



## Determinación de componentes metalúrgicos de la aleación HK 40 en dientes de barrido luego del proceso de fundición

### Determination of metallurgical components of the HK 40 alloy in sweeping teeth after the casting process

Tomás Fernández-Columbié\*, Ledennis Suárez-Torres, Isnel Rodríguez-González

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

\*Autor de correspondencia: [fernandez@ismm.edu.cu](mailto:fernandez@ismm.edu.cu)

Este documento posee una [licencia Creative Commons Reconocimiento-No Comercial 4.0 internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/)



Recibido: 4 de septiembre de 2023

Aceptado: 12 de noviembre de 2023

#### Resumen

El trabajo tuvo como objetivo determinar los componentes metalúrgicos de la aleación HK 40 empleada en dientes de brazos de barrido luego del proceso de fundición. Fueron seleccionados nueve dientes, los cuales se cortaron en diferentes partes según la forma geométrica de los mismos, de ellos a tres se les realizó el comportamiento microestructural, el tamaño de granos, el por ciento de carburos, la dureza y la porosidad. Se determinó que, luego de la colada, presentan fases austenita, ferrita y carburos del tipo  $Cr_{23}C_6$ , pero con variaciones en el tamaño del grano con número de 3,5 y 5 respectivamente,

asociado al proceso de solidificación. Por otro lado, a una temperatura de 715,55 °C, correspondiente a la del sólido para los dientes, existen poros con cavidad de 26,57  $\mu m$ , donde la presencia de los mismos es atribuible a la forma geométrica de la pieza. La dureza determinada mantiene la misma tendencia en cada uno, por lo que esta propiedad, aunque existen carburos de cromo, no debe provocar su rotura.

**Palabras claves:** dientes rascadores, porosidad, refractario, carburos eutécticos, solidificación.

#### Abstract

The objective of the work was to determine the metallurgical components of the HK 40 alloy used in sweeping arm teeth after the casting process. Nine teeth were selected, which were cut into different parts according to their geometric shape, of which three had their microstructural behavior, grain size, percentage of carbides, hardness and porosity carried out. It was determined that, after casting, they present austenite, ferrite and carbide phases of the  $Cr_{23}C_6$  type, but with variations in grain size with numbers of 3.5 and 5 respectively, associated with the solidification process. On

the other hand, at a temperature of 715.55 °C, corresponding to that of the solid for the teeth, there are pores with a cavity of 26.57  $\mu m$ , where their presence is attributable to the geometric shape of the piece. The determined hardness maintains the same tendency in each one, so this property, although chromium carbides exist, should not cause them to break.

**Key words:** scraping teeth, porosity, refractory, eutectic carbides, solidification.

#### Cómo citar este artículo, norma Vancouver:

Fernández Columbié T, Suárez Torres L, Rodríguez González I. Determinación de los componentes metalúrgicos de la aleación HK 40 empleada en dientes de barrido luego del proceso de fundición. Ingeniería Mecánica. 2024;27(1):e690.

## 1. Introducción

La creciente exigencia en las propiedades de los productos terminados y en la maximización de los recursos económicos ha generado una necesidad en la industria de obtener piezas coladas de mejor calidad. Un grave problema son los defectos de contracción que ocurren durante el proceso de solidificación y posterior enfriamiento en la colada, los cuales traen aparejado el re trabajado o hasta el desecho de las piezas lo que conlleva a una pérdida de tiempo y productividad.

La aleación inoxidable austenítica ACI HK 40, de producción nacional, tiene aplicación en la industria minero metalúrgica de Cuba en la fabricación de componentes como son: tramos de ejes centrales, de brazos agitadores y de dientes rascadores para hornos de reducción del mineral laterítico, donde se requiere una atmósfera

reductora con alto contenido de CO, CO<sub>2</sub> y nitrógeno. La aleación se expone a tratamientos isotérmicos de carburización y de nitruración. En las temperaturas en que normalmente operan los hornos de 650 – 850 °C en ocasiones, hasta 1 000 °C, puede ocurrir la disociación del carbono y el nitrógeno presente en los gases [1].

Durante el enfriamiento en el molde, la primera fase en solidificar es la austenita sin formarse carburos. Esta solidifica en forma dendrítica, la última parte lo hace en eutéctica austenita-carburo, en regiones interdendríticas. Por esta forma de enfriamiento, la microestructura es de carburos primarios en una matriz austenítica [2-3]. De acuerdo con [4] en ocasiones se encuentran inclusiones de sulfuro de manganeso y la forma de los carburos primarios se presenta de forma laminar y de esqueleto, encontrándose eutécticos del tipo M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>.

Cuando el acero refractario está sujeto a esfuerzos de tensión, en este se empiezan a generar pequeñas cavidades en la microestructura conforme avanza el tiempo de operación a altas temperaturas. El problema del carburizado generalmente se manifiesta con la formación de carburos internos en la matriz, así como también en las fronteras del grano. La difusión de carbono en los aceros inoxidable promueve la formación de carburos que pueden ser de la forma M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> o M<sub>3</sub>C. La carburización causa la fragilización de la aleación y también la pérdida de propiedades mecánicas [5]

Exponen en [6] que, dependiendo de los contenidos de cromo y de níquel del material fundido, su microestructura puede resultar en una distribución predominantemente ferrítica, austenítica o de fase dual, incluyendo, además, una fina distribución de carburos y otras fases intermedias en la matriz metálica cuando se adiciona carbono al sistema. En este contexto, aceros refractarios con contenido de carbono mayor que 0,20 % exhiben la presencia de algunos carburos de hierro y cromo, del tipo M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> y M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> [7], independientemente del proceso de solubilización que haya experimentado el material; estos aumentan la resistencia mecánica del material a altas temperaturas.

La precipitación de carburos en la microestructura aumenta la resistencia mecánica a altas temperaturas, mientras que la formación de fase sigma puede resultar perjudicial en aplicaciones industriales, debido a que reduce la tenacidad y resistencia a la corrosión de las aleaciones a temperatura ambiente, así como a la termofluencia a altas temperaturas de modo creciente con el tiempo y temperatura de exposición, en su rango de formación [7, 8].

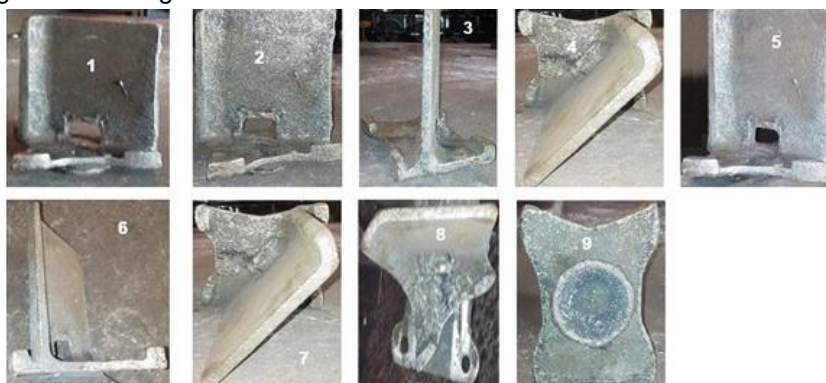
La respuesta mecánica de las aleaciones depende de factores como son la composición química, el tamaño y volumen de las fases ricas en hierro, la modificación o no del silicio y el tamaño de celda dendrítica. Tanto la porosidad como muchos de estos factores se ven modificados por las mismas variables, como es la velocidad de enfriamiento y el tiempo local de solidificación. Debido a esto es prácticamente imposible determinar con precisión la influencia específica de la porosidad sobre las propiedades mecánicas del material [9].

En [1] se obtuvo un diagrama de fases y se evaluó la evolución de las fracciones de fases sólidas durante la solidificación, en condiciones de equilibrio en los rangos de temperatura y composición correspondientes a las ventanas de precipitación de las fases obtenidas en correspondencia con las propiedades mecánicas estimadas; así como el pronóstico de la evolución de la microestructura del HK 40 al someterlo a elevadas temperaturas para prevenir la precipitación de fases secundarias indeseadas como las fases sigma (σ), concluyeron que en el mismo existe presencia de fases de carburos complejos del tipo M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.

El trabajo tuvo como objetivo determinar los componentes metalúrgicos de la aleación HK 40 empleada en dientes de barrido luego del proceso de fundición.

## 2. Métodos y Materiales

Para determinar los componentes metalúrgicos de la aleación HK 40 empleadas en dientes de barridos luego del proceso de fundición, fueron seleccionados nueve como se muestra en la figura 1, que fueron analizados en diferentes partes según su forma geométrica.



**Fig. 1.** Dientes obtenidos productos del moldeo. Fuente: autores

A los dientes se les determinó el comportamiento microestructural, el tamaño de granos, el por ciento de carburos, la dureza y la porosidad.

En la tabla 1 se muestra la composición química de la aleación HK 40, 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 aleación HK-40, % en masa. Fuente: autores

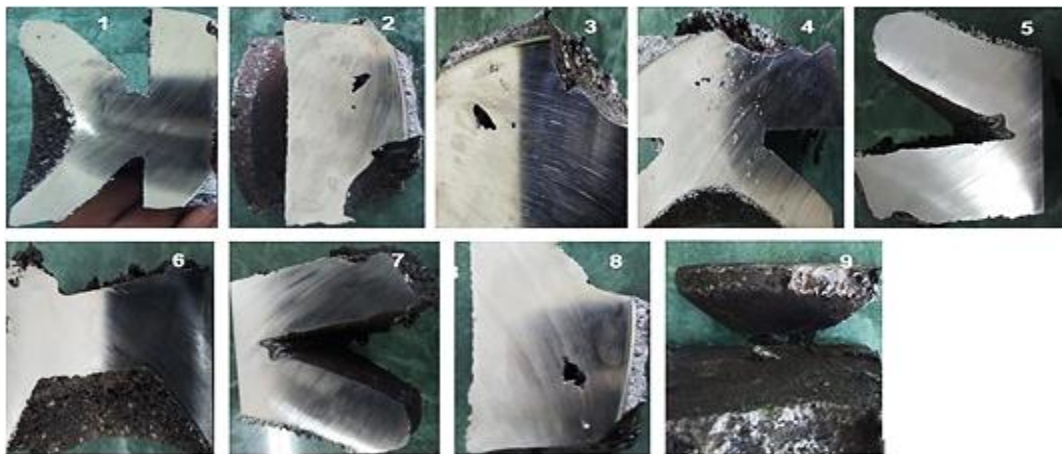
Grado	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
A 351 HK 40	0,44	0,54	0,39	0,02	0,04	24,1	0,07	19,5	0,39

En esta aleación, los elementos carbono, 0,44 % y cromo, 24,1 %, favorecen la formación de fase intermetálica sigma. El níquel (19,5 %), aporta resistencia a las altas temperaturas y a la corrosión con el control del crecimiento de grano debido a la presencia de cromo que, al tender a formar carburos, lo descompone y mantiene la estructura austenítica y aumento de la resistencia mecánica a alta temperatura.

El Cr forma una capa de cromita  $Cr_2O_3$  y el C permite estabilizar la austenita, pero su afinidad termodinámica por el Cr, tiende a formar carburos, esto hace que las propiedades mecánicas y físicas además del comportamiento a la corrosión cambien.

## 2.1. Preparación metalográfica

Las operaciones que se realizaron para la preparación metalográfica fueron: corte, desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico. En la figura 2 se muestran los dientes luego del corte.

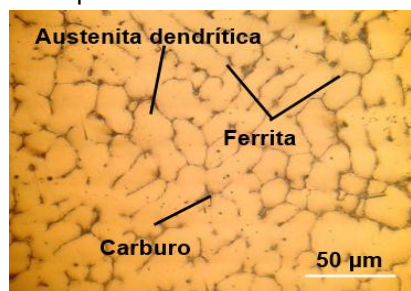


**Fig. 2.** Dientes luego del proceso de corte. Fuente: autores

El corte 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 ácido clorhídrico al 50 % (50 ml HCl; 50 ml  $H_2O$ ), este delinea la ferrita, por lo que revela sus fronteras.

## 2.2. Microestructura patrón de la fundición

Para la observación de las microestructuras se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM – 100 de fabricación china, dotado de una cámara instalada en el hardware. El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón como se muestra en la figura 3 de la aleación fundida.



**Fig. 3.** Microestructura del HK 40. Fuente: autores

Presenta una estructura austenítica en forma de collar, caracterizada por carburos alargados, preferencialmente ubicados en bordes dendríticos, rodeando a la fase austenítica y en bordes de grano con una precipitación parcial. La ferrita se encuentra ubicada también en los bordes de los granos. Este tipo de aleación es austenítica, que le proporciona resistencia a la oxidación.

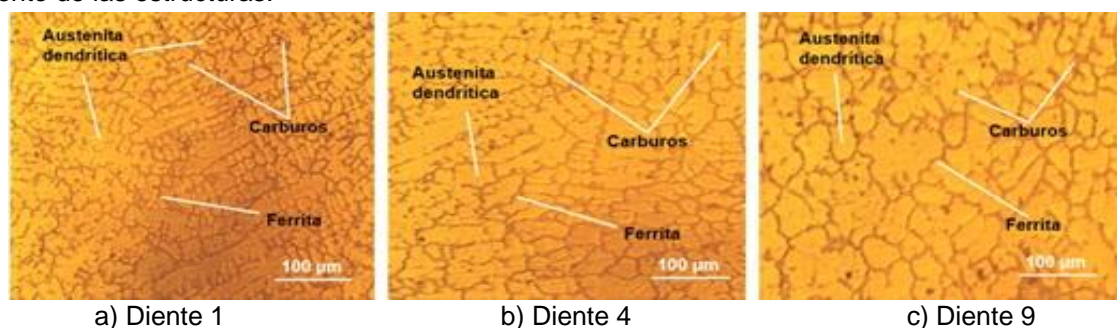
Para la medición de la dureza (HV) se utilizó un durómetro digital modelo HRS-ISO (*Digital Rockwell Hardness Tester*), para lo cual se realizó un barrido en las diferentes zonas de los dientes de barridos (centro, borde y entre centro y borde), las que se promediaron, la carga aplicada fue de 0,49 N; en un tiempo de 15 s. El indentador empleado fue el de pirámide de diamante, con un ángulo de 136°.

Para determinar el tamaño de granos, el por ciento de carburos y la porosidad, se empleó un microscopio óptico binocular reflexivo marca echoLAB, el cual tiene acoplado una cámara que muestra los resultados en el computador.

### 3. Resultados y Discusión

#### 3.1. Microestructura en las zonas de los dientes

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 para determinar las variaciones luego del proceso de fundición, para ello se seleccionaron tres dientes aleatoriamente 1, 4 y 9, figura 2, se escogió este procedimiento teniendo en cuenta los criterios de [10] que se realiza, cuando la población seleccionada, representa el 30 % o un por ciento superior con respecto al total de las muestras estudiadas. En la figura 4 se muestra el comportamiento de las estructuras.



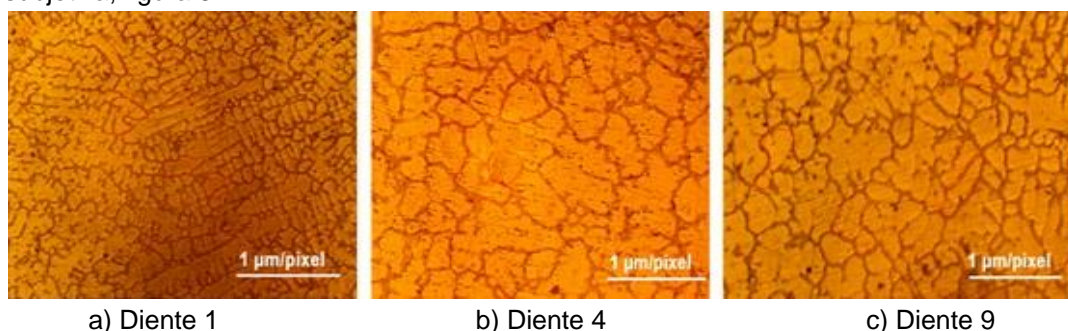
**Fig. 4.** Se observa que todas las estructuras presentan un comportamiento igual en cuanto a la formación de las fases (austenita, ferrita y los carburos del tipo  $Cr_{23}C_6$ ). Fuente: autores

Sin embargo, existe una tendencia a no mantener el mismo tamaño de los granos en cada uno de los dientes analizados.

Por la particularidad de presentar cromo la aleación HK 40 (24,1 %) y carbono (0,44 %) existe también la posibilidad de formación de fase sigma ( $\sigma$ ), la cual resulta perjudicial en la función que desempeñan los dientes rascadores, debido a que reduce notablemente la tenacidad y la resistencia a la corrosión de las aleaciones a temperatura ambiente. El desequilibrio de composiciones es posible, resultando en ferrita, cuando puede transformarse en fase sigma, es en este momento en el que se encuentra retenida la austenita en una temperatura de 815 °C por un corto tiempo. También, puede afectar a la resistencia a la termofluencia durante la etapa de deslizamiento de las dislocaciones) a altas temperaturas, de modo creciente con el tiempo de exposición en su intervalo térmico de formación, reportado por [11, 12].

#### 3.2. Comportamiento del tamaño del grano

Para determinar el tamaño de los granos se siguió el mismo procedimiento que para el análisis microestructural, teniendo en cuenta que, cuando más de un aspecto de la estructura cambia, los métodos de comparación no pueden cubrir todos los grados y combinaciones del cambio. El método depende básicamente de la clasificación de fotografías, y los errores influyen en la exactitud llegando a ser altamente dependientes de la opinión subjetiva, figura 5.



**Fig. 5.** Muestra los resultados obtenidos del tamaño de los granos del HK 40 fundido. Fuente: autores

Al analizar el tamaño de los granos de los dientes, según la norma ASTM Standard E112, se determinó que, en un área de 0,842  $\mu m^2$ , para los dientes 4 y 9, el tamaño aproximado es No. 5 y para el 1 es No. 3,5; resultados

obtenidos para una observación de 1  $\mu\text{m}/\text{pixel}$ . Con la determinación de este, se observa en los límites de los mismos un engrosamiento, indicativo de la precipitación de carburos de cromo. La variación del tamaño del grano tiene influencia en las propiedades finales de la aleación.

Un material que tiene un grano fino posee, a temperatura ambiente, una dureza superior, así como mayor resistencia a la fatiga y al impacto, comparado con uno de grano grueso. A elevada temperatura, las propiedades de fluencia son generalmente mejores para materiales de grano grueso, pero esta ventaja se puede equiparar con otras inferiores bajo otras condiciones de carga [13].

La forma y aspecto del tamaño de grano, así como la orientación y dirección que tienen, resultado del tratamiento termomecánico, afectan las propiedades bajo tensión y el esfuerzo inicial de fluencia. Las aleaciones endurecidas por una dispersión de óxidos, tienen mejores propiedades de esfuerzo inicial de fluencia y resistencia a la tensión cuando las pruebas se han realizado en la dirección paralela a la deformación 100, cuando la relación del tamaño de grano crece, aumentan las propiedades, según el criterio de [14]. En las tres muestras se observan precipitados, los cuales van a tener influencia sobre los resultados finales de termofluencia.

Se cuantificaron los carburos presentes, dividiéndolos en precipitados en frontera de grano y en la matriz austenítica. En la tabla 2 se muestra este comportamiento realizado para los tres dientes.

**Tabla 2.** Por ciento de carburos en los dientes. Fuente: autores

Muestras	AA (mm <sup>2</sup> )	ACCr (mm <sup>2</sup> )	% A	% CCr
Diente 1	13 985,84	1 064,20	86,07	6,50
	13 995,65	1 084,39	85,45	6,80
	13 945,58	1 104,46	86,90	7,12
Diente 4	13 737,69	1 312,35	83,43	8,46
	13 696,10	1 353,94	80,25	8,73
	13 673,71	1 376,33	82,45	8,87
Diente 9	12 343,54	2 706,50	71,15	17,45
	11 993,50	2 856,50	78,54	18,95
	11 493,31	3 056,41	73,24	20,65

Leyenda:

AA: Área de la austenita

% A: por ciento austenita

ACCr: Área de los carburos de cromo

% CCr: por ciento de carburos de cromo

Al estimar el por ciento de carburos en cada uno de los dientes se observa que, el No.9 presenta una mayor presencia de los mismos en la matriz, con lo cual se puede plantear que, en términos de fundición, independientemente que los mismos fueron obtenidos bajo las mismas condiciones fue diferente el proceso de solidificación, por lo tanto, el aumento de esta fase en la microestructura disminuye la cohesión intergranular, causando, así, un deterioro de las propiedades. La dispersión de los puntos experimentales debe su origen a los defectos de fundición de las piezas.

Los precipitados en frontera de grano son continuos con un espesor promedio de 10 micras y alrededor de todos los granos, los precipitados en la matriz son esféricos con tamaños de 2 a 5 micras y generalmente se encuentran más cerca de las fronteras de los granos que en el centro de estos. En este contexto, aceros refractarios con contenido de carbono mayor que 0,20 % exhiben la presencia de algunos carburos de hierro y cromo, del tipo  $M_{23}C_6$  y  $M_7C_3$  independientemente del proceso que haya experimentado el material; estos carburos aumentan la resistencia mecánica del material a altas temperaturas, según ha sido reportado en trabajos previos por [7].

### 3.3. Determinación de la porosidad

Las propiedades mecánicas y físicas de los dientes están influenciadas por la calidad del baño fundido, la composición química de la aleación y la microestructura del producto colado. La calidad de baño se mejora con los tratamientos de metal líquido realizados para controlar el gas de hidrógeno, óxidos e inclusiones, controles de temperatura, refinación y modificación. En la tabla 3 se muestran los resultados de la porosidad.

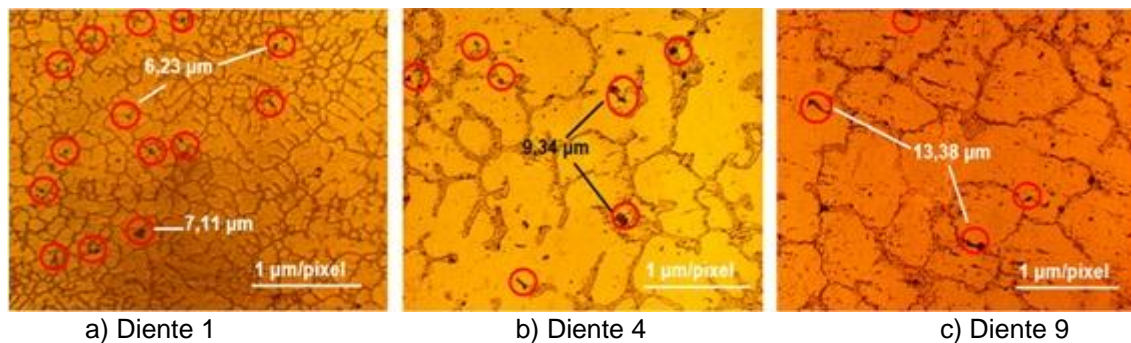
**Tabla 3.** Resultados de la porosidad en los dientes. Fuente: autores

Dientes	Parámetros	Valor	% O	% N	% H	% Poros
D1 – D9	Temperatura liquidus (°C)	838,68	0,005	0,0250	0,0025	0,91
	Temperatura solidus (°C)	715,55	0,004	0,0210	0,0008	
	Tiempo inicio solidif. (s)	37	0,001	0,0080	0,0006	
	Fin solidificación (s)	180	0,001	0,0080	0,0008	
	Tiempo solidificación (s)	120	0,001	0,0080	0,0008	

En la determinación de la temperatura y fracción de líquido, para un tiempo de 180 segundos luego del llenado e inicio del proceso de solidificación del diente donde queda aislado del sistema de alimentación, en ese instante el modelo presenta una temperatura de 715,55 °C en el centro de la placa superior. Los resultados obtenidos de la porosidad está avalado por que, en el interior de la pieza fundida se encontraron poros de diferentes formas y

tamaños, los cuales estaban interconectados entre sí, se observaron poros pequeños localizados en la zona interdendrítica de la microestructura, los cuales se forman entre los brazos de las dendritas que van solidificándose, microporos agrupados alrededor de un poro central de mayor tamaño, localizado entre la fase ferrita-carburo y de mayor tamaño, ocasionados por los gases atrapados en el interior de la matriz, los cuales están rodeados por otros de menor tamaño.

La presencia del nitrógeno origina dificultades en los aceros por comunicarles fragilidad y reducir la ductilidad, en el hierro gamma (austenita) la solubilidad es mayor que en el delta. Es un elemento estabilizador de la austenita y produce efectos análogos a los del carbono, reduce la tendencia a la corrosión por picaduras, el hidrógeno aumenta la solubilidad al elevarse la temperatura del metal fundido y al solidificarse el hierro disminuye la misma, al seguir enfriándose, tiene mayor disminución. Por otro lado, el contenido de oxígeno en el acero líquido aumenta a medida que el % C disminuye, depende de la condición de equilibrio en relación con el contenido de carbono, figura 6.



**Fig. 6.** resultados de la porosidad. Fuente: autores

En la tabla 4 se muestran los resultados de las porosidades.

**Tabla 4.** Tamaño de las microcavidades en los dientes. Fuente: autores

Dientes	T <sub>pc</sub> (μ)	D <sub>cav</sub>	Ub <sub>cav</sub>	T <sub>cav</sub>
D-1	4	400	Frontera	6,23
D-2	10	750	Frontera	9,34
D-3	12	1850	General	22,34
D-4	6	425	Frontera	7,11
D-5	6	425	Frontera	7,11
D-6	5	350	Frontera	5,43
D-7	4	400	Frontera	6,23
D-8	13	2250	General	26,57
D-9	8	2000	General	13,38

Leyenda:

T<sub>pc</sub>: tamaño promedio de las cavidades; μ      Ub<sub>cav</sub>: ubicación de las cavidades

D<sub>cav</sub>: densidad de las cavidades; cm/mm<sup>2</sup>      T<sub>cav</sub>: tamaño de las cavidades; μm

La porosidad que se presenta en los dientes 2, 3 y 8 son las mayores encontradas en relación a los demás, siendo el 8 el más afectado con tamaño de cavidad de 26,57 μm, aunque en los otros existe la presencia de estos defectos en menor escala y cuantía. Estas cavidades encontradas, presumiblemente estén asociadas a la forma geométrica, ubicándose en la parte superior el cuello y en los cambios bruscos de sección, que inhibe la secuencia de solidificación según el criterio de fracción de líquido, la cual ayuda a entender que la porosidad se origina por la realimentación del cuerpo inferior.

Este defecto en piezas coladas es ocasionado por dos fenómenos. Uno de ellos es la disminución de la capacidad de disolver gases que quedan atrapados durante la solidificación, denominado porosidad por gas. El otro es debido a una deficiencia en la alimentación requerida para compensar la contracción del metal durante la solidificación y el enfriamiento, y se lo denomina porosidad por contracción.

Cuando el poro de gas aparece en la zona pastosa, luego de la coherencia dendrítica, este es atrapado. Cuando el flujo del metal se bloquea a través del frente de solidificación, el poro se convierte en un punto de inicio de la microcontracción. Así, la formación de micro contracciones depende de la nucleación y crecimiento de micro poros, según el criterio expuesto por [2].

Se analizó la dureza obtenida en los dientes en bruto de colada (B<sub>colada</sub>) a partir del barrido realizado en las diferentes zonas. En la tabla 5 se muestra el comportamiento obtenido.

**Tabla 5.** Comportamiento de la dureza. Fuente: autores

Muestras	B <sub>Colada</sub>	HV1	HV2	HV3	HVP
D-1	170	168	170	170	169,0
D-2	170	167	173	172	170,6
D-3	173	170	173	171	172,0
D-4	171	171	170	171	169,5
D-5	171	168	169	169	168,5
D-6	170	172	172	172	172,0
D-7	172	170	170	171	170,5
D-8	170	173	173	172	172,5
D-9	172	172	172	171	171,5

En el barrido de dureza efectuado en las diferentes zonas de los dientes se puede observar que, para un valor inicial de 170 HV, en bruto de colada, esta propiedad tiende a mantenerse estable en todos los dientes, lo cual permite plantear que, por causa de esta propiedad no ocurre el efecto de la fractura de los dientes rascadores de los brazos de barrido. El comportamiento de los materiales en fractura indica un mecanismo combinado dúctil-frágil que aumenta su carácter de fragilidad a mayores contenidos relativos de fase sigma.

## Conclusiones

En los dientes analizados las microestructuras obtenidas presentan fases austenita, ferrita y carburos del tipo Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, pero con variaciones en el tamaño del grano con número de 3,5 y de 5 respectivamente, lo cual está asociado al proceso de solidificación.

Se determinó que, a una temperatura de 715,55 °C, correspondiente a la del sólido para el diente fabricado de la aleación HK 40, existen poros con una cavidad de 26,57 μm, siendo esta la mayor encontrada en la los mismos, independientemente que en los demás exista también presencia de ellos, atribuible a la forma geométrica de la pieza.

En el barrido de dureza realizado en los diferentes dientes fabricados de HK 40 se determinó que los mismos mantienen la misma tendencia de dureza en cada uno, por lo tanto, esta propiedad, aunque exista carburos de cromo, no debe provocar su rotura en servicio.

## Referencias

- Mariño Cala M, Sánchez Hechavarría Y, Mascarell Batista Á. Simulación de las transformaciones de fases de la aleación termorresistente HK 40 modificada. *Rev. Cubana Química*. 2022;34(3):522-44
- Abbasi M, Vahdatnia M, Navaei A. Solidification microstructure of HK heat resistant steel. *International Journal of Metalcasting*. 2015;9(4):19-26. <https://doi.org/10.1007/BF03356036>
- Jaegu Ch, Chang-Sung, S. Soo, P. Effect of high-temperature degradation on microstructure evolution and mechanical properties of austenitic heat-resistant steel. *Journal Materials Research and Technology*. 2020;8(1):2011-20. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.11.017>
- Delić A, Oruč M, Rimac M. The influence of solution annealing on microstructure and mechanical properties of heat resistant cast steel HK30 modified by niobium. *Metall. Mater. Eng.* 2019;25(3):237-45. <https://doi.org/10.30544/430>
- Aditya DM, Husaini A, Yorina SF. The study of sigma and carbide in cast austenitic stainless-steel grade HH after 24 years of high-temperature service. *Heliyon*. 2023;9(3):21-29. <https://doi.10.1016/j.heliyon2023e14109>
- Afonso Chipepe Y, Fernández Columbié T, Rodríguez I, Guzmán, E. Agrietamiento por soldadura de un eslabón de cadena fabricado de acero refractario HK-40. *Revista Ciencias & Futuro*. 2021;11(4):53-67.
- Jingfeng G, Tieshan C, Congqian Ch. Mechanism of M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> → M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> carbides reaction of Cr35Ni45Nb type alloy during carburization. *Mater. Res. Express*. 2021;8(1):1-7. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ac286c>
- Reynaert C, Śnieżek E, Szczerba J. Corrosion tests for refractory materials intended for the steel industry a review. *Ceramics-Silikáty*. 2020;64(3):278-288. <https://doi.org/10.13168/cs.2020.0017>
- Mariño M, Velázquez A, Papamantellos D. Design of a creep resistant iron-base superalloy for Herreshoff furnaces. Part II Experimental results. *Minería y Geología*. 2008 24(4):1-12.
- Zlokarnik M. Scale-up in chemical engineering. 2da Ed. Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH; 2006. <https://doi.org/10.1002/352760815X.ch1>
- Haidemenopoulosa G, Zervakia A, Kamoutsia H. Creep rupture in HP-Nb refractory steel tubes due to short-term overheating. *European Journal of Material*. 2021;1(1):84-105. <https://doi.org/10.1080/26889277.2021.1994841>
- Bahrami, A, Taheri, P. Creep failure of reformer tubes in a petrochemical plant. *Metals*. 2019;9(10):1-8. <https://doi.org/10.3390/met9101026>
- Chang G, Ruizhuo L, Chengduo W. Effect of aluminum on microstructure and high-temperature oxidation resistance of austenitic heat-resistant steel. *Metals* 2020;10(1):2-8. <https://doi.org/10.3390/met10020176>
- Ortiz Mariscal A, Saucedo Muñoz M, López Hirata V. Estudio del engrosamiento de precipitados en un acero HK40 envejecido a 800 y 900 °C. *Revista de Aplicaciones de la Ingeniería*. 2015;2(3):209-214.

**Conflicto de intereses**

Los autores declaran que no existen conflictos de intereses

**Contribución de los autores**

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

Realizó la concepción de la investigación, participó en la preparación de las muestras ensayadas y obtención de datos. Trabajó en el análisis e interpretación de las microestructuras y en la redacción del borrador del artículo, así como en la revisión crítica de su contenido, redacción y aprobación del trabajo final.

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

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

**Isnel Rodríguez González.** <http://orcid.org/0000-0002-5020-850X>

Participó en la obtención de datos experimentales. Trabajó en el procesamiento e interpretación de los datos recogidos para el estudio, así como en la revisión crítica de su contenido, redacción y aprobación del trabajo final.