



Caracterización de una fundición blanca del tipo ASTM A 532 clase III tipo A

Characterization of a white cast iron of the ASTM A 532 class III type A type

Tomás Fernández-Columbié^{1,*}, Alberto J. Rodríguez-Piñeiro^{II}, Ledennis Suárez-Torres^I,
Elís Efraín Guzmán-Romero^I

I. Universidad de Moa. Departamento de Mecánica. Facultad de Metalurgia Electromecánica. Moa, Holguín, Cuba.

II. Universidad Tecnológica de la Habana José Antonio Echeverría, Centro de Estudios en Ingeniería de Mantenimiento, CEIM. La Habana, Cuba.

* Autor de correspondencia: tfernandez@ismm.edu.cu

Este documento posee una [licencia Creative Commons Reconocimiento-No Comercial 4.0 internacional](#)



Recibido: 22 de junio de 2023

Aceptado: 12 de agosto de 2023

Resumen

El trabajo tuvo como objetivo caracterizar la microestructura, la dureza y las tensiones por difracción de rayos X de una fundición blanca del tipo ASTM A 532 clase III tipo A de fabricación nacional empleada en la fabricación de voluta de bomba centrífuga para el transporte de pulpa laterítica. Para la caracterización de estas propiedades se seleccionó tres probetas en bruto de colada. Se determinó que este tipo de fundición según la composición química solidifica con una red de carburo eutéctico del tipo M7C3 (Cr7C3) en formas de barras y la presencia de martensita, los cuales le atribuyen variaciones de dureza desde 645 hasta 685 HV, que le infiere

resistencia al desgaste abrasivo sin estar sometidas a altas exigencias de choque. Al analizar las tensiones residuales que se encuentran distribuidas en la aleación se determinó que es función del proceso de solidificación, las cuales incrementan el espaciado interplanar de los planos que difractan más allá del estado libre de tensiones y son localizadas alrededor de los carburos eutécticos.

Palabras claves: carburos eutécticos, pulpa laterítica, fundición blanca Ni-Hard, desgaste abrasivo.

Abstract

The objective was to characterize the microstructure, hardness and stresses by X-ray diffraction of a white cast iron the ASTM A 532 class III type A type national manufacture used in the manufacture of centrifugal pump volute for the transport of lateritic pulp. For the characterization of these properties, three raw test tubes were selected. It was determined that this type of casting according to the chemical composition solidifies with a eutectic carbide network of the M7C3 (Cr7C3) type in bar shapes and the presence martensite, which attribute hardness variations from 645 to

685 HV, which infers resistance to abrasive wear without being subjected to high shock requirements. When analyzing the residual stresses that are distributed in the alloy, it was determined that it is a function of the solidification process, which increases the interplanar spacing of the planes that diffract beyond the stress-free state and are located around the eutectic carbides.

Key words: two phases flow, Reynold's number, only bubble, train of bubble, drag coefficient, drag forces.

Cómo citar este artículo, norma Vancouver:

Fernández Columbié T, Rodríguez Piñeiro AJ, Suárez Torres L, Guzmán Romero EE. Caracterización de una fundición blanca del tipo ASTM A 532 clase III tipo A. Ingeniería Mecánica. 2023;26(3):e679.

1. Introducción

Para el transporte de fluidos en la industria del níquel, por las particularidades que presenta el mismo de ser multicomponente, se emplea la fundición blanca que, por sus características es posible exponerla a la acción simultánea de dos condiciones: abrasión y corrosión. Dentro de este tipo de fundición se encuentran las del tipo Ni-Hard, seleccionada para la fabricación de voluta de bomba.

Para un fluido que esté compuesto por agua, gases y partículas abrasivas (multicomponente) como lo es la pulpa laterítica y que para su transporte tenga una velocidad determinada trae consigo el deterioro prematuro por efecto del desgaste en partes y piezas empleadas en la industria del níquel, recurrir a aleaciones resistente a este fenómeno se convierte en una alternativa viable para garantizar el proceso.

Para caracterizar el desgaste en los hierros blancos en [1] investigaron tres hierros blancos bajo condiciones de desgaste abrasivo de tres cuerpos. Plantearon que, la resistencia al desgaste aumentó con la dureza al disminuir el tamaño de los carburos en la microestructura. Evidenciaron que, con la adición de 30 % Cr se alcanzan los mayores valores de pérdida de volumen y se lo atribuyen al tipo de matriz, y la presencia de carburos de tamaño mayor. Por otro lado, con un contenido de 25 % Cr obtuvieron los mejores resultados, lo cual es atribuido a una red de carburos mucho más refinada, que fue capaz de proteger la matriz de las partículas abrasivas, a las cuales se les hizo más difícil penetrarla y exponer los carburos. Como resultado de este comportamiento ambas fases se fueron eliminando de manera simultánea, lo que hace que el desgaste sea más lento. En relación a este trabajo se considera que la composición química de la fundición blanca de producción nacional reúna los requisitos para ser empleada en la fabricación de las volutas de la bomba centrífuga.

En cuanto a la resistencia al desgaste de estas fundiciones ha referido [2] que, está determinada por la morfología, tamaño, cantidad y distribución de los carburos M7C3; sin embargo, las formas angulares, el tamaño y cantidad excesiva de los mismos en la microestructura impacta negativamente la respuesta al desgaste del material. Por otra parte, una microestructura refinada combinada con buenas propiedades mecánicas es lo que se requiere; lo cual se logra con la adición de elementos de aleación y mediante la precipitación de carburos secundarios. Por consiguiente, bajo esta afirmación, se requiere que durante el proceso de obtención de la fundición blanca Ni-Hard se controlen los parámetros de vertido y composición química en función de lograr que esta microestructura cumpla con lo planteado por estos autores.

De acuerdo con [3] la orientación de los carburos en hierros blancos alto cromo en condiciones de desgaste abrasivo es importante y es diferente dependiendo de la orientación de ellos con respecto a la superficie y la dirección del desgaste. Reportó que, en un hierro blanco con 24,5 % Cr y 3,1 % C, cuando el eje de los carburos en forma de varillas es paralelo a la superficie de desgaste, estos hierros poseen una mayor resistencia a la abrasión que, cuando el eje a lo largo de los mismos es perpendicular a la superficie de desgaste en condiciones de alta tensión durante la abrasión, sino existe una orientación preferencial de estos con respecto a la superficie de desgaste, este material tiene una tasa de desgaste similar a la de la muestra con el eje a lo largo de los carburos orientado paralelamente a la superficie de desgaste. La limitación de este trabajo radica en el comportamiento de los carburos bajo la influencia de un fluido multicomponente como la pulpa laterítica.

En la fundición blanca Ni-Hard de producción nacional se requiere del control de los carburos eutécticos que se forman durante la solidificación, los cuales según [4] forman microestructuras en forma de redes discontinuas que mejoran tanto de la resistencia al desgaste; así como la tenacidad a la fractura y la resistencia a la fatiga térmica. Concluyen que, el alto contenido de cromo induce desventajas como baja tenacidad y poca resistencia a la fractura debido a la alta fragilidad que presentan, consecuencia del elevado porcentaje de carburos eutécticos duros.

En la industria del níquel, fundamentalmente en el proceso CARON, para el transporte de la pulpa laterítica se requiere de aleaciones que sean capaces de resistir el efecto del desgaste abrasivo que se genera por las particularidades del fluido que se transporta, por lo cual se justifica el empleo de las fundiciones blancas del tipo Ni-Hard. Con relación a esto ha sido planteado por [5] que, el tipo de matriz, forma y distribución de la fase carburo afectan la resistencia al desgaste, sin embargo, los del tipo M7C3, poseen elevada dureza por lo que contribuyen a incrementarla mediante el aumento de su fracción en volumen.

A nivel microestructural se pueden obtener varias microestructuras, cada una de ella afecta las propiedades de la fundición, que un adecuado balance de los materiales aleantes puede sustituir la realización de un tratamiento térmico posterior de la fundición, por lo que, para un medio oxidante como la pulpa, los carburos presentan buena resistencia, en la medida que se incrementa el cromo la estabilidad del carburo lo hace, dando como resultado una mejor estabilidad química y una mayor resistencia a la corrosión, expuesto en el trabajo de [6].

El trabajo tuvo como objetivo caracterizar la microestructura, la dureza y las tensiones por difracción de rayos X de una fundición blanca del tipo ASTM A 532 clase III tipo A de fabricación nacional empleada en la fabricación de voluta de bomba centrífuga para el transporte de pulpa laterítica.

2. Métodos y Materiales

El material utilizado para caracterizar la microestructura, la dureza y las tensiones por rayos x es una fundición blanca del tipo ASTM A 532 clase III tipo A (Ni-Hard) de producción nacional empleada en la fabricación de voluta de bomba centrífuga expuesta a condiciones de desgaste abrasivo.

2.1. Composición química de la aleación-Ni-Hard

En la tabla 1 se muestra la composición química de la fundición blanca, obtenida en un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230 con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón.

Tabla 1. Composición química de la fundición blanca, % en masa. Fuente: Norma ASTM A 532 clase III tipo A

Blanca alto cromo						
Carbono	Silicio	Manganeso	Cromo	Níquel	Molibdeno	Cobre
2,76	1,00	0,56	24,64	2,04	0,03	0,03

Los elementos como el Mo, Ni, Si, y Mn se encuentran presentes en la fundición blanca. El Mo se adicionó para suprimir la perlita y aumentar la templabilidad, además para la formación de carburos según reporte de [7]. Por otro lado, se controló el contenido de silicio debido a que el mismo promueve la formación de perlita y disminuye la templabilidad.

2.2. Preparación metalográfica

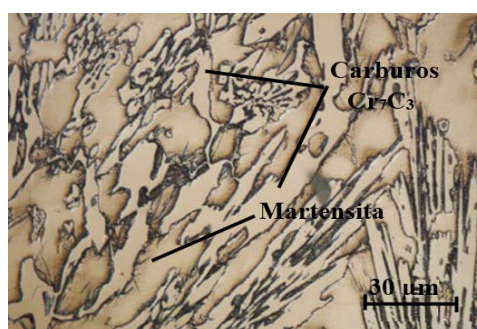
Para caracterizar la fundición blanca del tipo ASTM A 532 clase III tipo A se seleccionó tres probetas obtenidas del proceso de fundición, como se muestra en la figura 1. Las operaciones que se realizaron para la preparación metalográfica fueron: corte, desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico.

**Fig. 1.** Probetas obtenidas producto del moldeo. Fuente: autores

El corte, con dimensiones de 30 x 15 x 10 mm se realizó en una cortadora del tipo EchoRD, con mecanismo de disco refrigerado para evitar el calentamiento y no generar cambios en su microestructura. El desbaste consistió en obtener una superficie plana y semipulida. El pulido se realizó, variando la granulometría de las lijas, desde la más gruesa a la más fina, se empleó óxido de cromo añadida sobre discos provistos de paños. Una vez pulida se lavaron con agua destilada, se secaron con papel de filtro y finalmente se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono para evitar vestigio de grasa y pastas de pulir. Se empleó las técnicas de ataque químico y manual por inmersión. El de inmersión, se realizó durante cinco segundos con el reactivo Villela (5 ml HCl, 1 g de ácido pícrico y 100 ml etanol) por tiempos entre 3 y 6 segundos para revelar la microestructura.

2.3. Microestructura patrón de la fundición

Para la observación de las microestructuras se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM – 100. El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón como se muestra en la figura 1 de la aleación fundida.

**Fig. 2.** Muestra patrón de una fundición blanca. Fuente: autores

Su elevada respuesta tribológica deriva de su microestructura, compuesta de una alta fracción de volumen de carburos eutéticos del tipo M_7C_3 . Se observa que, la estructura está compuesta por carburos eutéticos del tipo Cr_7C_3 y segregaciones que se forman durante el proceso de solidificación. Consta de cementita primaria (zona clara) rodeada de martensita. La mayor parte del carbono se halla formando carburo de hierro o cementita. Estos microconstituyentes la convierten en duras, poco dúctiles, no maquinables y con gran resistencia al desgaste y la abrasión.

Para la medición de la microdureza se utilizó un durómetro modelo HTU 200 BVR D. Se efectuaron tres mediciones en diferentes lugares (centro, borde y entre centro y borde), las que se promediaron, la carga aplicada fue de 0,49 N; en un tiempo de 15 s. El indentador empleado fue el de pirámide de diamante, con un ángulo de 136° .

Para la medición de las tensiones se utilizó un difractómetro del tipo X Port³ Powder. La radiación fue la Ka del Cu con longitud de onda de 1,54058 Å (0,154058 nm), a 45 kV y 40 mA, con un monocromador secundario

curvado de grafito. El rango angular de barrido fue desde 20° hasta 139° , con un paso de 5° y 6° y un tiempo de 21 segundos. Con el ancho integral a media altura del pico de difracción a su máxima intensidad, puede conocerse la influencia en dos componentes, uno correspondiente al tamaño de partículas (d) y otro a su deformación estructural (tensiones existentes), ambas en función del ángulo de difracción (θ). Las líneas seleccionadas (Índices de Miller) fueron los planos (200), (211) y (220) de la fase austenita del acero.

3. Resultados y Discusión

3.1. Microestructura en las zonas del brazo

El proceso de solidificación tiene importancia en las características física de la fundición, pues condiciona la transformación eutectoide posterior a través de factores como las microsegregaciones, el tamaño y la morfología de los granos. Se realizó el análisis microestructural de la fundición blanca Ni-Hard 4, ASTM A 532 clase III tipo A. En la figura 3 se muestra las microestructuras de las tres probetas analizadas.

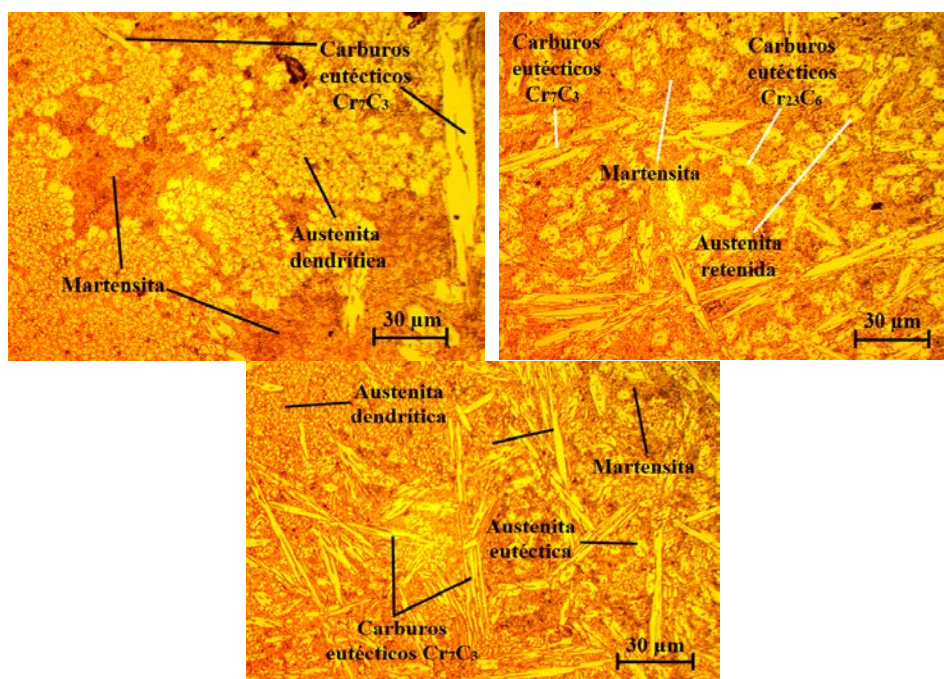


Fig. 3. Microestructuras de las muestras en bruto de colada. Fuente: autores

En la microestructura de colada, se ha obtenido una austenita aleada y con un contenido alto de carbono, templeable, que se transforma parcialmente en martensita en el enfriamiento. En la estructura, la fase predominante son la martensita y austenita, se observa la existencia de los carburos eutécticos del tipo Cr_7C_3 , especialmente de los precipitados de difícil cuantificación en virtud de su tamaño. Estos microconstituyentes garantizan un incremento en la resistencia a la abrasión por la generación de carburos de cromo en la fundición blanca ASTM A 532 clase III tipo A con alto contenido de cromo.

Por las características obtenidas se puede plantear que, es una fundición blanca del tipo hipoeutéctica que se utilizan frente al desgaste, estructuralmente está caracterizada por la presencia de cementita en proporciones en correspondencia con el contenido de carbono, lo que da lugar a su alta dureza y consecuentemente también su fragilidad, lo que crece con este contenido, al tiempo que disminuye su resistencia a tracción, resultados coincidentes con [8].

Se realizó el análisis de microdureza según los procedimientos considerados anteriormente, centro, borde y entre centro y borde de las probetas. La tabla 2 muestra los resultados obtenidos.

Tabla 2. Resultados de las durezas realizadas, en HV. Fuente: autores

Muestras	1	2	3
Muestra 1	645	648	650
Muestra 2	655	660	665
Muestra 3	670	680	685

En las tres probetas analizadas existe variación de la dureza según los microconstituyentes obtenidos en la medida que se realizó el barrido, en la No. 1 es de 647,6 HV promedio, sin embargo, en la muestra 2 se incrementa hasta un valor de 660 HV y en la 3 es de 678,3 HV. Los cambios ocurridos en las variaciones de esta propiedad, presumiblemente estén asociados a los bruscos calentamientos y enfriamientos, al contenido de los elementos de la aleación, el cromo en primer lugar, luego el carbono. La dureza de 678,3 HV la aporta el carburo

de cromo, lo que manifiesta que este microconstituyente le proporciona elevada resistencia al desgaste, según criterio de [9].

3.2. Análisis de las tensiones por difracción de rayos x

Para determinar las tensiones de primer y segundo género que caracterizó la deformación de la estructura en la fundición blanca ASTM A 532 clase III tipo A en bruto de colada, se tienen en cuenta parámetros como son: el comportamiento de las macro y microdeformaciones, el análisis de la distancia interplanar no tensionada y la tensionada, la determinación de la anchura a media altura.

Para evaluar las microdeformaciones se efectuó un barrido sobre la superficie de la muestra donde se consideró ángulo de posición 2θ para 12 ángulos de difracción, con los cuales permitiera determinar la anchura a media altura a partir de la longitud de onda, el tamaño de las partículas y el $\sin \theta$, todos estos parámetros para los índices de Miller (hkl). En la figura 4 se muestra el difractograma para la probeta 1.

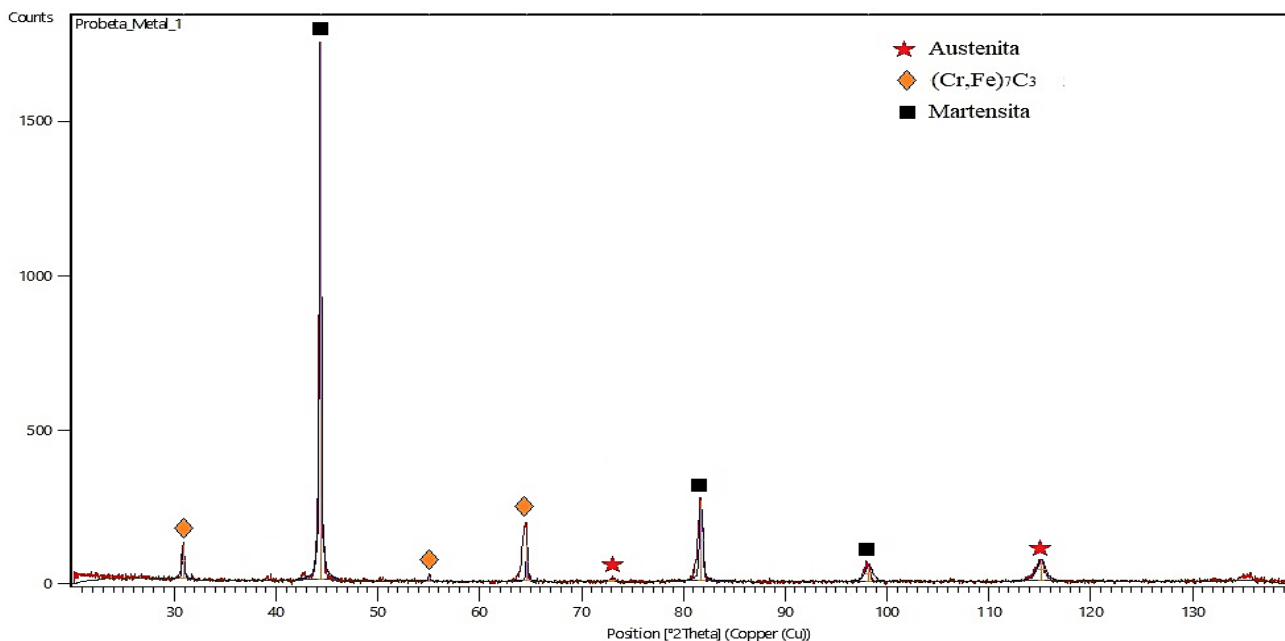


Fig. 4. Difractograma para la muestra 1. Fuente: autores

El difractograma de la probeta 1 muestra los picos de la austenita que difracta a $72,9^\circ$ y $115,1^\circ$; los de la martensita con ángulos de difracción en $44,3^\circ$; $81,7^\circ$ y $98,2^\circ$ y de los carburos del tipo M_7C_3 que difracta a $30,9^\circ$; $55,0^\circ$ y $64,6^\circ$. Para un material libre de tensiones, el valor de la distancia interplanar para una familia de planos, es independiente de sus orientaciones con respecto a la muestra, en caso contrario la variación será función de la orientación del plano respecto a la tensión, según lo han reportado [10].

En la tabla 3 se muestran los resultados obtenidos de la evaluación de las microdeformaciones en la fundición blanca en bruto de colada para la probeta 1.

Tabla 3. Resultados de las microdeformaciones para la probeta 1. Fuente: autores

Posición ($^\circ 2\theta$.)	Height (cts)	FWHM Left ($^\circ 2\theta$.)	d-spacing ($\text{\AA}$)	Intensidad Relativa (%)
30,9077	113,60	0,2244	2,89084	6,20
44,3734	1832,99	0,2448	2,03985	100,00
55,0429	17,85	0,2448	1,66702	0,97
64,6798	116,13	0,2244	1,43997	6,34
72,9315	9,57	0,6528	1,29605	0,52
81,7598	259,36	0,3672	1,17697	14,15
98,2171	48,79	0,8976	1,01898	2,66
115,1693	65,60	0,9792	0,91248	3,58

FWHM: Full Width at Half Maximum

Para diferentes posiciones del ángulo [$^\circ 2\theta$], existe un ancho integral a media altura del pico de difracción (β), lo cual modifica a su vez la distancia interplanar tensionada por la presencia de las tensiones residuales, lo cual provoca una contracción de acuerdo al módulo de Poisson, reduciendo el espaciado interplanar y como consecuencia, se produce un ligero aumento del valor del ángulo de difracción [$^\circ 2\theta$].

En la figura 5 se muestra el difractograma obtenido para la muestra 2 de la fundición blanca.

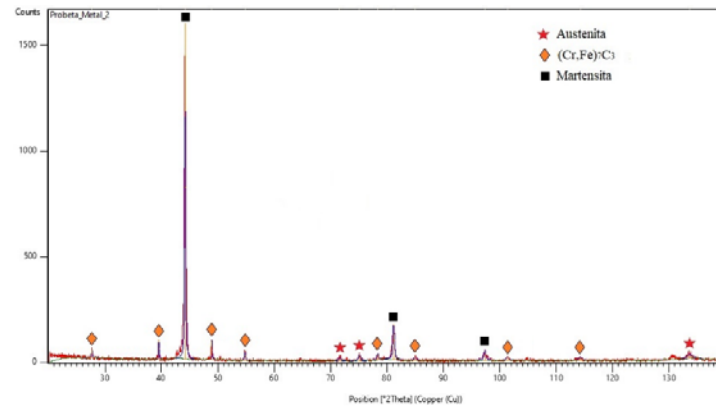


Fig. 5. Difractograma para la muestra 2. Fuente: autores

En la probeta 2 para un barrido de 14 ángulo de posición $^{\circ}2\theta$, se muestra lo picos de la austenita que difracta a $72,9^{\circ}$; $75,1^{\circ}$ y $133,6^{\circ}$, la martensita con ángulos de difracción en $44,3^{\circ}$; $81,1^{\circ}$ y $98,2^{\circ}$; de los carburos del tipo M_7C_3 , difractan a $30,9^{\circ}$; $48,9^{\circ}$; $54,8^{\circ}$; $78,3^{\circ}$; $85,0^{\circ}$; $101,3^{\circ}$ y $114,3^{\circ}$. Según los resultados, el número de posición del ángulo estuvo asociado a la formación de carburos observados en la estructura.

En la tabla 4 se muestra los resultados obtenidos de la evaluación de las microdeformaciones en la fundición blanca en bruto de colada para la probeta 2.

Tabla 4. Resultados de las microdeformaciones para la probeta 2. Fuente: autores

Posición ($^{\circ}2\theta$.)	Height (cts)	FWHM Left ($^{\circ}2\theta$.)	d-spacing (Å)	Intensidad Relativa (%)
27,7016	34,88	0,2448	3,21770	2,15
39,5510	100,31	0,1224	2,27673	6,18
44,2089	1623,39	0,2040	2,04705	100,00
48,9719	91,24	0,1632	1,85851	5,62
54,8548	41,88	0,2448	1,67229	2,58
71,5962	14,12	0,4896	1,31691	0,87
75,1031	27,21	0,5712	1,26387	1,68
78,3600	28,72	0,4080	1,21929	1,77
81,1845	180,77	0,3672	1,18385	11,14
85,0066	15,21	0,5712	1,14012	0,94
97,3744	46,88	0,4080	1,02554	2,89
101,3583	14,81	0,6528	0,99572	0,91
114,3262	12,37	0,8160	0,91679	0,76
133,6630	19,28	1,1424	0,83787	1,19

Se observa que, al ancho integral a media altura del pico de difracción (FWHM, *Full Width at Half Maximum*) y a la distancia interplanar no tensionada, le corresponden valores que difieren de la probeta 1. Las tensiones residuales presentes en la superficie hacen aumentar el espaciado interplanar de los planos que difractan más allá del estado libre de tensiones, y el ángulo de difracción disminuye, según el criterio de [10].

Los efectos que han causado las tensiones internas son del tipo microscópico y se pueden considerar como: dislocaciones, fallas de apilamiento, vacancias, gradientes de composición o de tensión, límites de granos, por los cuales ha existido variación de la distancia interplanar.

En la figura 6 se muestra el difractograma obtenido para la muestra 3 de la fundición blanca.

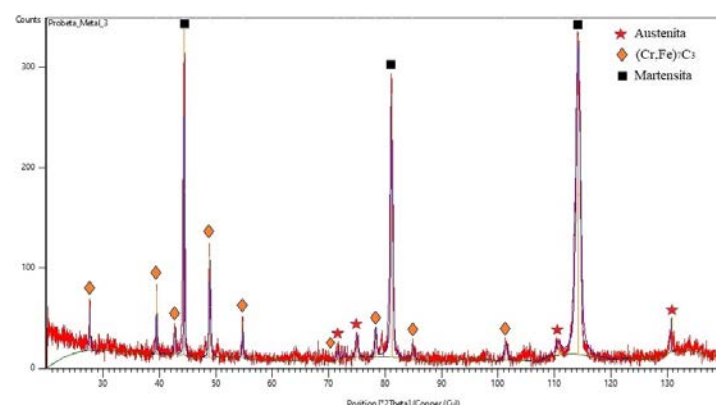


Fig. 6. Difractograma para la muestra 3. Fuente: autores

En esta probeta los picos de difracción de la austenita difractan a 72,9°; 75,0°; 110,7° y 130,7°, la martensita con ángulos de difracción a 44,4°; 81,2° y 114,2°; los carburos del tipo M_7C_3 , lo hacen a 27,6°; 39,5°; 42,7°; 48,9°; 54,7°; 71,5°; 78,3°; 84,9° y 101,3°. Estos últimos tienen como objetivo reforzar la matriz y están en correspondencia con lo observado en la estructura.

Se observa que, la altura de los picos se incrementa lo que provoca su ensanchamiento por el efecto del refinamiento de la microestructura (disminución del dominio cristalito) y por el aumento de la tensión residual (microdeformaciones). Ambos efectos están relacionados con la deformación de la red durante el proceso de solidificación de la fundición blanca ASTM A 532 clase III tipo A. Este ensanchamiento está influenciado, además por la reducción del tamaño del grano, el cual provoca un aumento de la densidad de dislocaciones, defectos de apilamiento reticular y un incremento de las tensiones residuales, expuesto también por [11].

Se determinó que, la estructura en condiciones de colada de las tres probetas está compuesta por una red de carburos eutécticos del tipo M_7C_3 en una matriz de martensita.

En la tabla 5 se muestra los resultados obtenidos de la evaluación de las microdeformaciones en la fundición blanca en bruto de colada para la probeta 3.

Tabla 5. Resultados de las microdeformaciones para la probeta 3. Fuente: autores

Posición (°2Th.)	Height (cts)	FWHM Left (°2Th.)	d-spacing (Å)	Intensidad Relativa (%)
27,6832	43,32	0,1417	3,21979	13,28
39,5185	62,91	0,1133	2,27853	19,29
42,7339	25,37	0,1700	2,11423	7,78
44,4058	326,06	0,0992	2,03844	100,00
48,9346	101,21	0,2267	1,85984	31,04
54,7989	37,47	0,1700	1,67387	11,49
71,5838	9,44	0,3400	1,31710	2,90
72,8313	8,53	0,1700	1,29759	2,62
75,0086	22,66	0,3967	1,26523	6,95
78,3396	28,61	0,2833	1,21956	8,77
81,2069	263,78	0,3117	1,18358	80,90
84,9793	13,25	0,3400	1,14041	4,06
101,3789	17,63	0,3967	0,99557	5,41
110,7368	11,55	0,6800	0,93617	3,54
114,2742	317,62	0,6233	0,91705	97,41
130,7926	36,22	0,0625	0,84722	11,11

Como puede observarse en la tabla 5, a través de los diferentes ángulos de posición, los planos de mayores incidencias lo ocupan la presencia de los carburos, donde existe un incremento de los picos de la martensita, sin embargo, es importante mencionar que, los mostrados en el patrón de difracción son agudos en vez de anchos, característicos de aleaciones que se encuentran en estado nanocristalino. Por otra parte, en la figura 6 se muestra el cambio en los parámetros de red de esta muestra con relación a la 1 y la 2.

En los estudios anteriores relacionados con las fundiciones blancas se encontró que, en los hierros blancos con alto contenido de cromo cuando la cantidad de carburos se aproximaba a un 30 %, la pérdida de masa por desgaste era la mínima; y que a medida que aumenta este porcentaje por encima del 30 %, la pérdida de masa por desgaste también lo hace considerablemente debido a que con dicho aumento disminuye la cantidad de matriz de sujeción; y conlleva a que se produzca una mayor fragmentación de los carburos, fenómeno que genera partículas altamente abrasivas que contribuyen al proceso de desgaste. Por otro lado, la obtención de una fundición de este tipo para el transporte de la pulpa laterítica se debe a que, para estas condiciones el componente en servicio está expuesto a un mayor flujo de material abrasivo y al efecto cizallante de la gravilla en el fluido, por lo que, con la caracterización de la fundición se pueden adoptar medidas que no conlleven continuamente a recambio de partes en la maquinaria.

Conclusiones

La presencia de los carburos eutécticos en la fundición blanca empleada para transportar la pulpa laterítica permiten predecir que, según las características del fluido, la misma puede estar expuesta a condiciones de desgaste abrasivo sin que en ella exista la susceptibilidad a este fenómeno a corto plazo.

Se determinó que, en cada una de las probetas analizadas, durante la solidificación se forma una red gruesa o áspera de carburos eutécticos o primarios, que le confiere a la aleación una baja resistencia a la fractura, pero que a su vez los mismos tienden a reforzar la matriz.

Las presencias de los microconstituyentes en la matriz de las probetas analizadas generan variaciones en la dureza en las diferentes zonas observadas debido al carácter heterogéneo de su microestructura por el proceso de solidificación en el molde.

Referencias

1. Stachowiak G, Stachowiak G, Celliers O. Ball-cratering abrasion tests of high-Cr white cast irons. *Tribology International*. 2005;38(12):1076-1087. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2005.07.035>
2. Li Y, Li P, Wang K, Li H, Gong M, Tong W. Microstructure and mechanical properties of a Mo alloyed high chromium cast iron after different heat treatments. *Vacuum*. 2018;156(7):59-57. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.07.013>
3. Jiang J, Li S, Yu W, Zhou Y. Microstructural characterization and abrasive wear resistance of a high chromium white iron composite reinforced with in situ formed TiC_x. *Mater. Chem. Phys.* 2019;224(12):169-174. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2018.12.019>
4. Wang K, Li D. Formation of core (M₇C₃)-shell (M₂₃C₆) structured carbides in white cast irons: A thermo-kinetic analysis. *Comput. Mater. Sci.* 2015;114(3):111-121. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2018.07.032>
5. Pranav U, Schäfer F, Mücklich F, Guitar M. Wear Induced Sub-surface Deformation Characteristics of a 26 Wt% Cr White Cast Iron Subjected to a Destabilization Heat Treatment. *Tribology Letters*. 2023;71(9):1-12. <https://doi.org/10.1007/s11249-022-01683-3>
6. Gelfi M, Pola A, Girelli L, Zacco A, Masotti M, La Vecchia G. Effect of heat treatment on microstructure and erosion resistance of white cast irons for slurry pumping applications. *Wear*. 2019;428-429(2):438-448. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.03.011>
7. Pasini W, Belléa M, Pereiraa L, do Amarala R, de Barcellosa V. Analysis of Carbides in Multi-component Cast Iron Design Based on High Entropy Alloys Concepts. *Materials Research*. 2021;24(2):1-8. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2020-0398>
8. Li P, Yang Y, Shen D, Gong M, Tian C, Tong W. Mechanical behavior and microstructure of hypereutectic high chromium cast iron: The combined effects of tungsten, manganese and molybdenum additions. *J. Mater. Res. Technol.* 2020;9(3):5735-5748. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.03.098>
9. Guitar M, Nayak U, Britz D, Mücklich F. The effect of thermal processing and chemical composition on secondary carbide precipitation and hardness in high-chromium cast irons. *Int. J. Metalcast.* 2020;14(2):755-765. <https://doi.org/10.1007/s40962-020-00407-4>
10. Gramajoa J, Gualcoa A, Svobod H. Effect of Post-Weld Heat Treatment on Microstructural Evolution and Abrasive Wear of Nanostructured Fe-Based Hardfacing. *Materials Research*. 2022;25(2):1-9. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2022-0042>
11. Quyen Hoang T, Ngoc Tran V, Viet Nguyen H, Hai Nguyen H, Ha Le T, Nam Nguyen D. Effect of Residual Stress Distribution on the Formation, Growth and Coalescence of Voids of 27Cr White Cast Iron under Impact Loading. *Materials Transactions*. 2022;63(2):170-175. <https://doi.org/10.2320/matertrans.MT-M2021161>

Conflicto de intereses

Los autores declaran que no existen conflictos de intereses

Contribución de los autores

Tomás Fernández Columbié. <https://orcid.org/0000-0003-1883-8007>

Concepción de la investigación. Participó en la búsqueda de información, en la preparación de las muestras ensayadas y obtención de datos. Trabajó en el análisis e interpretación de las microestructuras. Realizó contribuciones en el análisis e interpretación de los datos y en la revisión crítica de su contenido, redacción y aprobación del trabajo final.

Alberto J. Rodríguez Piñeiro. <https://orcid.org/0000-0002-9079-2050>

Aportó a la idea y diseño del estudio, recogida de datos y en análisis e interpretación de los mismos. Colaboró con la formulación y solución de las ecuaciones relacionadas y en la revisión crítica de su contenido, redacción y aprobación del trabajo final.

Ledennis Suárez Torres. <https://orcid.org/0000-0002-2202-2169>

Desarrolló el procesamiento de los resultados, recogida de datos, análisis e interpretación de los mismos y en la revisión crítica de su contenido, redacción y aprobación del trabajo final.

Elís Efraín Guzmán Romero. <https://orcid.org/0000-0003-4906-8009>

Participó en la preparación de las muestras ensayadas y obtención de datos. Realizó contribuciones en el análisis e interpretación de los datos y en la revisión crítica de su contenido, redacción y aprobación del trabajo final.