque esta transformación disminuye la

presencia de austenita, normalmente provoca la disminución de la dureza y la resistencia al desgaste. [28]

La elección de temperatura apropiada para realizar el tratamiento está relacionada con la cantidad y estabilidad de austenita retenida posterior al tratamiento de desestabilización. [28]

- Si la cantidad de austenita retenida es mínima es probable que no ocurra un endurecimiento secundario, y solo se producirá un revenido de la martensita ya formada. [23]
- Para mayores contenidos de austenita se requerirá mayor temperatura para lograr el endurecimiento secundario debido a que hay una mayor concentración de carbono y por tanto se requerirá gran movilidad y energía de activación. [23]

Gráfico 19 - Diagrama Fe - C - 10%Cr señalando el intervalo de temperatura favorable para el tratamiento subcrítico



Fuente: Wang K., 2018 [9]

3.3.7.1.3 Concentración de carbono al equilibrio (C_{eq})

Se denomina así a la concentración de carbono requerida para que la matriz alcance un mínimo de energía libre.

Para que ocurra la precipitación de carburos secundarios con el tiempo de permanencia la concentración de carbono en la matriz debe ser superior a la

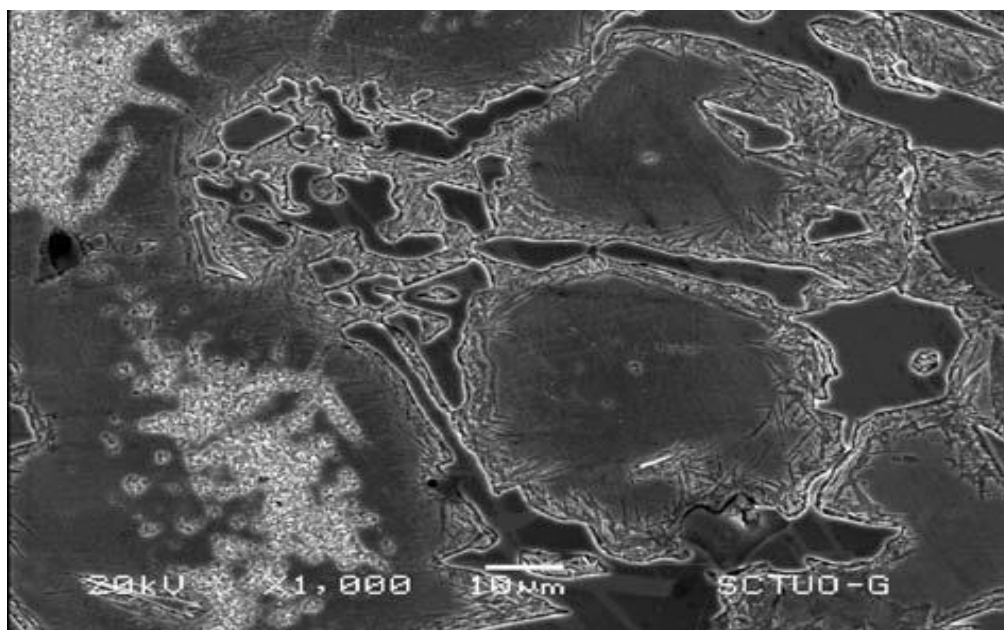
del C_{eq} , en caso de ser menor la precipitación será inviable y podría ocurrir la redisolución de los mismos.

Una vez conseguido el C_{eq} , podría ocurrir la precipitación y redisolución de carburos secundarios simultáneamente. Factores que favorecen C_{eq} mayores, son las temperaturas elevadas y mínimas concentraciones de cromo.

3.3.7.1.4 Concentración máxima de carbono para generar martensita (CMs)

Se refiere a la concentración de carbono en la matriz requerida que promueve que M_s alcance un valor que hace observable la transformación martensítica a temperatura ambiente mediante el uso del microscopio metalográfico.

Gráfico 20 - Microestructura de hierro blanco alto cromo con tratamiento térmico subcrítico a 500 °C



Fuente: Choque M. L., 2017 [33]

3.3.8 Dureza de los hierros blancos de alto cromo

La dureza de los hierros blancos alto cromo con los tratamientos térmicos respectivos suele oscilar en el rango de 600HB -750 HB. Está claro que la mayor resistencia a la abrasión se logra con una microestructura que contenga una

matriz martensítica, carburos y austenita retenida menor al 3%. A pesar de haber carburos con mayor dureza que los de cromo no son utilizados debido a su elevado costo como se puede apreciar en la tabla.[33]

Tabla 5 - Dureza de microconstituyentes.

Microconstituyentes	Dureza HV	Dureza HB, Carga 3000 Kgf.	Dureza RC, carga 150 Kgf.
Ferrita	70-200	70-200	(0)-(12)
Perlita no aleada	250-320	238-304	22-32
Perlita aleada	300-460	285-434	30-46
Austenita 12%Mn	170-230	170-219	(4)-19
Austenita baja aleación	250-350	238-332	22-36
Austenita, Hierro alto cromo	300-600	285-563	30-55
Martensita	500-1010	471-(935)	49-(69)
Cementita (Fe_3C)	840-1100	(782) -(1016)	65-(70)
Carburo de cromo ($\text{Fe}_2\text{Cr}_7\text{C}_3$)	1200-1600	(1104) -(1453)	> 70
Carburo de molibdeno (Mo_2C)	1500	(1367)	> 70
Carburo de tungsteno (WC)	2400	(2121)	> 70
Carburo de vanadio (VC)	2800	(2441)	> 70
Carburo de titanio (TiC)	3200	(2752)	> 70
Carburo de boro (B_4C)	3700	(3126)	> 70

Fuente: Choque M. L., 2017 [33]

Según la tabla se observa que existen carburos más duros que el de cromo, pero por su alto costo son poco utilizados. Las mejores propiedades de dureza, resistencia al impacto, a la abrasión se obtendrán con una matriz martensítica y contenidos menores al 3% de austenita retenida. [33]

CAPÍTULO IV

PLANIFICACIÓN Y EXPERIMENTACIÓN

4.1 Caracterización de las piezas fundidas

La aleación utilizada para la presente investigación corresponde a un hierro blanco ASTM A532 IIB, que es usado para la fabricación de los martillos para molino maxi pig.

Tabla 6 - Composición de la aleación

ELEMENTOS	C	Cr	Mo	Ni	Cu	Mn	Si	S	P
PORCENTAJES (%)	3.05	15.8	0.52	0.1	0.1	0.8	0.9	0.02	0.01

Fuente: Elaboración propia

La pieza a fundir son los martillos para molino maxi pig utilizados en la industria ladrillera, el cual presenta un peso aproximado de 21.0 Kg. Para la realización de la parte experimental de la investigación se fundieron 2 piezas.

Gráfico 21 - Martillo para molino maxi pig.



Fuente: elaboración propia.

El modelo se encuentra emplacado y confeccionado para fundir 2 unidades por molde, contiene 2 cajas de alma, presenta un diseño de colada constituido por un bebedero, un canal principal, 2 canales de ataque y 2 mazarotas laterales.

Gráfico 22 - Modelo emplacado de martillos para molino maxi pig.



Fuente: elaboración propia

Las piezas fueron moldeadas utilizando una mezcla de arena sílice, resina fenólica y catalizador mediante el uso de una maquina mezcladora. Una vez el molde tuvo la consistencia necesaria se procedió a realizar el pintado con la aplicación de pintura zirconio y su posterior secado mediante el uso de un quemador, con la finalidad de erradicar la humedad que pueda presentar el molde y que podría generar imperfecciones en la pieza fundida.

La aleación fue fundida en un horno de inducción de 650 kg de capacidad, el vaciado de colada se realizó a la temperatura 1400°C, una vez vaciado el metal sobre el molde, este se dejó enfriar por un tiempo de 24 horas, una vez transcurrido ese tiempo se procedió al desmoldeo.

Gráfico 23 - Horno de inducción

Fuente: elaboración propia

4.1.1 Prueba de dureza en las piezas fundidas

La medición de la dureza se realizó utilizando un durómetro portátil, con indentador esférico y medido en escala Brinell de dureza.

Primero se preparó previamente la superficie a medir utilizando disco de desbaste, se tomó 5 medidas de dureza en 4 zonas distintas de la pieza, a fin de obtener un valor representativo.

El valor promedio obtenido fue de 552 HBW medido en escala Brinell para la pieza en condición de colada.

Gráfico 24 - Medición de dureza de martillo utilizando durómetro portátil



Fuente: Elaboración propia

4.1.2 Microestructura de la pieza en calidad de colada

Afín de observar la microestructura de la pieza de colada se procedió a obtener una muestra de dimensiones aproximadas de 4x3x1.5cm, se realizó su preparación en una maquina pulidora, utilizando alúmina como abrasivo. Una vez la superficie estuvo completamente pulida semejante a la de un espejo, se realizó el ataque de la superficie con Nital por un tiempo de 5 segundos para luego proceder al limpiado con alcohol y posterior secado para su observación en el microscopio metalográfico.

Gráfico 25 - Máquina pulidora



Fuente: Elaboración propia

Gráfico 26-A - Microscopio metalográfico

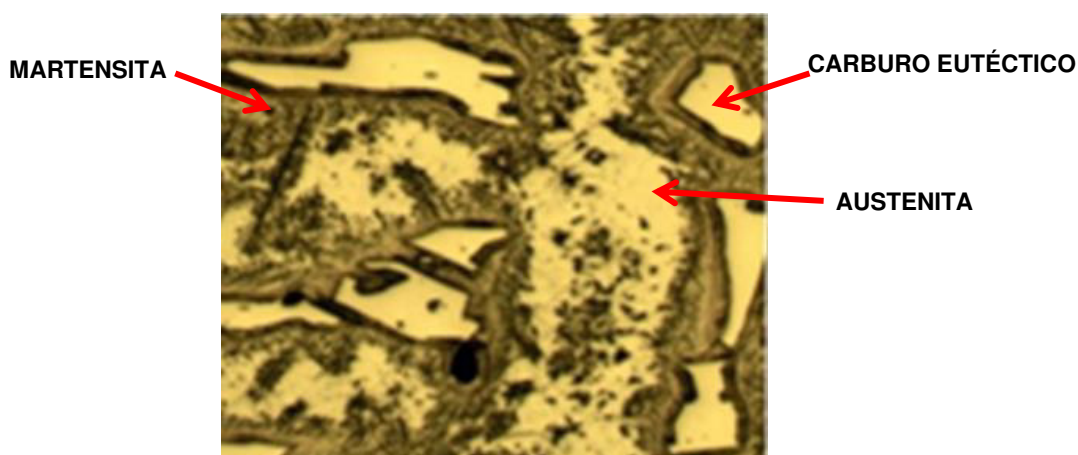


Fuente: Elaboración propia

La microestructura presente, se muestra en el Gráfico 26-B. Estuvo constituida por una matriz austenítica, carburos eutécticos y martensita en las zonas aledañas a los carburos eutécticos.

La martensita presente en esa zona fue resultado de la baja concentración de carbono, la cual elevó la temperatura de inicio de transformación martensítica (M_s), dando paso a la transformación martensítica en esa zona con el enfriamiento.

Gráfico 26-B - Microestructura de la pieza de colada



Fuente: Elaboración propia.

4.2 Procedimiento experimental

4.2.1 Tratamientos térmicos

Utilizando una mufla las muestras de dimensiones 4x3x1.5cm aproximadamente, fueron sometidas a los siguientes tratamientos térmicos:

- Tratamiento térmico de desestabilización a las temperaturas de: 900°C, 950°C, 980°C, 1020°C, 1050°C para tiempos de permanencia de: 1 hora, 2 horas, 3 horas y 5 horas respectivamente.
- Tratamiento térmico Sub critico (revenido) a las temperaturas de: 400°C, 450°C, 490°C, 520°C, 550°C para tiempos de permanencia de: 2 horas, 3 horas y 5 horas respectivamente.

Gráfico 27-A – Mufla.



Fuente: Elaboración propia.

4.2.2 Medición de la dureza

Se realizó la medición de dureza a las muestras de dimensiones aproximadas de 4x3x1.5cm, obtenidas bajo las siguientes condiciones:

- Muestra obtenida de la pieza en condición de colada (ast cast).
- Muestras obtenidas del tratamiento térmico de desestabilización a los distintos parámetros de tiempo y temperatura establecidos.
- Muestras obtenidas del tratamiento térmico sub crítico a los distintos parámetros de tiempo y temperatura establecidos.

Gráfico 28-B – Muestras obtenidas de la pieza.



Fuente: Elaboración propia.

4.2.3 Metalografía de las muestras

Se prepararon las muestras de dimensiones aproximadas de 4x3x1.5cm para su observación en el microscopio metalográfico, determinándose las microestructuras presentes y predominantes en las muestras obtenidas bajo las siguientes condiciones:

- Muestra obtenida de la pieza en condición de colada (ast cast).
- Muestras obtenidas del tratamiento térmico de desestabilización a los distintos parámetros de tiempo y temperatura establecidos.
- Muestras obtenidas del tratamiento térmico sub crítico a los distintos parámetros de tiempo y temperatura establecidos.

4.2.4 Equipos e insumos

Equipos

- Mezclador continuo de arena.
- Horno de inducción.
- Espectrómetro.
- Horno de tratamiento térmico.
- Mufla.
- Equipo de corte y desbaste.
- Durómetro.
- Pulidora.
- Microscopio metalográfico.

Insumos

- Arena sílice.
- Resina fenólica.
- Catalizador.
- Chatarra de hierro
- Ferroaleaciones de cromo, manganeso, silicio, molibdeno
- Carbón
- Pintura refractaria.
- Mangos exotérmicos
- Polvo exotérmico.
- Nital (5 ml ácido nítrico por cada 100 ml de metanol)

4.2.5 Tratamiento térmico de desestabilización

Se obtuvieron 20 muestras de una de las piezas fundidas, las cuales mediante el uso de una mufla fueron sometidas al tratamiento térmico de desestabilización para cada parámetro de temperatura y tiempo de permanencia establecido utilizando para ello una mufla.

Tabla 7 - Temperatura y tiempos de permanencia

TEMPERATURA (°C)	TIEMPO DE PERMANENCIA			
	1 HORA	2 HORAS	3 HORAS	5 HORAS
900	900-1	900-2	900-3	900-5
950	950-1	950-2	950-3	950-5
980	980-1	980-2	980-3	980-5
1020	1020-1	1020-2	1020-3	1020-5
1050	1050-1	1050-2	1050-3	1050-5

Fuente: Elaboración propia

Una vez las muestras alcanzaron los parámetros de temperaturas y tiempos determinados se procedió a realizar su enfriamiento al aire forzado (temple), mediante el uso de un ventilador.

Se realizó la prueba de dureza a las muestras utilizando un durómetro portátil medido en escala Brinell, usando disco de desbaste especial para hierro blanco a fin de pulir la superficie y dejarla óptima, se realizaron varias mediciones de dureza sobre la muestra para lograr un valor representativo.

Finalmente se procedió a la preparación de las muestras para su observación en el microscopio metalográfico, utilizando para ello una maquina pulidora y la alúmina como abrasivo.

Una vez pulidas las muestras se aplicó el reactivo Nital sobre la superficie el cual sirve para diferenciar cada una de las fases presentes en la microestructura al ser observadas al microscopio. Se dejó actuar al reactivo por un tiempo de 5 segundos para luego proceder a limpiar la superficie mediante el uso de alcohol.

4.2.5.1 Medición de la dureza para las diferentes temperaturas y tiempos de permanencia.

Para el tratamiento de desestabilización realizado a las muestras a la temperatura de 900°C y sometido a los tiempos de permanencia establecidos, se obtuvieron los siguientes valores de dureza:

Tabla 8 - Tiempos de permanencia y durezas

TIEMPO DE PERMANENCIA (horas)	DUREZA BRINELL (HB)
0	552
1	620
2	668
3	668
5	655

Fuente: Elaboración propia

Para el tratamiento de desestabilización realizado a las muestras a la temperatura de 950°C y sometido a los tiempos de permanencia establecidos, se obtuvieron los siguientes valores de dureza:

Tabla 9 - Tiempos de permanencia y durezas.

TIEMPO DE PERMANENCIA (horas)	DUREZA BRINELL (HB)
0	552
1	648
2	680
3	680
5	679

Fuente: Elaboración propia

Para el tratamiento de desestabilización realizado a las muestras a la temperatura de 980°C y sometido a los tiempos de permanencia establecidos, se obtuvieron los siguientes valores de dureza:

Tabla 10 - Tiempos de permanencia y durezas

TIEMPO DE PERMANENCIA (horas)	DUREZA BRINELL (HB)
0	552
1	688
2	703
3	667
5	672

Fuente: Elaboración propia

Para el tratamiento de desestabilización realizado a las muestras a la temperatura de 1020°C y sometido a los tiempos de permanencia establecidos, se obtuvieron los siguientes valores de dureza:

Tabla 11 - Tiempos de permanencia y durezas

TIEMPO DE PERMANENCIA (horas)	DUREZA BRINELL (HB)
0	552
1	668
2	676
3	636
5	636

Fuente: Elaboración propia

Para el tratamiento de desestabilización realizado a las muestras a la temperatura de 1050°C y sometido a los tiempos de permanencia establecidos, se obtuvieron los siguientes valores de dureza:

Tabla 12 - Tiempos de permanencia y durezas

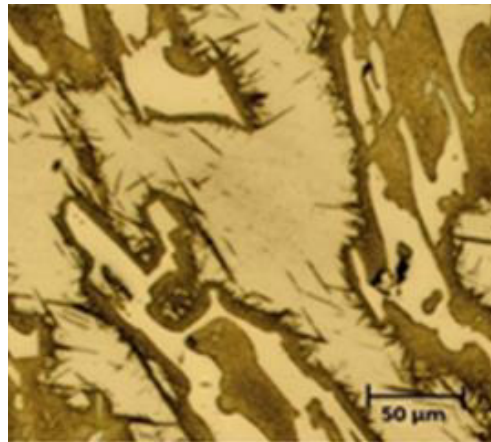
TIEMPO DE PERMANENCIA (horas)	DUREZA BRINELL (HB)
0	552
1	636
2	668
3	620
5	600

Fuente: Elaboración propia

4.2.5.2 Microestructuras presentes

Las microestructuras presentes utilizando la temperatura de desestabilización de 900°C para los determinados tiempos de permanencia se describen a continuación.

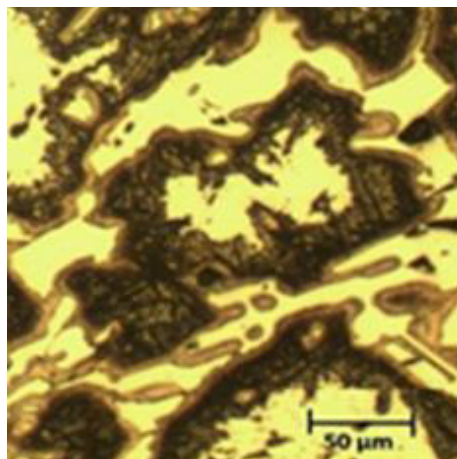
Gráfico 29 - Microestructura de la muestra 900-1



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 1 hora, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz austenítica, asimismo presencia de martensita en zonas aledañas a los carburos eutécticos, zona que se mantiene desestabilizada desde la solidificación, mínima precipitación de carburos secundarios en la matriz la cual en su mayor parte parece encontrarse inalterada.

Gráfico 30 - Microestructura de la muestra 900-2



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 2 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz austenítica y una alta densidad de precipitaciones de carburos secundarios alrededor del borde de la dendrita, la zona desestabilizada parece progresar hacia el interior de la dendrita.

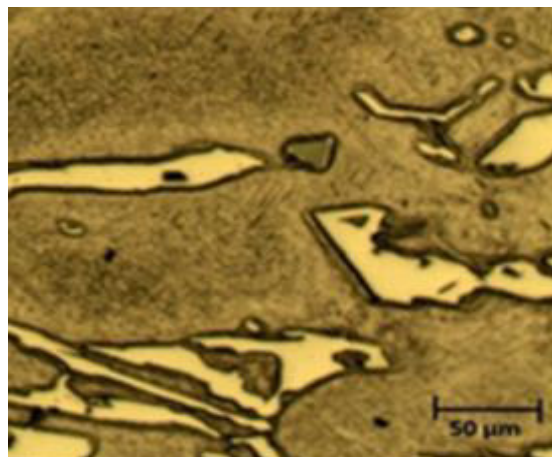
Gráfico 31 - Microestructura de la muestra 900-3



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 3 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz austenítica y una menor concentración de precipitaciones de carburos secundarios en la zona desestabilizada en comparación del tratamiento con 2 horas de permanencia, la desestabilización está por alcanzar el centro de la dendrita.

Gráfico 32 - Microestructura de la muestra 900-5

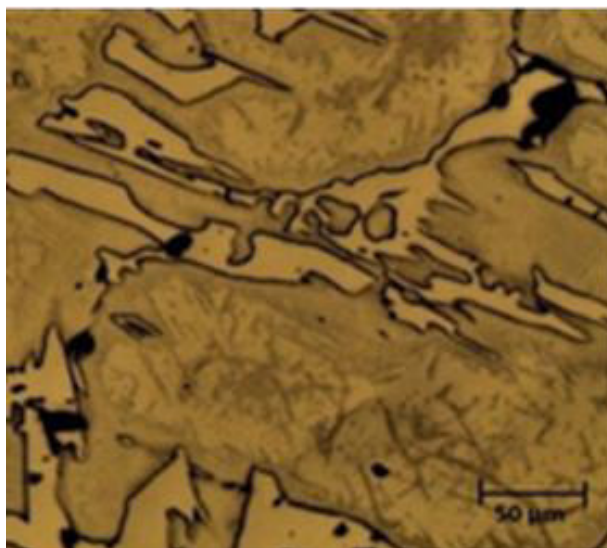


Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 5 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz martensítica, la desestabilización ha llegado al centro de la dendrita y hay menor concentración de precipitación de carburos secundarios en comparación de los tiempos de 2 y 3 horas de permanencia.

Las microestructuras presentes utilizando la temperatura de desestabilización de 950°C para los determinados tiempos de permanencia se describen a continuación.

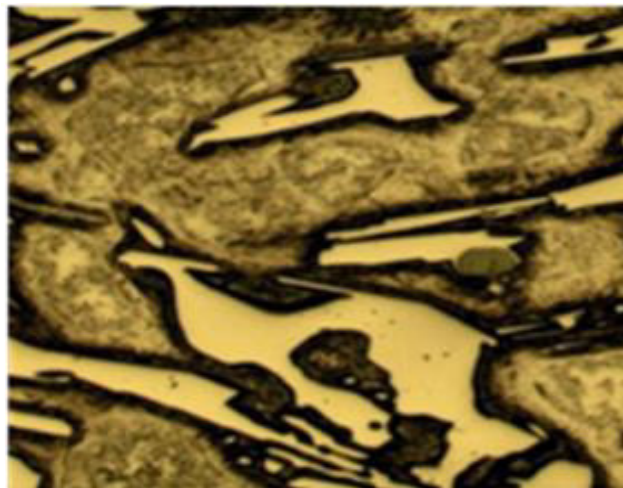
Gráfico 33 - Microestructura de la muestra 950-1



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 1 hora, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz austenítica, asimismo presencia de martensita en zonas aledañas a los carburos eutécticos la cual se mantiene desde la solidificación. Hay mínima precipitación de carburos secundarios, la matriz se mantiene inalterada en su mayor extensión.

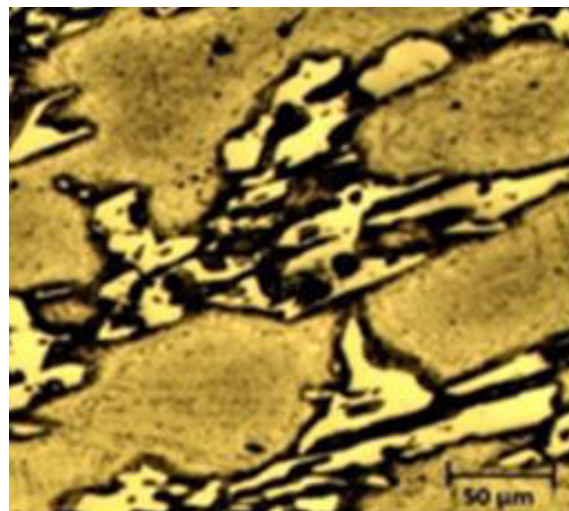
Gráfico 34 - Microestructura de la muestra 950-2



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 2 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz austenítica martensítica, la desestabilización esta por alcanzar el centro de la dendrita, hay alta concentración carburos secundarios precipitados en el borde de la dendrita.

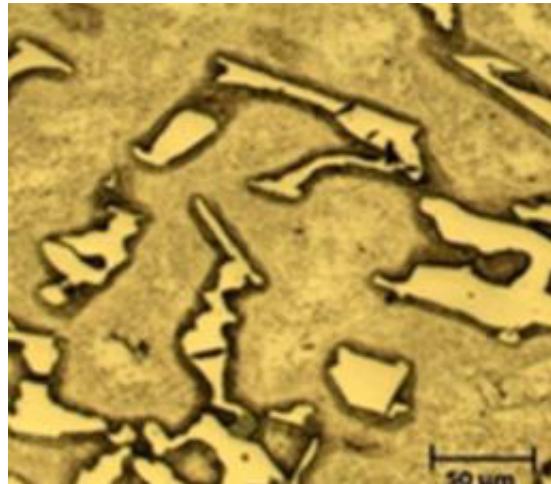
Gráfico 35 - Microestructura de la muestra 950-3



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 3 horas, se observa que la desestabilización ha llegado al centro de la dendrita, hay presencia de carburos eutécticos, matriz con menor concentración de precipitación de carburos secundarios, en comparación con el tratamiento de 2 horas de permanencia.

Gráfico 36 - Microestructura de la muestra 950-5

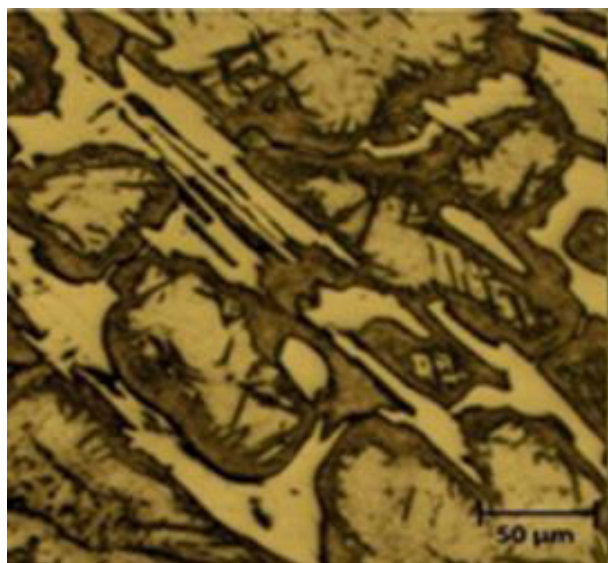


Fuente: Elaboración propia.

- Para el tiempo de permanencia de 5 horas, se observa que la zona desestabilizada ha llegado al centro de la dendrita, hay presencia de carburos eutécticos, matriz con menor concentración de precipitación de carburos en comparación del tratamiento con 3 horas de permanencia.

Las microestructuras presentes utilizando la temperatura de desestabilización de 980°C para los determinados tiempos de permanencia se presentan a continuación.

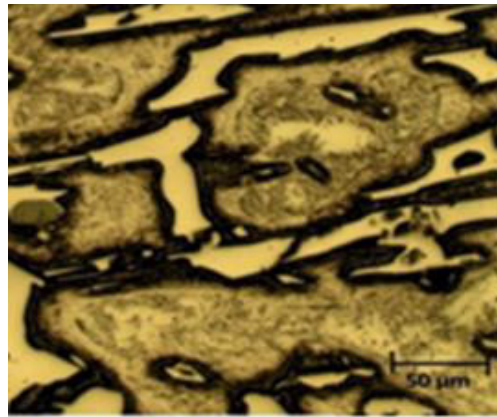
Gráfico 37 - Microestructura de la muestra 980-1



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 1 hora, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz austenítica, asimismo presencia de martensita en zonas aledañas a los carburos eutécticos, esta zona que se encuentra desestabilizada desde la solidificación permanece igual, la matriz en su mayor parte se mantiene inalterada y presenta una mínima concentración de precipitación de carburos en progreso hacia el interior de la dendrita.

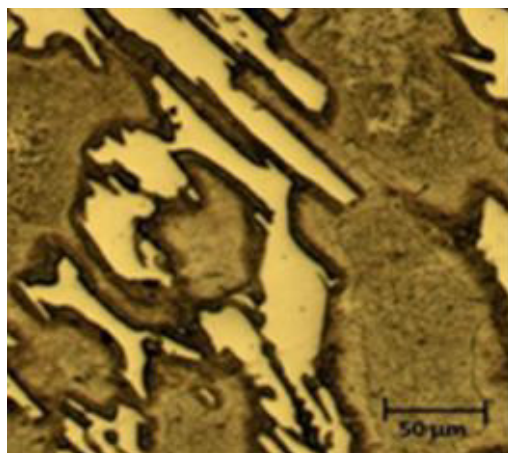
Gráfico 38 - Microestructura de la muestra 980-2



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 2 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz austenítica martensítica, la desestabilización esta por alcanzar el centro de la dendrita, la zona desestabilizada presenta una concentración moderada de precipitación de carburos secundarios.

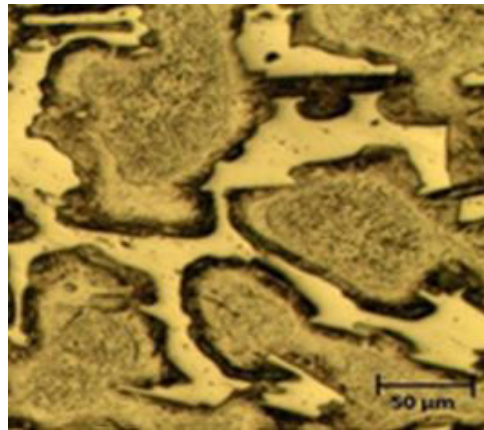
Gráfico 39 - Microestructura de la muestra 980-3



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 3 horas, se observa que la desestabilización alcanzó el centro de la dendrita, hay presencia de carburos eutécticos, matriz martensítica con mayor concentración de precipitación de carburos secundarios que el tratamiento con 2 horas de permanencia.

Gráfico 40- Microestructura de la muestra 980-5

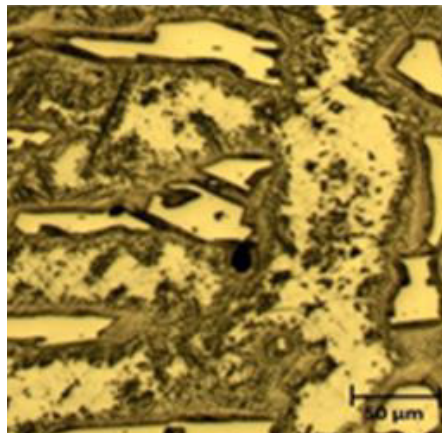


Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 5 horas, se observa que la desestabilización llegó al centro de la dendrita, hay presencia de carburos eutécticos, matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios uniformemente parecida a la de 3 horas de permanencia.

Las microestructuras presentes utilizando la temperatura de desestabilización de 1020°C para los determinados tiempos de permanencia se presentan a continuación.

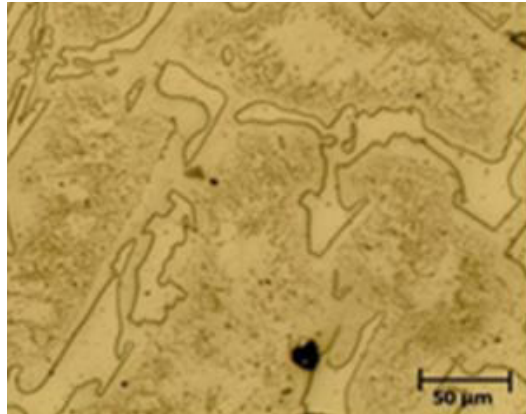
Gráfico 41 - Microestructura de la muestra 1020-1



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 1 hora, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz austenítica, asimismo presencia de martensita en zonas aledañas a los carburos eutécticos que se mantienen igual desde la solidificación, gran parte de la matriz permanece inalterada, se aprecia precipitación de carburos secundarios en interior de la dendrita.

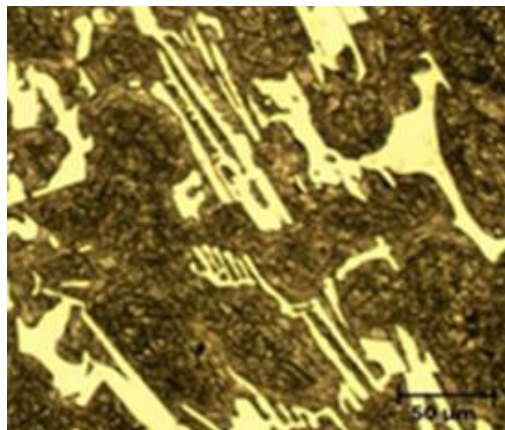
Gráfico 42 - Microestructura de la muestra 1020-2



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 2 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz austenítica, no se aprecia transformación martensítica, se aprecia gran contenido de austenita retenida localizada desde el centro de la matriz hasta la zona cercana a los carburos eutécticos y carburos secundarios precipitados uniformemente excepto en la zona cercana a los carburos eutécticos.

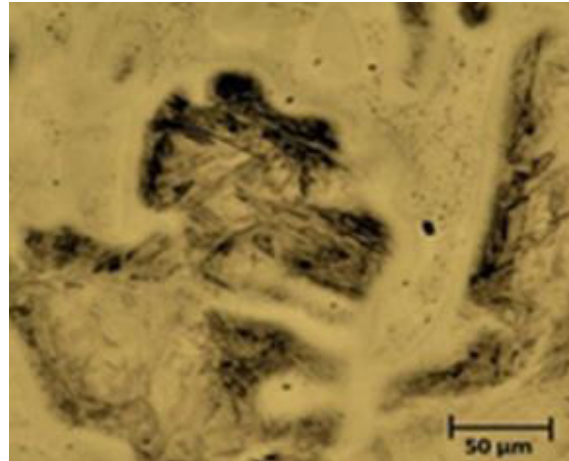
Gráfico 43 - Microestructura de la muestra 1020-3



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 3 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz martensítica que abarca toda la matriz y precipitación uniforme de carburos secundarios excepto en las zonas cercanas a los carburos eutécticos.

Gráfico 44 - Microestructura de la muestra 1020-5

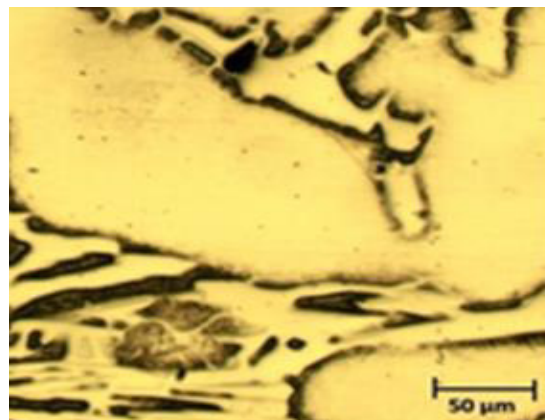


Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 5 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz martensítica que parece abarcar toda la matriz excepto en la zona cercana a los carburos eutécticos que contiene austenita retenida.

Las microestructuras presentes utilizando la temperatura de desestabilización de 1050°C para los determinados tiempos de permanencia se presentan a continuación.

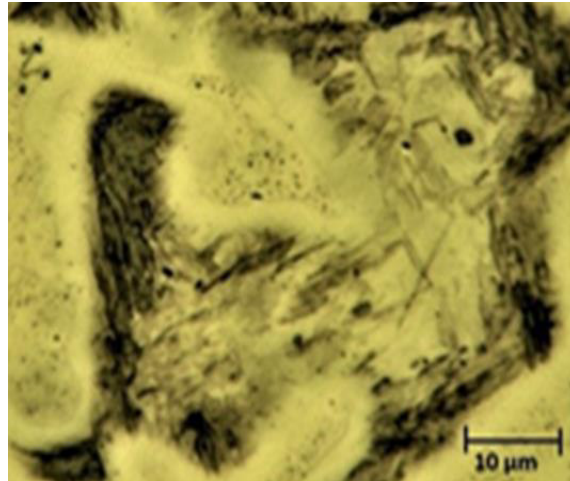
Gráfico 45 - Microestructura de la muestra 1050-1



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 1 hora, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz austenítica, asimismo presencia de martensita en zonas aledañas a los carburos eutécticos, la muestra presenta una microestructura similar a la de colada.

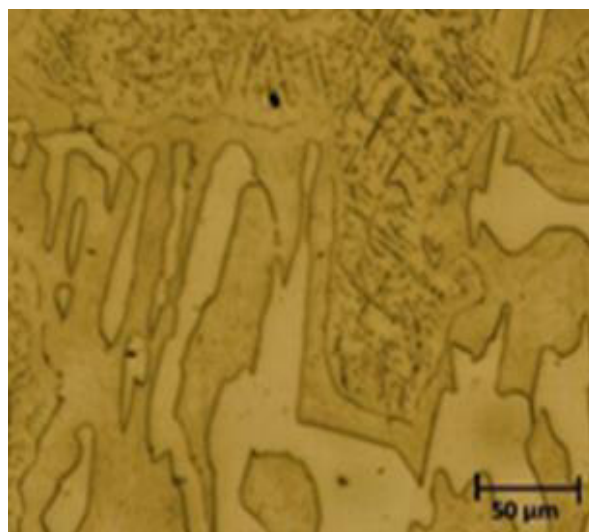
Gráfico 46 - Microestructura de la muestra 1050-2



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 2 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz martensítica austenítica, con mayor cantidad de austenita estabilizada en el centro de la dendrita y en los alrededores de los carburos eutécticos.

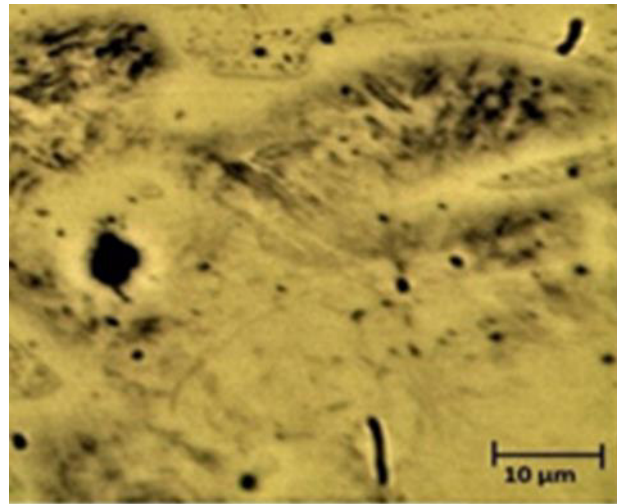
Gráfico 47 - Microestructura de la muestra 1050-3



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 3 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz martensítica que abarca toda la matriz y carburos secundarios precipitados uniformemente excepto en los alrededores de los carburos eutécticos.

Gráfico 48 - Microestructura de la muestra 1050-5



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 5 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos, matriz martensítica que abarca toda la matriz excepto en la zona cercana a los carburos eutécticos la cual presenta austenita retenida.

4.2.6 Tratamiento térmico Subcrítico

Para el tratamiento térmico subcrítico se eligió la pieza que fue tratada a la temperatura de desestabilización de 1020°C y tiempo de permanencia de 3 horas, porque su microestructura y dureza obtenida estarían garantizando buenas propiedades antidesgaste.

Se pretende lograr con el tratamiento subcrítico la precipitación de carburos secundarios en la matriz que propicien la transformación martensítica, asimismo el revenido o alivio de tensiones de la martensita, que solo actuará sobre la martensita formada durante el primer temple.

Posteriormente se obtuvieron 15 muestras de dimensiones 4x3x1.5cm aproximadamente de la pieza desestabilizada, las cuales fueron sometidas al tratamiento subcrítico para los parámetros de temperatura y tiempo de

permanencia establecidos, utilizando para su realización de una mufla.

4.2.6.1 Metalografía de la pieza desestabilizada

En la microestructura de la muestra se observa la presencia de carburos eutécticos, matriz martensítica con contenido de austenita retenida y gran concentración de carburos secundarios precipitados fuera de la zona cercana a los carburos eutécticos.

Las muestras fueron sometidas al tratamiento subcrítico para los parámetros de temperatura y tiempos establecidos en el siguiente cuadro.

Gráfico 49 - Microestructura de la pieza desestabilizada a 1020°C con 3 horas de permanencia.



Fuente: Elaboración propia

En el gráfico 49, se observa una microestructura constituida por carburos eutécticos, una matriz martensítica que abarca toda la matriz y la precipitación uniforme de carburos secundarios, excepto en las zonas cercanas a los carburos eutécticos.

Tabla 13 - Temperatura y tiempos de permanencia

TEMPERATURA (°C)	TIEMPO DE PERMANENCIA		
	2 HORAS	3 HORAS	5 HORAS
400	400-2	400-3	400-5
450	450-2	450-3	450-5
490	490-2	490-3	490-5
520	520-2	520-3	520-5
550	550-2	550-3	550-5

Fuente: Elaboración propia

Se realizó la prueba de dureza a las muestras utilizando un durómetro portátil medido en escala Brinell, se realizaron varias mediciones de dureza sobre la muestra para lograr un valor representativo. Finalmente se procedió a la preparación de las muestras para su observación en el microscopio metalográfico, utilizando para ello una maquina pulidora y la alúmina como abrasivo. Una vez pulidas las muestras se aplicó el reactivo Nital sobre la superficie el cual sirve para diferenciar cada una de las fases presentes en la microestructura al ser observadas al microscopio.

4.2.6.2 Medición de la dureza para las temperaturas y tiempos de permanencia

Para el tratamiento subcrítico realizado a las muestras a la temperatura de 400°C y sometido a los tiempos de permanencia establecidos se obtuvieron los siguientes valores de dureza:

Tabla 14 - Tiempos de permanencia y durezas

TIEMPO DE PERMANENCIA (horas)	DUREZA BRINELL (HB)
0	663
2	696
3	708
5	694

Fuente: Elaboración propia

Para el tratamiento subcrítico realizado a las muestras a la temperatura de 450°C y sometido a los tiempos de permanencia establecidos se obtuvieron los siguientes valores de dureza:

Tabla 15 - Tiempos de permanencia y durezas

TIEMPO DE PERMANENCIA (horas)	DUREZA BRINELL (HB)
0	663
2	688
3	713
5	703

Fuente: Elaboración propia

Para el tratamiento subcrítico realizado a las muestras a la temperatura de 490°C y sometido a los tiempos de permanencia establecidos se obtuvieron los siguientes valores de dureza:

Tabla 16 - Tabla 16. Tiempos de permanencia y durezas

TIEMPO DE PERMANENCIA (horas)	DUREZA BRINELL (HB)
0	663
2	683
3	738
5	733

Fuente: Elaboración propia

Para el tratamiento subcrítico realizado a las muestras a la temperatura de 520°C y sometido a los tiempos de permanencia establecidos se obtuvieron los siguientes valores de dureza:

Tabla 17 - Tiempos de permanencia y durezas

TIEMPO DE PERMANENCIA (horas)	DUREZA BRINELL (HB)
0	663
2	634
3	694
5	678

Fuente: Elaboración propia

Para el tratamiento subcrítico realizado a las muestras a la temperatura de 550°C y sometido a los tiempos de permanencia establecidos se obtuvieron los siguientes valores de dureza:

Tabla 18 - Tiempos de permanencia y durezas

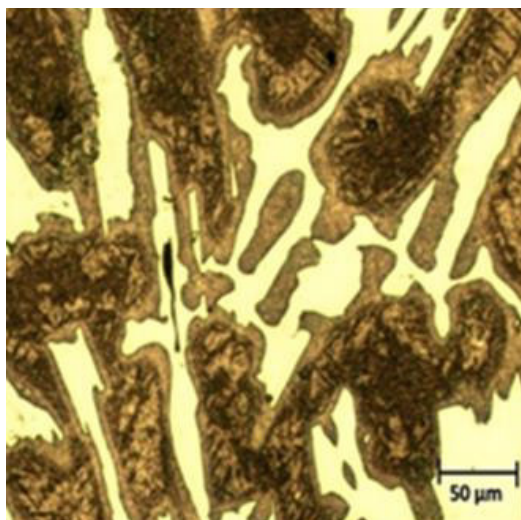
TIEMPO DE PERMANENCIA (horas)	DUREZA BRINELL (HB)
0	663
2	642
3	493
5	503

Fuente: Elaboración propia

4.2.6.3 MICROESTRUCTURAS PRESENTES

Las microestructuras presentes utilizando la temperatura subcrítica de 400°C para los determinados tiempos de permanencia se presentan a continuación.

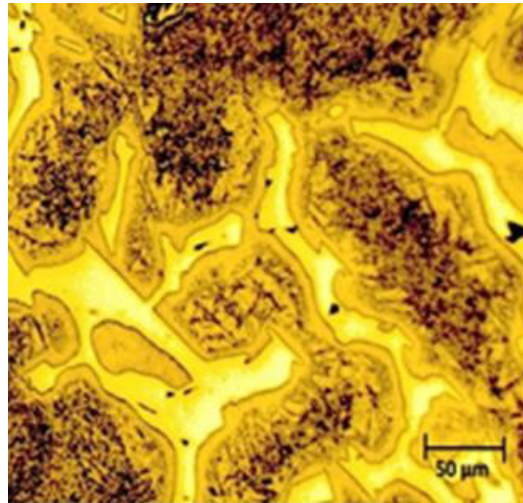
Gráfico 50 - Microestructura de la muestra 400-2



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 2 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos y matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios.

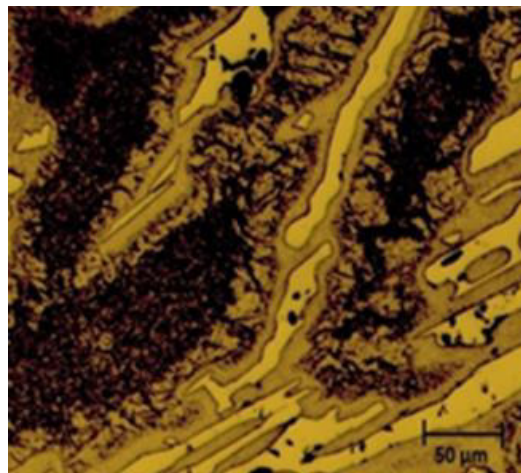
Gráfico 51 - Microestructura de la muestra 400-3



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 3 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos y matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios.

Gráfico 52 - Microestructura de la muestra 400-5

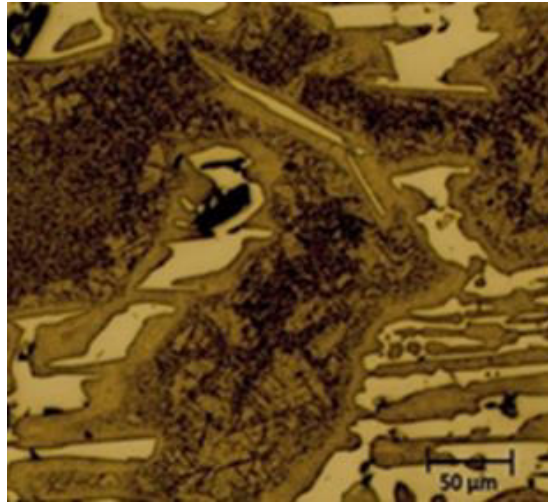


Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 5 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos y matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios.

Las microestructuras presentes utilizando la temperatura subcrítica de 450°C para los determinados tiempos de permanencia se presentan a continuación.

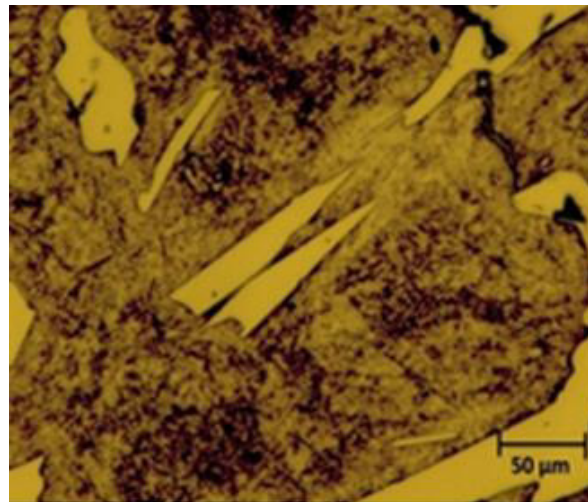
Gráfico 53 - Microestructura de la muestra 450-2



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 2 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos y matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios.

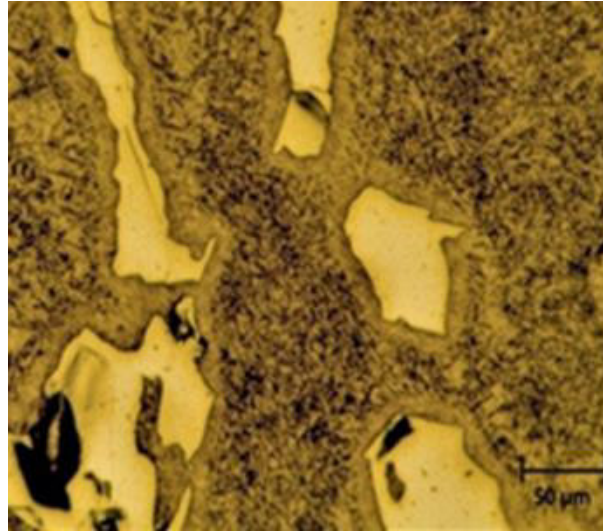
Gráfico 54 - Microestructura de la muestra 450-3



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 3 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos y matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios.

Gráfico 55 - Microestructura de la muestra 450-5

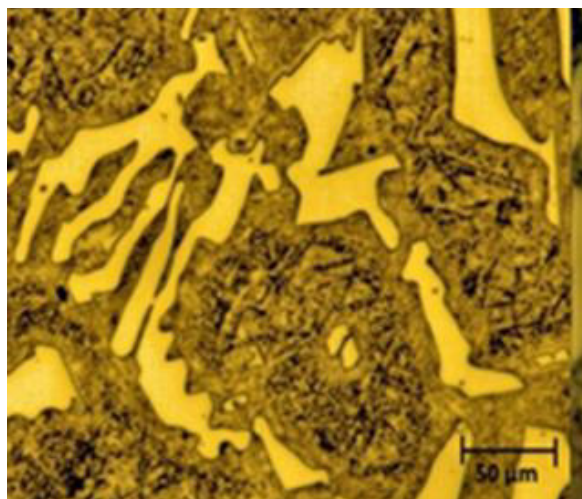


Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 5 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos y matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios.

Las microestructuras presentes utilizando la temperatura subcrítica de 490°C para los determinados tiempos de permanencia se presentan a continuación.

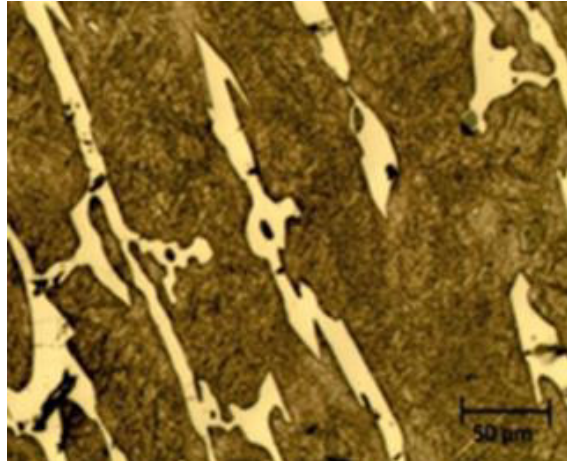
Gráfico 56 - Microestructura de la muestra 490-2



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 2 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos y matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios.

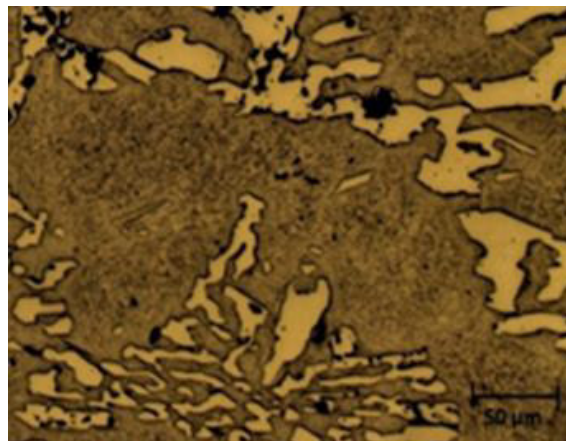
Gráfico 57 - Microestructura de la muestra 490-3



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 3 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos y matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios.

Gráfico 58 - Microestructura de la muestra 490-5

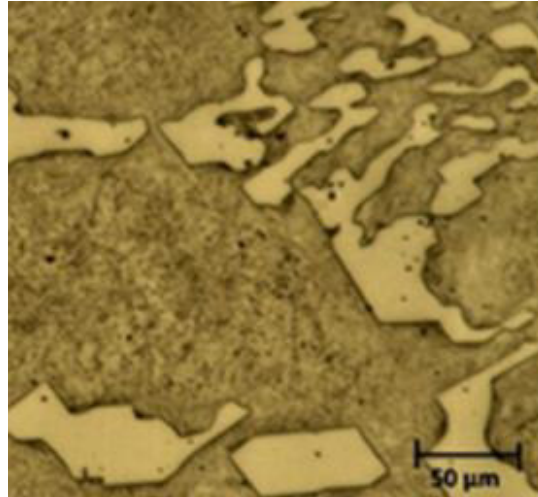


Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 5 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos y matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios.

Las microestructuras presentes utilizando la temperatura subcrítica de 520°C para los determinados tiempos de permanencia se presentan a continuación.

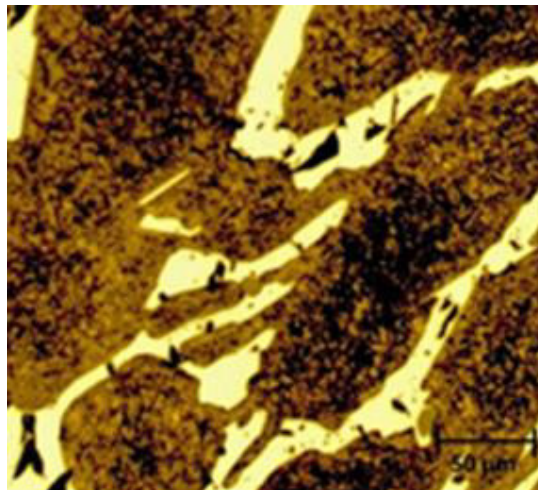
Gráfico 59 - Microestructura de la muestra 520-2



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 2 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos y matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios.

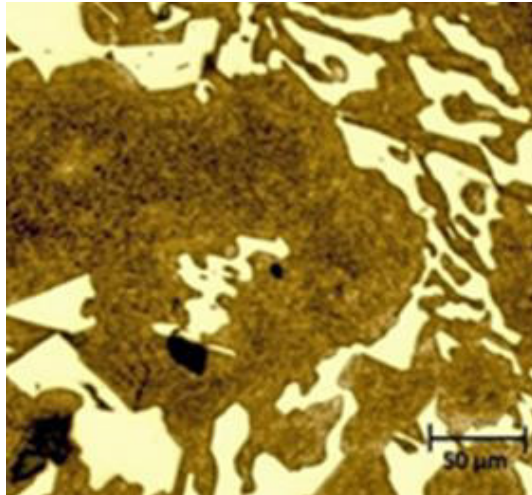
Gráfico 60 - Microestructura de la muestra 520-3



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 3 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos y matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios.

Gráfico 61 - Microestructura de la muestra 520-5

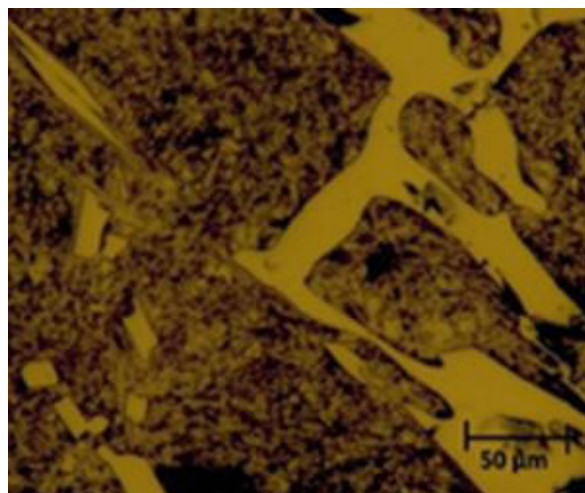


Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 5 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos y matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios.

Las microestructuras presentes utilizando la temperatura subcrítica de 550°C para los determinados tiempos de permanencia se presentan a continuación.

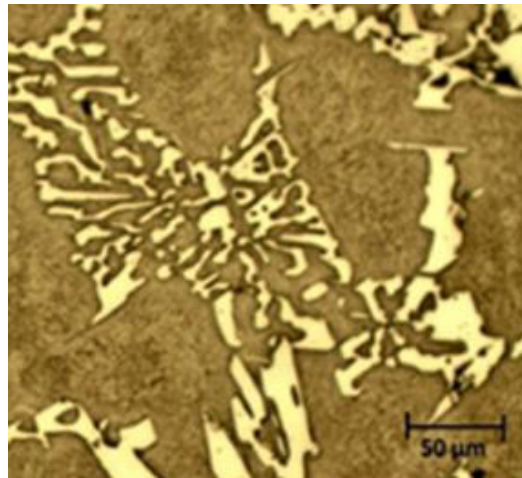
Gráfico 62 - Microestructura de la muestra 550-2



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 2 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos y matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios.

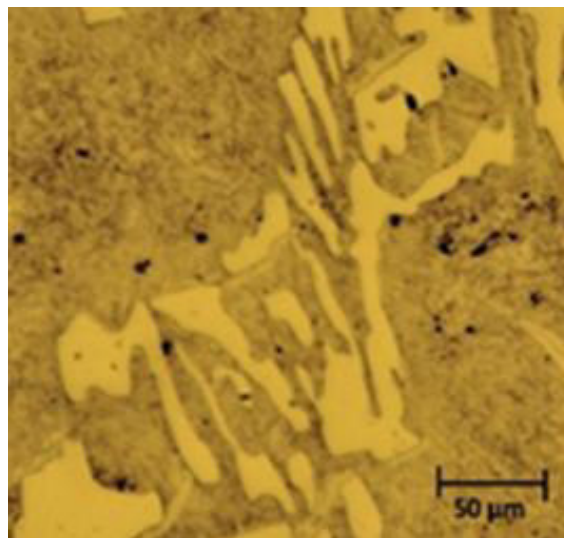
Gráfico 63 - Microestructura de la muestra 550-3



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 3 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos y matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios.

Gráfico 64 - Microestructura de la muestra 550-5



Fuente: Elaboración propia

- Para el tiempo de permanencia de 5 horas, se observó la presencia de carburos eutécticos y matriz martensítica con precipitación de carburos secundarios.

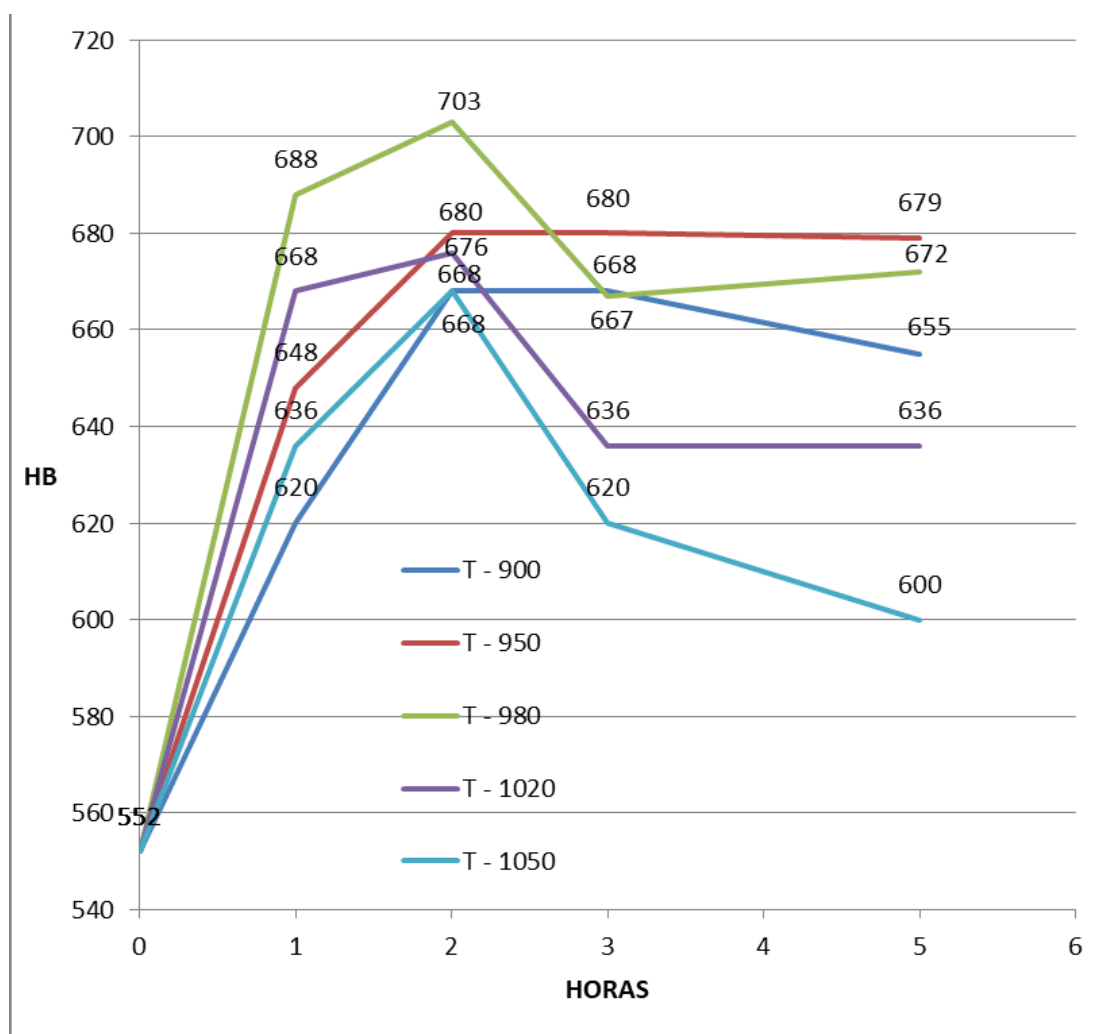
CAPITULO V

ANALISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS EXPERIMENTALES

5.1 Resultados del tratamiento térmico de desestabilización.

A continuación, se muestran los valores de durezas obtenidas de las muestras sometidas al tratamiento térmico de desestabilización para los distintos parámetros de temperaturas y tiempos de permanencia.

Gráfico 65 - Valores de dureza resultante de los tratamientos térmicos de desestabilización.



Fuente: Elaboración propia

Del grafico se observa que, para los distintos tratamientos térmicos de desestabilización realizados a las temperaturas establecidas, ocurre una variación de los valores de dureza con el transcurrir del tiempo de permanencia. Mediante un análisis comparativo entre los tratamientos realizados se podría seleccionar aquellos que promueven los mayores valores de dureza.

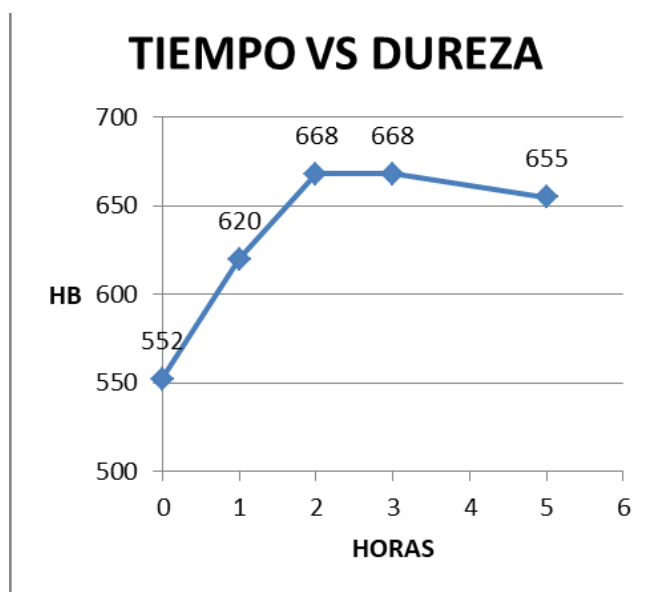
La publicación “Efecto del tratamiento térmico de desestabilización en el desgaste de hierros blancos de alto cromo” (2009), menciona que la resistencia a la abrasión de hierros fundidos de alto cromo puede ser mejorada mediante la aplicación de tratamientos térmicos específicos que favorezcan tanto la transformación de austenita en martensita, como la precipitación de carburos secundarios. [39]

Asimismo, la publicación “Modificación de las propiedades de la fundición blanca HYX2H4 con tres variantes de temple” (2016), refiere que la presencia de martensita otorga dureza y tenacidad, volviendo resistentes a las aleaciones sometidas al desgaste abrasivo, asimismo que el incremento de la dureza provee un incremento de la resistencia a la abrasión de la fundición blanca. [38]

En tal sentido la elección de los parámetros de temperatura y tiempo de permanencia de los tratamientos térmicos de desestabilización que otorguen los mejores resultados, no solo dependerá de la dureza presentada por las muestras, sino también de la microestructura que presente. Es decir, de la asociación entre dureza y microestructura que promueva el incremento de las propiedades antidesgaste.

Por tal motivo a continuación se realizará el análisis de las durezas obtenidas de las muestras, así como de las microestructuras presentes para las diferentes temperaturas y tiempos de permanencia de los tratamientos térmicos de desestabilización realizados.

Los resultados de dureza de las muestras sometidas a un tratamiento térmico de desestabilización a la temperatura de 900°C con tiempos de permanencia de 1, 2, 3 y 5 horas respectivamente, se muestran a continuación.

Gráfico 66 - Resultados de dureza para el tratamiento de 900°C

Fuente: Elaboración propia

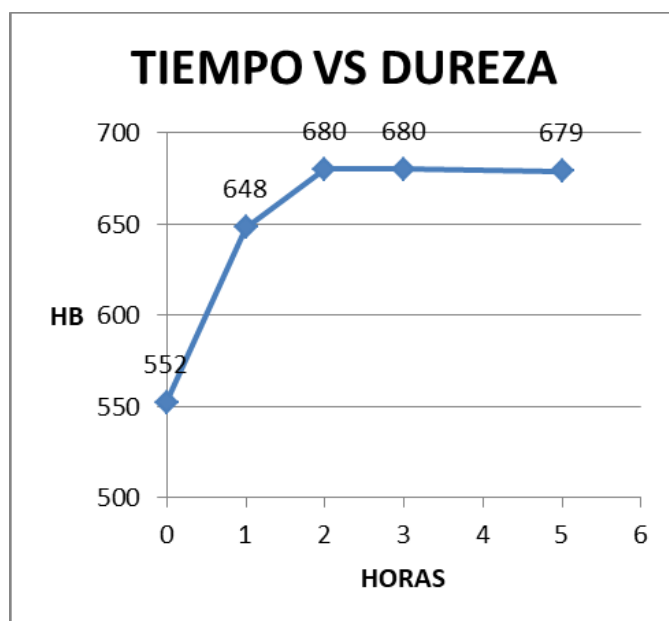
- Tal como se muestra en el gráfico la dureza parece mantenerse a partir de las 2 horas de permanencia, por lo que pareciera que una zona de la matriz hubiera alcanzado la concentración de carbono al equilibrio el (C_{eq}). Por lo que tiempos mayores de permanencia no fomentaron un incremento notorio en la dureza.
- La matriz permanece inalterada para el tratamiento con 1 hora de permanencia, con 2 horas de permanencia la desestabilización solo alcanza zonas cercanas a los carburos eutécticos y está alejada del centro de la dendrita. Por lo que la dureza experimentada está determinada por los carburos eutécticos y la matriz que otorga el soporte, pero al presentar parte de la matriz inalterada resulta inconveniente para las propiedades antiguaste abrasivo.
- Los carburos secundarios parecen precipitar primeramente en los bordes de grano para luego con el aumento del tiempo de permanencia adentrarse en la matriz. La desestabilización logra alcanzar el centro de la dendrita con 5 horas de permanencia.
- Se aprecia una redistribución de los carburos secundarios en la zona desestabilizada en el transcurrir de 2 a 3 horas de tiempo de permanencia, talvez debido a que una vez alcanzado la concentración de carbono al equilibrio el (C_{eq}) se produce una precipitación y disolución de carburos

secundarios de forma simultánea.

- La matriz permaneció inalterada para los tiempos de permanencia de 1, 2 y 3 horas, presentando grandes zonas de ausentita retenida lo que provoca debilitamiento de la matriz y resulta inconveniente si se pretende conseguir piezas con buenas propiedades antidesgaste abrasivo.
- La matriz pareciera desestabilizada completamente con un tiempo de permanencia de 5 horas, pero presentando la más baja dureza.

Los resultados de dureza de las muestras sometidas a un tratamiento térmico de desestabilización a la temperatura de 950°C con tiempos de permanencia de 1, 2, 3 y 5 horas respectivamente, se muestran a continuación.

Gráfico 67 - Resultados de dureza para el tratamiento de 950°C



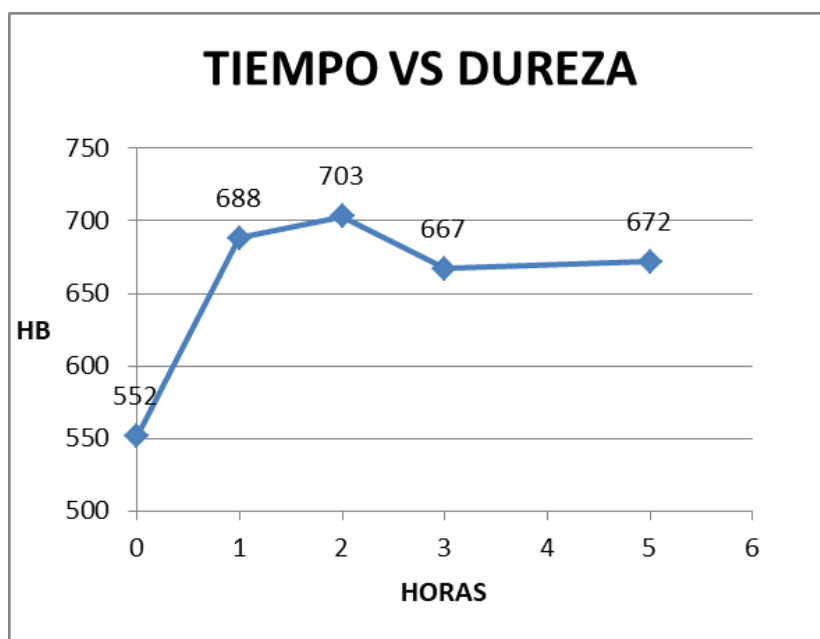
Fuente: Elaboración propia

- La dureza parece mantenerse a partir de las 2 horas de permanencia, por lo que pareciera que una zona de la matriz hubiera alcanzado la concentración de carbono al equilibrio el (C_{eq}). Por lo que tiempos mayores de permanencia no fomentaron un incremento notorio en la dureza.
- La dureza obtenida utilizando la temperatura de 950°C es superior a las obtenidas con 900°C debido a que el valor de la concentración de carbono al equilibrio el (C_{eq}) es mayor a temperaturas altas, otorgando alto

contenido de carbono a la martensita transformada.

- La matriz permanece inalterada para el tratamiento con 1 hora de permanencia, con 2 horas de permanencia la desestabilización solo alcanza zonas cercanas a los carburos eutécticos y está alejada del centro de la dendrita. Por lo que la dureza experimentada está determinada por los carburos eutécticos y la matriz que otorga el soporte, pero al presentar parte de la matriz inalterada resulta inconveniente para las propiedades antidesgaste abrasivo.
- Los carburos secundarios parecen precipitar primeramente en los bordes de grano para luego con el aumento del tiempo de permanencia adentrarse en la matriz. La desestabilización alcanza el centro de la dendrita con 3 y 5 horas de permanencia, es decir en menor tiempo que el tratamiento de desestabilización de 900°C. Debido a que el crecimiento de carburos viene asociado con una energía de activación la cual es complacida eficientemente por temperaturas más altas.
- Se aprecia una redistribución de los carburos secundarios en la zona desestabilizada en el transcurrir de 2 a 3 horas de tiempo de permanencia, talvez debido a que una vez alcanzado la concentración de carbono al equilibrio el (C_{eq}) se produce una precipitación y disolución de carburos secundarios de forma simultánea.
- La matriz permaneció inalterada para los tiempos de permanencia de 1 y 2 horas, presentando grandes zonas de ausentita retenida lo que provoca debilitamiento de la matriz lo que resulta inconveniente si se pretende conseguir piezas con buenas propiedades antidesgaste abrasivo.
- La matriz pareciera desestabilizada completamente para los tiempos de permanencia de 3 y 5 horas.

Los resultados de dureza de las muestras sometidas a un tratamiento térmico de desestabilización a la temperatura de 980°C con tiempos de permanencia de 1, 2, 3 y 5 horas respectivamente, se muestran a continuación.

Gráfico 68 - Resultados de dureza para el tratamiento de 980°C

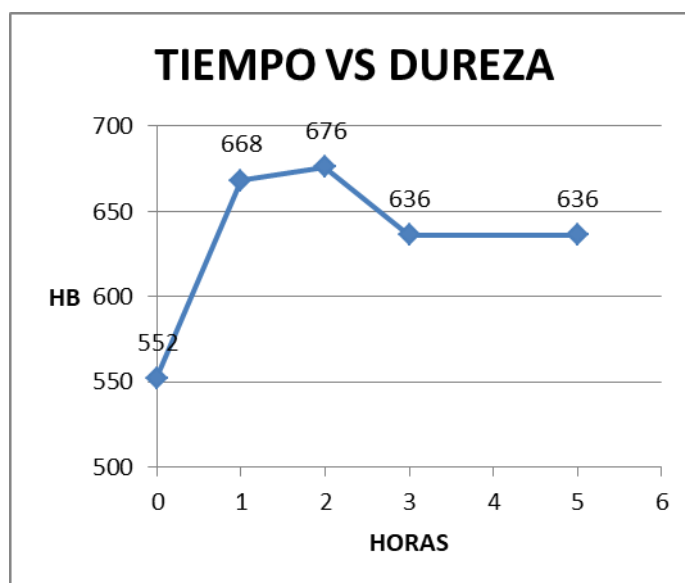
Fuente: Elaboración propia

- Las muestras parecen haber alcanzado la concentración de carbono al equilibrio el (C_{eq}) con tiempos de permanencia de 3 y 5 horas, las durezas obtenidas con estos tiempos son menores que las durezas de las muestras tratadas con la temperatura de 950°C para los mismos tiempos de permanencia, aun cuando temperaturas mayores promueven una concentración de carbono al equilibrio (C_{eq}) más alto, por lo que la dureza obtenida en el tratamiento a 980°C parece depender del contenido de austenita retenida y no del contenido de carbón en la martensita.
- La matriz parece permanecer inalterada para el tratamiento con 1 hora de permanencia y con 2 horas de permanencia una gran parte de la matriz no se encuentra desestabilizada. Por lo que estos tratamientos son inconvenientes de realizar debido al gran contenido de austenita retenida que se encuentra en la matriz y que favorece el mecanismo de microzanjado, por otra parte, la excesiva dureza conlleva a la fragilidad que fomenta el mecanismo de abrasión por microcorte.
- La muestra con 2 horas de permanencia presento la más alta dureza (703 HBW) debido a que presenta una gran cantidad de austenita retenida asociada con martensita saturada de carbón.

- La matriz parece haber sido desestabilizada completamente para los tiempos de permanencia de 3 y 5 horas.

Los resultados de dureza de las muestras sometidas a un tratamiento térmico de desestabilización a la temperatura de 1020°C con tiempos de permanencia de 1, 2, 3 y 5 horas respectivamente, se muestran a continuación.

Gráfico 69 - Resultados de dureza para el tratamiento de 1020°C



Fuente: Elaboración propia

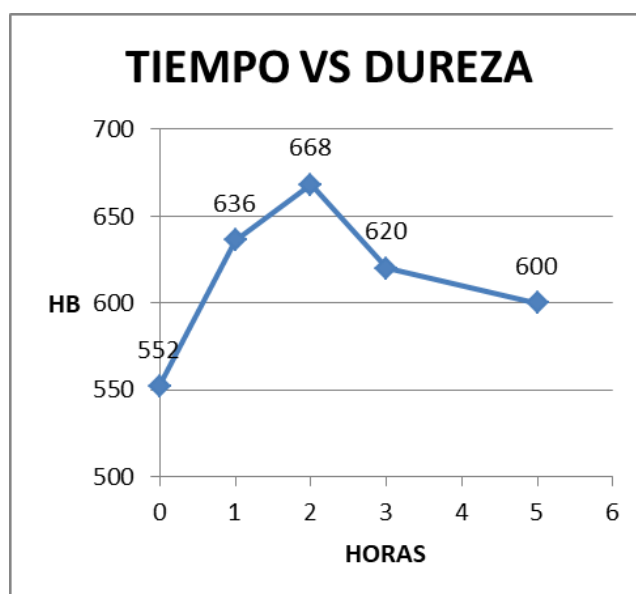
- Las microestructuras y dureza parecen indicar que se ha alcanzado la concentración de carbono al equilibrio el (C_{eq}) con tiempos de permanencia de 3 y 5 horas.
- Las durezas de las muestras tratadas con tiempos de permanencia de 1 y 2 horas son superiores a las muestras que alcanzaron la concentración de carbono al equilibrio (C_{eq}). Esto debido a la formación de martensita con alto contenido de carbón y que viene asociado con altas cantidades de austenita retenida formada en la matriz. Lo cual resulta inconveniente ya que promueve el desgaste de la superficie por microzanjado.
- La desestabilización se desarrolló uniformemente a lo largo de toda la dendrita, excepto para el tratamiento con 1 hora de permanencia, esto debido a que las temperaturas elevadas conllevan a alcanzar al equilibrio

más lentamente.

- Salvo la muestra con 1 y 3 horas de permanencia, las demás muestras presentaron austenita estabilizada en la zona cercana a los carburos eutécticos, producto de la disolución parcial de carburos eutécticos.
- La matriz parece haber sido desestabilizada completamente con un tiempo de permanencia de 3 horas, presentando una dureza aceptable.

Los resultados de dureza de las muestras sometidas a un tratamiento térmico de desestabilización a la temperatura de 1050°C con tiempos de permanencia de 1, 2, 3 y 5 horas respectivamente, se muestran a continuación.

Gráfico 70 - Resultados de dureza para el tratamiento de 1050°C



Fuente: Elaboración propia

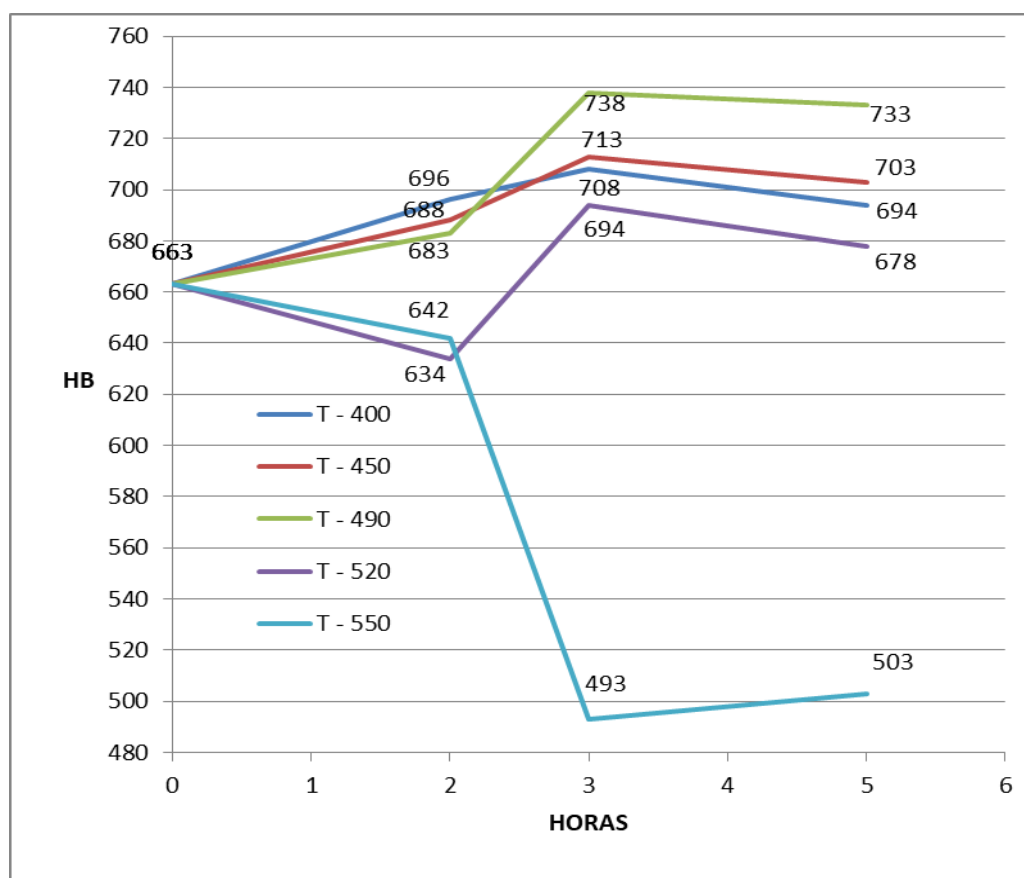
- Las microestructuras y dureza parecen indicar que se ha alcanzado la concentración de carbono al equilibrio el (Ceq) con tiempos de permanencia de 3 y 5 horas.
- Las durezas de las muestras tratadas con tiempos de permanencia de 1 y 2 horas son superiores a las muestras que alcanzaron la concentración de carbono al equilibrio (Ceq). Esto debido a la formación de martensita con alto contenido de carbón y que viene asociado con altas cantidades de austenita retenida formada en la matriz. Lo cual resulta inconveniente ya que promueve el desgaste de la superficie por microzanjado.

- La desestabilización se desarrolló uniformemente a lo largo de toda la dendrita, excepto para el tratamiento con 1 hora de permanencia donde la matriz permaneció inalterada, esto debido a que las temperaturas elevadas conllevan a alcanzar al equilibrio más lentamente.
- Salvo la muestra con 1 y 3 horas de permanencia, las demás muestras presentaron austenita retenida en la zona cercana a los carburos eutécticos, producto de la disolución parcial de carburos eutécticos.
- La matriz parece haber sido desestabilizada completamente con un tiempo de permanencia de 3 horas, pero presenta una baja dureza.

5.2 Resultados del Tratamiento térmico subcrítico

A continuación, se muestran los valores de durezas obtenidas de las muestras sometidas al tratamiento térmico subcrítico para los distintos parámetros de temperaturas y tiempos de permanencia.

Gráfico 71 - Dureza resultante de los tratamientos realizados.



Fuente: Elaboración propia.

Se observa del grafico que para los tratamientos térmicos subcríticos realizados a una determinada temperatura se logra apreciar la variación de los valores de dureza con el transcurrir del tiempo de permanencia, asimismo mediante un análisis comparativo entre los tratamientos realizados se puede seleccionar aquellos que promueven los mayores valores de dureza.

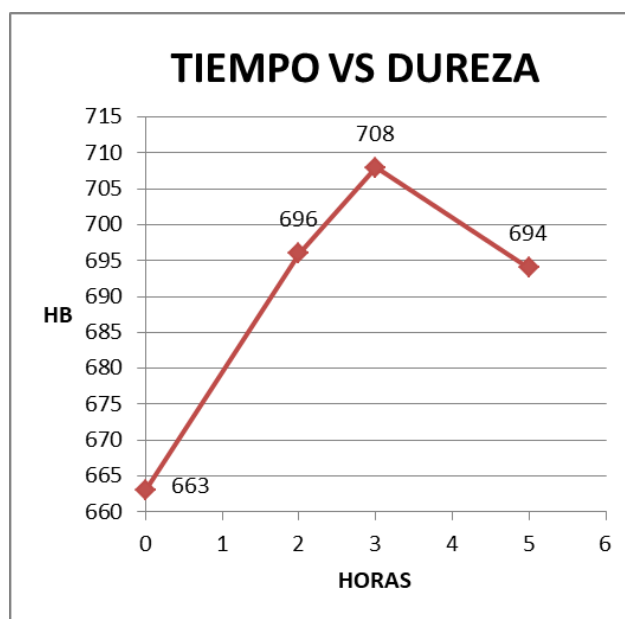
En la publicación titulada “Mejoramiento de la resistencia al desgaste abrasivo de la fundición de alto cromo ASTM A-532 a través de ciclos de tratamiento térmico” (2016), refiere que la mejor combinación de dureza y resistencia al desgaste, se encontró en las muestras enfriadas al aire, debido al porcentaje de austenita retenida y a la mesurada precipitación de carburos de cromo. [40]

En el mismo sentido la publicación “Comportamiento de cuerpos molidores en condiciones de abrasión y corrosión para lechada de piedra caliza” (2010), refiere que al incrementar la dureza de estos materiales se reduce el desgaste en molienda húmeda.[41]

Por tal motivo, la elección de los parámetros de temperatura y tiempos de permanencia de los tratamientos térmicos subcríticos, que otorguen los mejores resultados, no solo dependerá de la dureza presentada por las muestras, sino que también de las microestructuras presentes. Es decir, de la asociación entre dureza y microestructura que promueva el incremento de las propiedades antidesgaste.

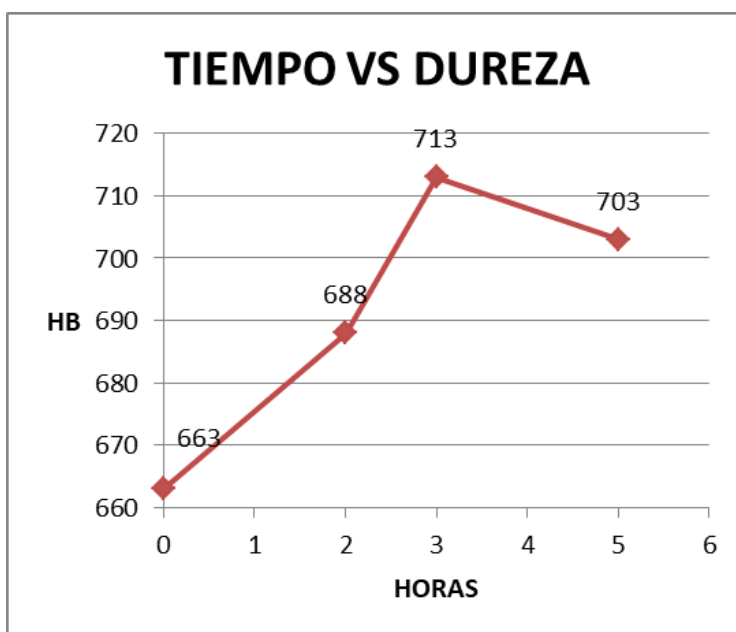
Por tal motivo a continuación se realizará el análisis de las durezas obtenidas de las muestras, así como de las microestructuras presentes para las diferentes temperaturas y tiempos de permanencia de los tratamientos térmicos de desestabilización realizados.

Los resultados de dureza de las muestras sometidas a un tratamiento térmico subcrítico a la temperatura de 400°C con tiempos de permanencia de 2, 3 y 5 horas respectivamente, se muestran a continuación.

Gráfico 72 - Resultados de dureza para el tratamiento de 400°C

Fuente: Elaboración propia

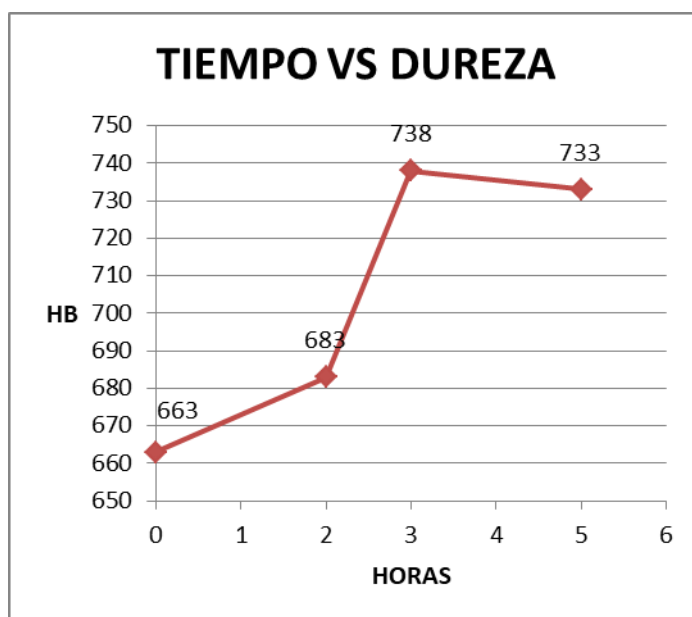
- Con los tiempos de permanencia de 2 y 3 horas se observa un incremento en la dureza de las muestras, producto de la precipitación de carburos secundarios que fomenta la transformación martensítica resultado del enfriamiento, asimismo la disminución de la misma puede ser efecto del revenido sobre la muestra que le otorga tenacidad a costa de resistencia a la deformación. Ambos procesos se realizan de forma simultánea.
- Hay que precisar que el aumento en la cantidad de martensita y el efecto del revenido no pueden ser apreciados mediante el microscopio metalográfico.
- Parece ser que para los tiempos de permanencia de 2 y 3 horas se produce tanto la precipitación de carburos secundarios y el revenido de la martensita producida durante el primer temple, para tiempos superiores solo se produce el revenido lo cual se ve reflejado en bajas durezas.
- Los resultados de dureza de las muestras sometidas a un tratamiento térmico de desestabilización a la temperatura de 450°C con tiempos de permanencia de 2, 3 y 5 horas respectivamente, se muestran a continuación.

Gráfico 73 - Resultados de dureza para el tratamiento de 450°C

Fuente: Elaboración propia

- Con los tiempos de permanencia de 2 y 3 horas se observa un incremento en la dureza de las muestras, producto de la precipitación de carburos secundarios que fomenta la transformación martensítica resultado del enfriamiento, asimismo la disminución de la misma puede ser efecto del revenido sobre la muestra que le otorga tenacidad a costa de resistencia a la deformación. Ambos procesos se realizan de forma simultánea.
- Hay que precisar que el aumento en la cantidad de martensita y el efecto del revenido no pueden ser apreciados mediante el microscopio metalográfico.
- Parece ser que para los tiempos de permanencia de 2 y 3 horas se produce tanto la precipitación de carburos secundarios y el revenido de la martensita producida durante el primer temple, para tiempos superiores solo se produce el revenido lo cual se ve reflejado en bajas durezas.

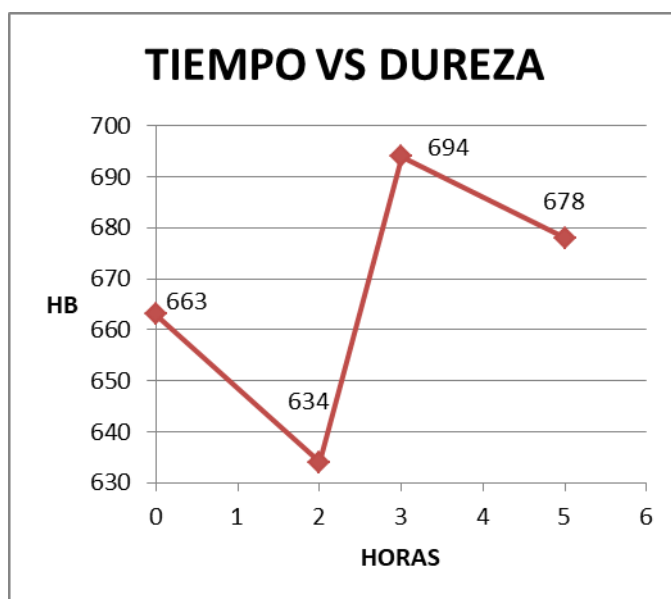
Los resultados de dureza de las muestras sometidas a un tratamiento térmico subcrítico a la temperatura de 490°C con tiempos de permanencia de 2, 3 y 5 horas respectivamente, se muestran a continuación.

Gráfico 74 - Resultados de dureza para el tratamiento de 490°C

Fuente: Elaboración propia

- Se observa un incremento de la dureza para los tiempos de permanencia de 2 y 3 horas producto de la interacción de la precipitación de carburos secundarios y el efecto del revenido sobre la martensita formada durante el primer temple.
- Las muestras parecen haber alcanzado el equilibrio después de 3 horas de permanencia, por lo que el tratamiento con 5 horas de permanencia solo produjo el revenido de la martensita originando un decrecimiento en la dureza.

Los resultados de dureza de las muestras sometidas a un tratamiento térmico subcrítico a la temperatura de 520°C con tiempos de permanencia de 2, 3 y 5 horas respectivamente, se muestran a continuación.

Gráfico 75 - Resultados de dureza para el tratamiento de 520°C

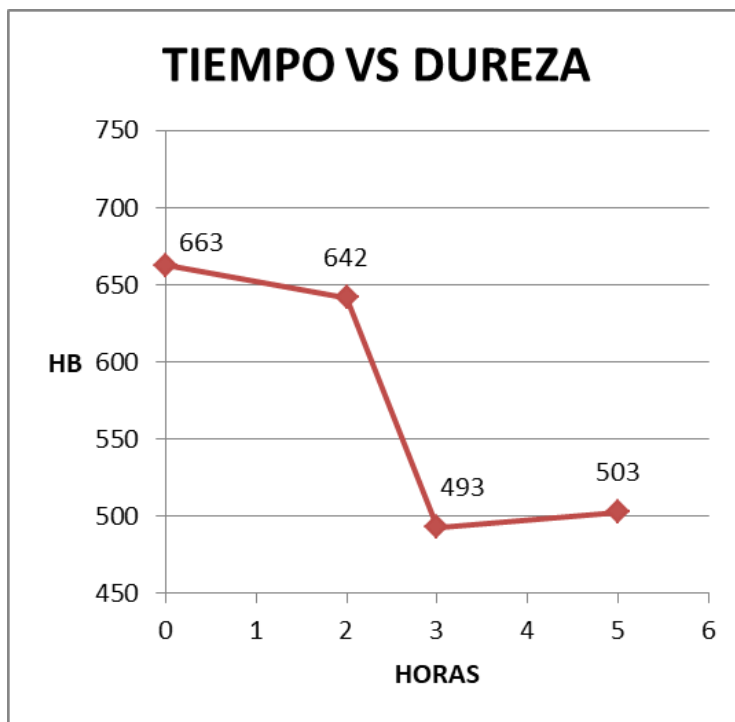
Fuente: Elaboración propia

- Se aprecia un decrecimiento de la dureza con 2 horas de permanencia por lo que se puede deducir que no se ha producido la precipitación de carburos secundarios que fomentan la formación de martensita con el posterior enfriamiento y solo se ha producido el revenido de la martensita formada durante el primer temple.
- Ocurre un incremento de la dureza para el tiempo de permanencia de 3 horas producto de la interacción de la precipitación de carburos secundarios y el efecto del revenido sobre la martensita formada durante el primer temple.
- La muestra parece haber alcanzado el equilibrio después de 3 horas de permanencia, por lo que el tratamiento con 5 horas de permanencia solo produjo el revenido de la martensita del primer temple originando un decrecimiento en la dureza.
- La dureza obtenida por efecto del revenido a esta temperatura, resulta ser menor comparada con los tratamientos subcríticos realizados a temperaturas menores, talvez debido que el efecto del revenido se hace más intenso para altas temperaturas.

Los resultados de dureza de las muestras sometidas a un tratamiento térmico

subcrítico a la temperatura de 550°C con tiempos de permanencia de 2, 3 y 5 horas respectivamente, se muestran a continuación.

Gráfico 76 - Resultados de dureza para el tratamiento de 550°C



Fuente: Elaboración propia

- Se aprecia un decrecimiento de la dureza de las muestras con 2 horas de permanencia producto del efecto de revenido sobre la martensita formada durante el primer temple, ya que no se ha producido precipitación de carburos secundarios.
- La baja dureza presentada por la muestra con los tiempos de permanencia de 3 y 5 horas, probablemente se deba a formación de perlita en la matriz. La cual sería resultado de una transformación isotérmica a la temperatura de 550°C de la austenita retenida producida después del primer temple.
- El contenido de molibdeno en la aleación parece haber sido insuficiente para favorecer la precipitación de carburos y evitar la transformación perlítica.
- Este tratamiento resulta ser inconveniente para lograr el incremento de las propiedades antidesgaste.

CONCLUSIONES

1. En los hierros blancos ASTM A532 IIB, la dureza está asociada con la resistencia a la abrasión. La microestructura con matriz martensítica otorga mejores resultados de resistencia a la abrasión que la austenítica, ya que proporciona un soporte extra a los carburos eutécticos, que cumplen la función de resistir la tensión generada por la acción abrasiva.
2. El tratamiento de desestabilización realizado a 1020°C con 3 horas de permanencia, promovió una dureza de 636 HBW y la formación de una microestructura constituida por carburos eutécticos, matriz martensítica que abarca casi toda la matriz y precipitación uniforme de carburos secundarios. Este tratamiento, pese a no propiciar la dureza más alta, presenta una microestructura que resulta ser la más adecuada para realizar un posterior tratamiento subcrítico, a fin de disminuir el porcentaje de austenita retenida y lograr un endurecimiento secundario.
3. Si bien el tratamiento de desestabilización realizado a 980°C con 3 horas de permanencia promovió la dureza más alta (703 HBW), no es conveniente de realizar, debido a la excesiva dureza que presenta, producto de la martensita saturada de carbón, la cual favorece el desgaste de la superficie por microcorte. Asimismo, la gran cantidad de austenita retenida presente en la microestructura promueve el desgaste de la superficie por microzanjado, resultando perjudicial para la propiedad antidesgaste abrasivo.
4. El tratamiento subcrítico realizado a 490°C con 3 horas de permanencia promovió la dureza más alta (738 HBW) y presentó una microestructura conformada por carburos eutécticos, matriz martensítica que abarca casi toda la matriz con precipitación de carburos secundarios. Siendo el resultado más óptimo y el que otorga las mejores propiedades antidesgaste, debido a su gran dureza y microestructuras presentes.

5. El rango de temperatura óptimo para realizar el tratamiento térmico de desestabilización a los elementos moledores fundidos en aleación ASTM A532 IIB, utilizando el diagrama metaestable de Fe-C-10%Cr (Gráfico 16), se localiza de 950°C a 1020°C, con tiempos de permanencia de 2 a 3 horas.
6. Utilizando el diagrama metaestable de Fe-C-10%Cr (Gráfico 19), el rango de temperatura óptimo para realizar el tratamiento térmico Subcrítico a los elementos moledores fundidos en aleación ASTM A532 IIB, se localiza de 400°C a 490°C, con tiempos de permanencia de 2 a 3 horas.
7. Al mejorar la propiedad antidesgaste de los elementos moledores, incrementamos la vida útil de 2 semanas de trabajo por lado a 3 semanas, disminuyendo los tiempos muertos utilizados en el montaje, incrementando así, la productividad de la industria ladrillera.
8. Al incrementar la durabilidad de los elementos moledores, se promueve la disminución de costos de producción, generando una mayor rentabilidad en la industria ladrillera.
9. Los martillos maxipig desgastados y que son reemplazados, son reutilizados como materia prima por las fundiciones en la elaboración de piezas de hierro blanco ASTM A532 IIB.

RECOMENDACIONES

- 1 Efectuar tratamientos térmicos de desestabilización utilizando temperaturas de 950°C a 1020°C y tiempos de permanencia de 2 a 3 horas promueven la formación microestructural de una matriz martensítica con carburos eutécticos, carburos secundarios y mínimas cantidades de austenita retenida que promueven valores altos de dureza, mejorando de la propiedad antidesgaste.
- 2 Los tratamientos térmicos subcríticos realizados con temperaturas de 400°C a 490°C, y tiempos de permanencia de 2 a 3 horas, promueven una formación microestructural que conllevan a valores altos de dureza, mejorando la propiedad antidesgaste.
- 3 Evitar realizar tratamientos subcríticos a microestructuras con altos contenidos de austenita retenida, ya que promueven efectos negativos sobre la propiedad antidesgaste.
- 4 Proseguir con las investigaciones que aborden sobre el efecto de la temperatura y tiempos de permanencia utilizados en los tratamientos térmicos de los hierros blancos ASTM A532 IIB y su implicancia con las propiedades antidesgate.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

1. Belzunce F. J. (2001). Aceros y fundiciones: estructuras, transformaciones, tratamientos térmicos y aplicaciones. Universidad de Oviedo.
2. Barreiro, J. A. (1963). Fundiciones. Madrid: Dossat.
3. Valencia, A.(2002). Transformaciones de Fase en Metalurgia, Universidad de Antioquia.
4. Askeland, D. R. (1998). Ciencia e Ingeniería de los Materiales. International ThomsonEditores.
5. Madero Ortiz Johan Smik. (2016) Estudio tribológico de aleaciones antidesgaste, universidad distrital Francisco José de Caldas, facultad tecnológica tecnología en mecánica Bogotá.
6. Romero Orrego Eric Leonardo (2018), Análisis de la resistencia al desgaste por abrasión e impacto de fundiciones blancas de alta aleación UNIV Concepción, Diciembre de 2018.
7. Mendizábal Alcántara David Joseph.(2019).Estudio al “efecto del tratamiento térmico de desestabilización y sub - crítico sobre la microestructura y dureza de un hierro de alto cromo ASTM A532 IIB” cd MX.
8. Petty, E.R.(1968). Physical Metallurgy of Engineering Materials. George Allen and Unwin, Ltd. Londres, pp. 109.
9. Wang K., Li D.(2018), Formation of core (M₇C₃)-shell (M₂₃C₆) structured carbides in white cast irons: A thermo-kinetic analysis. Computational Materials Science, pp. 154, 111–121.
10. Bedolla-Jacuinde, Hernandez B., Béjar-Gomez L.(2005), SEM study on the M₇C₃ carbide nucleation during eutectic solidification of high-chromium white irons, Wear 50 (4–76), pp 53-59.
11. Tabrett C. P., Sare I. R.(1997), The effect of heat treatment on the abrasion resistance of alloy white irons, Wear 206–219,pp. 203-204.
12. Powell, G. L. F., Carlson, R. A., & Randle, V. (1994), The morphology and microtexture of M₇C₃ carbides in Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-Si alloys of near eutectic composition. Journal of Materials Science, 29(18),pp. 4889–4896.

13. Laird, G.(1993), Some Comments on White Cast Iron Microstructures and Wear Properties, Transactions of the AFS, 101, pp. 497-504.
14. Gundlach R. B.(1974), Microstructure, Hardness and Abrasion Resistance of As-Cast 17.5% Chromium White Irons, Transactions of the AFS, 82,pp. 309-316.
15. Ishida K.(1995), Calculation of the effect of alloying elements on the MS temperature in steels, Journal of Alloys and Compounds, 220,pp. 126-131.
16. Pearce, J. T. H., Elwell D. W. J.(1986), Duplex nature of eutectic carbides in heat treated 30% chromium cast iron, Journal of Materials Science Letters, 5,pp.1063-1064.
17. George V. V.(2009), Ltd. LakeBluff Ill, Martensite and Retained Austenite, Industrial Heating. The International Journal of Thermal Technology.
18. George Krauss (1999), Martensite in steel: strength and structure, Materials Science and Engineering A273-275, ,Colorado School of Mines, Golden, CO 80401, USA., pp 40-57.
19. Sare I. R., Arnold B. K.(1989), Gouging Abrasion of Wear-Resistant Alloy White Cast Irons, Wear, 131,pp. 15-37.
20. Bee J. V., Powell G. L. F., Bednardsz B. A.(1994), Substructure within the Austenitic Matrix of High Chromium White Irons, Scripta Metalurgica et Materialia, 31, pp. 1735-1736.
21. Maratray F.(1977), Poulalion A., The retention of austenite its control and its transformation in high carbon - high chromium ferrous alloys (Contribution to the study of the hardness of martensitic structures), Climax Molybdenum Publication No.M-399.
22. Zum Gahr K. H., Scholz W. G.(1980), Fracture Toughness of White Cast Irons, Journal of Metals, 32, 10,pp. 38-44.
23. Maratray F., Poulalion A.(1982), Austenite Retention in High-Chromium White Irons, Transactions of the AFS, 90, pp. 795-804.
24. Durman R. W.(1976),The application of alloyed white cast irons in crushing, grinding and materials handling processes, The British Foundryman, 69, pp.141-149.
25. Trzaska J., Dobrzański L. A.(2007), Modelling of CCT diagrams for engineering and constructional steels, Journal of Materials Processing Technology, pp. 192-193.

26. Norman T. E.(1985), Abrasion-Resistant Refrigeration-Hardenable Ferrous Alloy, US Patent No. 4547221.
27. Rozhkova E. V., Ivanova M. Y.(1988), Processes occurring during the tempering of wear- resistant cast irons, *Metals Science and Heat Treatment*, 29,pp. 519-522.
28. Parks J. L.(1978), Characteristics of As-Cast and Sub critically Heat-Treated High-Chromium-Molybdenum White Irons for Thick-Section Castings, *Transactions of the AFS*, 86, pp. 93-102.
29. Dodd J., Gundlach R.B., Morton P. A.(1981), The Metallurgy of High Hardness Chromium-Molybdenum and Vanadium-Molybdenum Rolling Mill Rolls, *ATME*, pp. 475-503.
30. Laird G.(1991), Microstructures of Ni-Hard I, Ni-Hard IV and high-Cr white cast irons, *AFS Trans.* 99,pp. 339–357.
31. Powell G. L. F., Laird G.(1992), Structure, nucleation, growth and morphology of secondary carbides in high chromium and Cr-Ni white irons, *Journal of Materials Science*, 27,pp. 29-35.
32. Fairhurst W., Rohrig K.(1974), Abrasion-resistant High-chromium White Cast Irons, *Foundry Trade Journal*, 136,pp. 685-698.
33. Choque Mendiguri, Leoncio.(2017) , “Proceso para la fabricación de hierro blanco de alto cromo aplicado a la industria del desgaste abrasivo”, informe técnico para optar el título profesional de ingeniero metalurgista Universidad Nacional de San Agustín, Arequipa – Perú..
34. Castro Guillermo (2009), Fundiciones, universidad de Buenos Aires - Argentina.
35. Montoya Alzate Sara (2018), Efecto de los factores de diseño en el cálculo de sistemas de llenado y alimentación sobre la calidad de dos componentes fundidos en arena, Universidad de Envigado.
36. Amaya Álvarez Marly (2018), Fabricación y caracterización microestructural de un hierro blanco aleado con Cr-V-Ti para aplicaciones de desgaste.”universidad libre de Colombia- Bogotá.
37. Zum Gahr K. H., Modeling of two-body abrasive wear. *Wear*, 124(1), 87-103. Institute of materials technology, University of Siegen, D-5900 Siegen (F.R.G), accepted January 14, 1988.
38. Nuñez Jiménez Antonio , Modificación de las propiedades de la fundición blanca HYX2H4 con tres variantes de temple, Instituto Superior Minero Metalúrgico, Moa-Cuba, aceptado 2016.

39. Morales Iván, Hormaza Wilson, Méndez Luis, Efecto del tratamiento térmico de desestabilización en el desgaste de hierros blancos de alto cromo, Facultad de ingeniería, universidad de los Andes, Bogotá-Colombia, aceptado 1 de Noviembre 2009.
40. Higuera-Cobos, Oscar Fabián, Dumitru, Florina-Diana, Mesa-Grajales, Dairo Hernán, Mejoramiento de la resistencia al desgaste abrasivo de la fundición al alto cromo ASTM A-532 a través de ciclos de tratamiento térmico, Universidad Pedagógica y Tecnológica de Colombia, aceptado 2016.
41. Vega Manuel, Comportamiento de cuerpos molidores en condiciones de abrasión y corrosión para lechada de piedra caliza, Universidad de Montevideo-Uruguay, aceptado Setiembre 2010.

ANEXOS

APORTE DE LA INVESTIGACIÓN EN LA INDUSTRIA LADRILLERA.

- Proceso de producción utilizando las piezas fundidas tratadas térmicamente con rangos de temperatura y tiempos de permanencia utilizados convencionalmente.

MOLINOS MAXIPIG (UNIDAD)	2
MARTILLOS UTILIZADOS POR MOLINO MAXIPIG (UNIDAD)	16
DURABILIDAD DE MARTILLO POR LADO DE TRABAJO (SEMANAS)	2
DURABILIDAD DE MARTILLO POR 2 LADOS DE TRABAJO (SEMANAS)	4
MARTILLOS UTILIZADOS ANUALMENTE (UNIDADES)	384
COSTO DE MARTILLOS POR UNIDAD (SOLES)	600
COSTO TOTAL DE MARTILLOS UTILIZADOS ANUALMENTE (SOLES)	230400

MONTAJES DE MARTILLOS REALIZADOS ANUALMENTE (UNIDAD)	12
TIEMPOS MUERTOS DE PRODUCCIÓN UTILIZADOS PARA EL MONTAJE (HORAS)	4
TOTAL ANUAL DE TIEMPOS MUERTOS DE PRODUCCIÓN UTILIZADOS PARA EL MONTAJE (HORAS)	48

- Proceso de producción utilizando las piezas fundidas tratadas térmicamente con los rangos de temperatura y tiempos de permanencia desprendidos de esta investigación.

MOLINOS MAXIPIG (UNIDAD)	2
MARTILLOS UTILIZADOS POR MOLINO MAXIPIG (UNIDAD)	16
DURABILIDAD DE MARTILLO POR LADO DE TRABAJO (SEMANAS)	3
DURABILIDAD DE MARTILLO POR 2 LADOS DE TRABAJO (SEMANAS)	6
MARTILLOS UTILIZADOS ANUALMENTE (UNIDADES)	256
COSTO DE MARTILLOS POR UNIDAD (SOLES)	600
COSTO TOTAL DE MARTILLOS UTILIZADOS ANUALMENTE (SOLES)	153600

MONTAJES DE MARTILLOS REALIZADOS ANUALMENTE (UNIDAD)	8
TIEMPOS MUERTOS DE PRODUCCIÓN UTILIZADOS PARA EL MONTAJE (HORAS)	4
TOTAL ANUAL DE TIEMPOS MUERTOS DE PRODUCCIÓN UTILIZADOS PARA EL MONTAJE (HORAS)	32

APORTE EN LA DISMINUCIÓN DE COSTOS DE PRODUCCIÓN

AHORRO EN COMPRA DE MARTILLOS MAXIPIG (SOLES)	76800
DISMINUCION ANUAL DE TIEMPOS MUERTOS DE PRODUCCIÓN (HORAS)	16

Los resultados demuestran que la presente investigación promueve un incremento en la vida útil de los martillos maxipig, de 2 semanas por lado de trabajo a 3 semanas, disminuyendo los tiempos muertos utilizados en el montaje de 48 horas a 32 horas anuales, incrementando la productividad de la industria ladrillera.

Asimismo, una disminución de S/76,800 en costos de producción utilizados en la compra de martillos maxipig, generando una mayor rentabilidad en la industria ladrillera.

Cabe precisar que los martillos maxipig desgastados y que son reemplazados, son reutilizados como materia prima por las fundiciones en la elaboración de piezas de hierro blanco ASTM A532 IIB.

Molino maxi pig utilizado en el proceso de molienda de la industria ladrillera.



Molinos maxi pig en plena operación en la planta ladrillera.



Proceso de recambio de martillos de molino maxi pig en la planta ladrillera.



Montaje de martillos y su ubicación dentro del molino maxi pig.



Martillos montados dentro del molino maxi pig en la planta ladrillera.

