

## Transformación de la estructura de fundición en un acero aleado

**Liennis Gómez Herrera**

[lgherrera@moanickel.com.cu](mailto:lgherrera@moanickel.com.cu)

Empresa MoaNickel.SA, Moa

**Ledennis Suárez Torres**

[lstorres@ismm.edu.cu](mailto:lstorres@ismm.edu.cu)

**Tomás Fernández Columbié**

[tfernandez@ismm.edu.cu](mailto:tfernandez@ismm.edu.cu)

**Anabel Ruiz Padilla**

Universidad de Moa

**Resumen:** Se determinaron las transformaciones en las estructuras de fundición de un acero aleado 39CrNiMo (AISI 4340) empleado para elementos de desgaste. Se analizaron tres muestras cada una de ellas en el borde, entre centro y borde y el centro, igual procedimiento empleado para la medición de la dureza. Se determinó que, en el borde de cada una de ellas la martensita es la fase de mayor presencia, precedida por la ferrita y algunos precipitados, lo cual quedó caracterizado en el análisis de los microconstituyentes con el por ciento que ocupan los mismos. La dureza tuvo variación desde 372 HV en el borde hasta 340,5 en el centro asociado al proceso de solidificación.

**Palabras claves:** fundición; acero aleado; microestructuras; solidificación; desgaste.

## Transformation of the foundry structure into alloy steel

**Abstract:** The transformations in the cast structures of an alloy steel 39CrNiMo (AISI 4340) used for wear elements were determined.. Three samples were analyzed each one on the edge, between the center and the edge and the center, the same procedure used for the measurement of hardness. It was determined that, on the edge of each one of them, martensite is the phase with the greatest presence, preceded by ferrite and some precipitates, which was characterized in the analysis of the microconstituents with the percentage that they occupy. The hardness ranged from 372 HV at the edge to 340.5 at the center associated with the solidification process.

**Keywords:** foundry; alloy steel; microstructure; solidification; wear.

## Introducción

Existen factores que determinan la detección de fallas en elementos mecánicos que normalmente están expuestos a comportamientos y esfuerzos críticos, se pueden presentar en diferentes escenarios, los cuales en su mayoría ocasionan daños severos que no solo involucran los materiales y económicos, sino que, también pueden llegar a verse involucradas pérdidas, como vidas humanas si no se establecen controles ni prevenciones en sus respectivos mantenimientos (Bhattacharya, 2014).

El desgaste, al igual que la corrosión y la fatiga, es uno de los principales modos de falla de elementos mecánicos, se puede definir como el daño superficial sufrido por el contacto tribológico de un par de materiales sometidos a condiciones de carga. El resultado, es la pérdida de material y por consiguiente la disminución de las dimensiones y por tanto la pérdida de tolerancia (Sharma Kumar & Tyagi, 2014; Alcántara, Fernández-Columbié & Rodríguez, 2009).

Según Alcántara, Fernández-Columbié & Rodríguez (2008) las causas de pérdida de utilidad de los objetos materiales son: 15 % por anticuado, 15 % por abandono y 70 % por deterioro de superficie, siendo aquí donde el desgaste tiene su incidencia. El análisis es importante porque junto con la fatiga y a la corrosión son los problemas que más fallas causan en las máquinas. De estos tres el menos estudiado ha sido el desgaste. La predicción es difícil, no es una propiedad intrínseca del material, depende de todo el tribosistema con el que interacciona el cuerpo que se desgasta.

## Resistencia al desgaste de los aceros aleados

Los aceros microaleados de alta resistencia han reemplazado a los al carbono tradicionales en aplicaciones de la industria automotriz y de la construcción por sus ventajas en cuanto a propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y soldabilidad. Logran sus propiedades mecánicas, altos niveles de resistencia y procesos termomecánicamente controlados, que permite controlar la recristalización de la austenita, el crecimiento de grano y la transformación de austenita a ferrita mediante un enfriamiento programado y la adición de cantidades de elementos microaleantes como Ti, Nb y V (Askeland y Wright, 2016).

Contienen pequeñas cantidades, generalmente menores del 0,15 %, de elementos de aleación formadores de carburos, nitruros y carbonitruros los cuáles controlan directa o indirectamente la resistencia y otras propiedades de los aceros estructurales. De este modo se logra incrementar la resistencia por efecto del refinamiento de grano y el endurecimiento por precipitación (Askeland, Fulay & Wright, 2011).

De acuerdo con Kermanpur Mahmoudi & Hajipour (2008); Basso *et al.* (2012) la obtención de las fundiciones aleadas es igual que el de las grises a diferencia que estas suelen contener cantidades de níquel, cromo, molibdeno y cobre en porcentajes generalmente inferiores al 1,5 %. En estas fundiciones de gran resistencia, es frecuente que los elementos aleados estén en la proporción de una parte de cromo y dos o tres partes de níquel, el cobre y el molibdeno, en general, suelen encontrarse en cantidades pequeñas, empleándose estos unas veces solos y otras con níquel o cromo, o con ambos a la vez.

Refieren Askeland y Wright (2016) que, dentro de los aceros aleados se encuentra el AISI 4340, aleación que presenta resistencia a la fatiga y por esto un uso comercial en aplicaciones que requieran alta resistencia mecánica y condiciones de servicio, como en cigüeñales, pistones, bielas, y diversos elementos de máquinas. Esta propiedad depende del tratamiento térmico aplicado, y se escogerá en base a las condiciones de diseño.

De acuerdo con Askeland y Phulé (2010), la necesidad de fundir determinados tipos de aleaciones metálicas tanto para poder ser preparadas químicamente, como para conformar físicamente las piezas en base a un diseño previo, requiere trabajar con líquidos a altas temperaturas comprendidas entre 1 500 y 1 600 °C en el caso de los aceros y de 1 300 a 1 400 °C en la mayoría de las fundiciones de hierro y 750-800 °C en las aleaciones base aluminio.

El objetivo del trabajo es determinar las transformaciones microestructurales y la dureza en una fundición de un acero aleado al cromo-níquel-molibdeno para ser empleado como elementos de desgaste.

## Materiales y métodos

El análisis químico del material, como se observa en la tabla 1, se realizó empleando un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230, con electrodo de bajo carbón y arco sumergido en atmósfera de argón.

Tabla 1. Composición química del acero AISI 4340, % en masa

Tipo	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	Fe
AISI 4340	0,35	0,85	1,50	0,19	0,84	0,14	0,035	0,040	96,05

La denominación de esta aleación para el proceso de fundición es 39CrNiMo, en la cual se controló la influencia del silicio, el cual fue añadido para desoxidarlo o calmarlo ya que produce efectos benéficos en las propiedades de impacto. Cuando el manganeso y el aluminio están presentes, una gran fracción de silicio se disuelve en la ferrita y esto incrementa el endurecimiento por solución sólida.

Para fundir las muestras, se utilizaron plantillas sueltas con un sistema de alimentación en serie, se le colocó una mazarota y un escoriador para evitar las contracciones. Las bajas temperaturas de colada son efectivas para el control del tamaño de las dendritas y para evitar que el eutéctico de carburo tenga una estructura grosera. Las piezas con un espesor de 30 milímetros fueron cargadas desde 1 345 hasta 1 400 °C, la cual se seleccionó según la configuración de las piezas.

### Preparación para la observación metalográfica

Las operaciones que se realizaron para la preparación metalográfica fueron las siguientes: corte, desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico. El corte se realizó en un torno C 11 MT, con dimensiones de 15 x 30 mm. Durante el trabajo se refrigeró constantemente para evitar el calentamiento por efecto de la fricción ya que la temperatura producida puede alterar la estructura en la superficie obtenida.

El desbaste consistió en obtener una superficie plana y semipulida. El pulido se realizó, variando la granulometría, 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 cualquier vestigio de grasa y pastas de pulir. El ataque para su examen microscópico se realizó con el reactivo nital al 2 %, en un tiempo de 15 s.

## Microscopio óptico para el análisis microestructural

Para la observación de las microestructuras se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM-100. Para colocar las probetas en el mismo se realizó en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación de las mismas.

Para la medición de la microdureza se siguieron los procedimientos de la norma NC 10-56: 86. Para el ensayo se utilizó un durómetro modelo: HTU 200 BVR D. Las superficies de las probetas se prepararon de la misma manera que para el análisis microestructural, el desbaste y el pulido, se efectuaron tres mediciones a las muestras en diferentes lugares, 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  $136^\circ$  según la ASTM E 92 - 82. La figura 1 muestra las zonas donde se realizó el análisis.



Figura 1. Zonas de medición de dureza.

Se consideró realizarla en estas zonas, teniendo en cuenta que, durante el proceso de solidificación, las barras se comportan como un lingote, donde existen tres zonas, una de enfriamiento rápido (contacto con el molde), la otra es la que presenta un comportamiento columnar (entre el centro y el borde) y la última una distribución equiaxial (centro).

## Resultados y discusión

### Comportamiento microestructural de la muestra 1

La variación en la microestructura tiene poco efecto sobre el mecanismo de transición de los aceros, no obstante, a través de ellas hay distintas cargas críticas o velocidades

para las tasas de desgaste de transición. Se realizó el análisis microestructural del acero aleado fundido AISI 4340. El procedimiento se realizó en las diferentes zonas propuestas. En la figura 2 se muestra el comportamiento obtenido en la probeta 1.

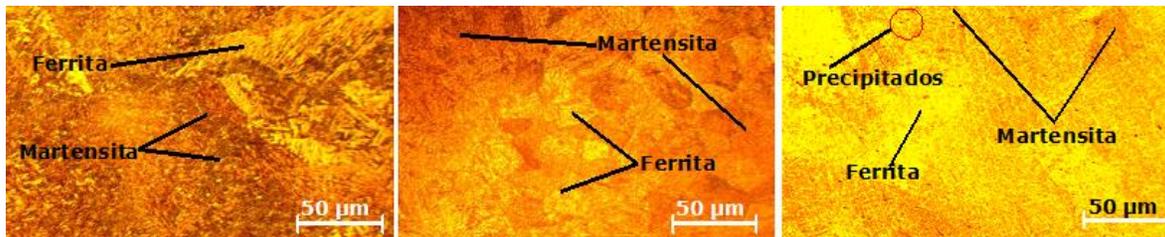


Figura 2 a) Borde de la muestra. b) Entre centro y borde. c) Centro de la muestra.

Se observa que, en la microestructura, independientemente de la zona que se analice, están compuesta por los microconstituyentes: martensita y ferrita, lo cual es atribuible a la transformación metaestable producto de la desestabilización de la austenita. Las dendritas primarias de austenita como las láminas presentes en la matriz eutéctica se transforman a fase martensítica produciéndose un incremento en la dureza.

El cambio de austenita a martensita se produce en la última fase del enfriamiento y la transformación se ve sucedida de un cambio de volumen que puede agrietar el metal si el enfriamiento es rápido. Con el enfriamiento hasta la temperatura ambiente, en la estructura existe la presencia de la ferrita; es decir, se afinó el grano de moldeo. La fase ferrítica está constituida por granos equiaxiales que no muestran una orientación preferencial. En la fase martensítica, se observa un alargamiento, donde es posible la presencia de otras de no equilibrio como la bainita, que se trata de un agregado de cementita y ferrita, característica de los aceros que han sido sometidos a velocidades de enfriamiento moderadas, este tipo de microestructura es reportada en los diagramas CCT para aceros al carbono normalizados, según ha sido reportado por Ju (2008).

## Comportamiento microestructural de la muestra 2

En la figura 3 se muestra el comportamiento microestructural obtenido del procesamiento de la muestra 2. Se realizó el mismo procedimiento en cada zona.

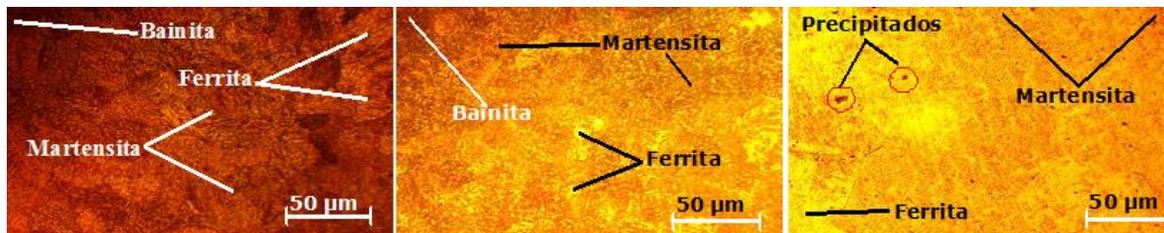


Figura 3 a) Borde de la muestra. b) Entre centro y borde. c) Centro de la muestra.

En las microestructuras se observan estructuras del tipo martensítica, bainita y ferrita, con la presencia de algunos precipitados en la zona central (figura 3c). El tamaño de los granos de ferrita es grande, con las velocidades de enfriamiento relativamente rápidas, al aire, se acentúa la formación de este tipo de estructura de láminas de ferrita que progresan hacia el interior del antiguo grano austenítico. Las velocidades de enfriamiento crecientes contribuyen a desplazar el punto eutectoide hacia contenidos más bajos en carbono y temperaturas más bajas, al tener esto lugar, las proporciones de ferrita varían.

En estas microestructuras con respecto a la anterior, existe un crecimiento acentuado de la formación de la austenita. La transformación se inicia con la formación de un primer germen de cementita en la junta entre dos granos de austenita. La formación de este germen implica la difusión del carbono desde zonas adyacentes y quedan estas empobrecidas en carbono, siendo por lo tanto susceptibles de transformarse en ferrita, al hallarse a una temperatura inferior a la correspondiente a la de su cambio alotrópico.

Estas características se llegan a conseguir por la presencia en los aceros aleados de los microconstituyentes que, en igualdad de condiciones de tratamiento no se manifiestan en los aceros al carbono, encontrándose estos en los aleados porque las velocidades críticas de temple en aquellos con elementos de aleación son diferentes a los otros; también difieren en sus temperaturas críticas, las zonas de solubilidad de los diversos constituyentes, realizándose las modificaciones de microestructura en los aleados de forma diferente por la presencia en cada caso, de determinadas cantidades de elementos de aleación (Askeland y Wright, 2016).

### Comportamiento microestructural de la muestra 3

En la figura 4 se muestra el análisis microestructural realizado a la muestra 3. Las variaciones ocurridas en estas zonas permitirán evaluar el comportamiento del proceso de fundición caracterizado a través de los microconstituyentes que se obtienen.

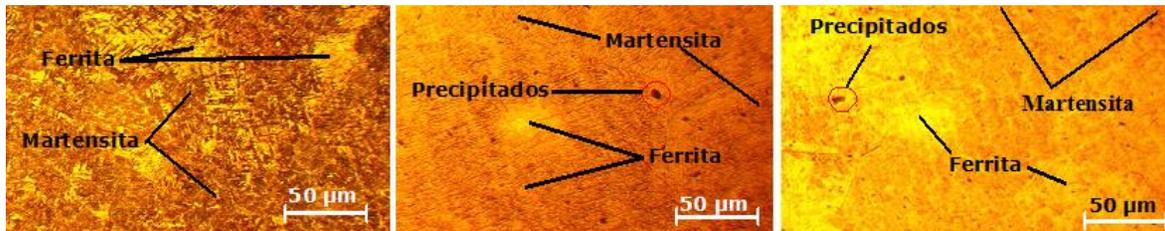


Figura 4 a) Borde de la muestra. b) Entre centro y borde. c) Centro de la muestra.

En la muestra 3 existe estructuras de martensita, ferrita y precipitados, coincidente con el análisis realizado en las muestras 1 y 2, lo que permite plantear que, en cada una de las barras, el contenido en carbono de la martensita es aproximado al de la austenita de origen. Las propiedades físicas de la misma varían con la composición y la dureza, la resistencia y la fragilidad aumentan con este contenido. Por otro lado, los elementos de aleación tienen efectos en la banda de temperaturas de formación de esta fase.

En cada una de las muestras analizadas se puede observar que, en la zona del borde (figura 2a, 3a y 4a), la fase de mayor presencia es la martensita, lo cual está relacionado con la rápida velocidad de enfriamiento en esta zona, el metal líquido al interactuar con las paredes del molde, provoca un choque térmico por la diferencia de temperatura. Una vez que solidifica la zona externa, el acero adopta la forma de este molde y evacua de este y llega a la zona de enfriamiento secundario.

También se aprecia que, en cada zona central (figura 2c, 3c y 4c) existe la presencia de precipitados, atribuible a que, durante la solidificación del acero en el proceso de colada, se origina el fenómeno de segregación, este consiste en la redistribución progresiva de elementos de aleación a medida que la solidificación avanza, produciéndose así zonas en la sección colada, enriquecidas de solutos. Esta segregación tiene lugar en la última fracción de acero líquido en solidificar y correspondiente a la zona central de los productos colados, a este fenómeno se le conoce como segregación central y puede producir problemas en los productos derivados del acero colado (Korolczuk-Hejnak y Migas, 2012).

### Análisis del por ciento de microconstituyentes en las muestras

Para este análisis se tuvo en cuenta que, el software está diseñado para analizar imágenes con formatos JPEG (.jpg), debido a que el microscopio metalográfico está programado para exportar imágenes en este tipo. El por ciento de microconstituyentes presentes en la probeta 1 se muestra en la figura 5b. Los mismos están en correspondencia con el análisis microestructural realizado en el borde de la muestra.

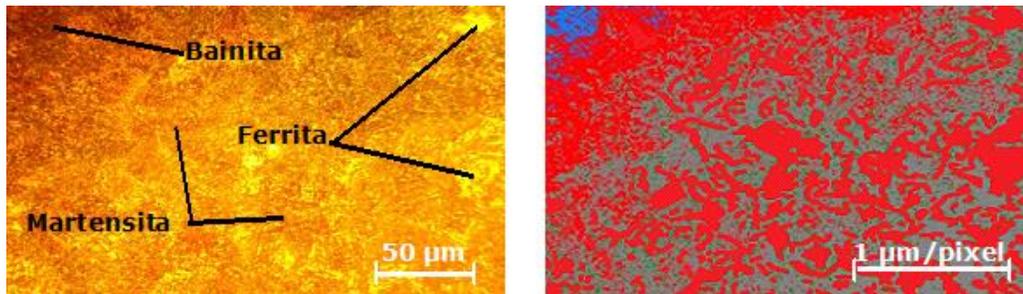


Figura 5 a). Borde de la muestra. b) Microconstituyentes.

En esta muestra, los microconstituyentes quedan distribuidos según se muestra en el gráfico de pastel de la figura 6, en la cual se establece el por ciento obtenido.

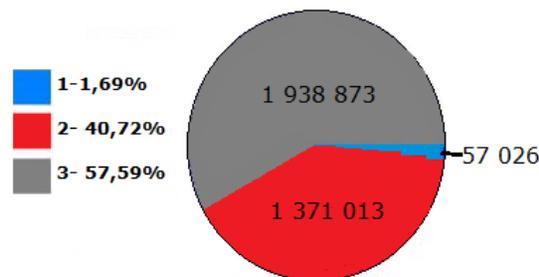


Figura 6. Distribución de las fases.

No se observa en esta muestra fases, como carburos, nitruros, que otorgarán, favorable o desfavorablemente propiedades diferenciadas a ese tipo de acero. Los granos están definidos por lugares de red vecinos que poseen la misma orientación y un borde de grano por el lugar entre dos sitios de red vecinos con diferentes orientaciones. En la figura 6 se muestra la evolución del por ciento de microconstituyentes presentes en la probeta 1. Al comparar la microestructura obtenida, el microconstituyente predominante es la ferrita (gris) con un área de 1 938 873  $\mu\text{m}^2$  que representa el 57,59 % en la estructura. Existe una de color rojo (martensita) que ocupa un área de 1 371 013  $\mu\text{m}^2$  y constituye el 40,72 %. La pequeña porción de bainita ocupa un área de 57 026  $\mu\text{m}^2$  y se encuentra ubicada en los bordes de la martensita, con un porcentaje de 1,69 %.

Se realizó el análisis para la probeta 2. Los resultados obtenidos se muestran en la figura 7. Se analiza la distribución de microconstituyentes según el área que ocupan.

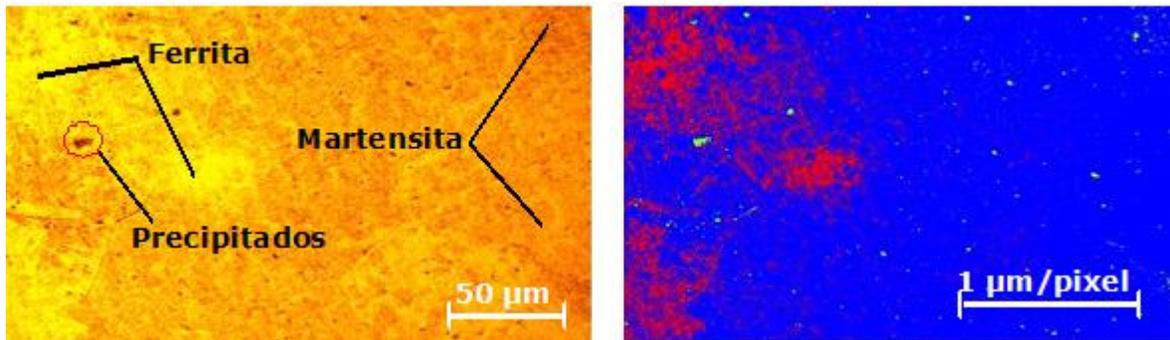


Figura 7 a) Centro de la muestra. b) Microconstituyentes.

En esta muestra se observan los diferentes granos presentes en la superficie que integran los microcomponentes del acero AISI 4340 en el centro de la probeta. Se observa fase de precipitados.

En el gráfico de pastel de la figura 8 se muestra la distribución de los microconstituyentes obtenidos en esta zona de la barra.

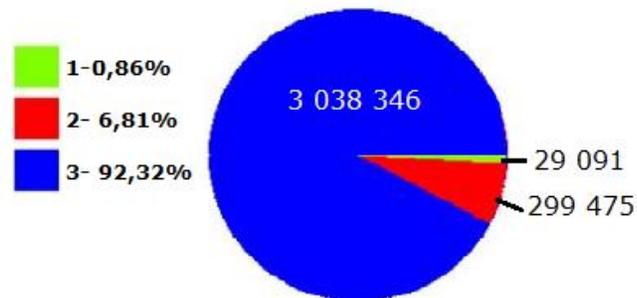


Figura 8. Distribución de las fases.

En la segunda probeta, los microconstituyentes difieren de la 2, aquí predomina la fase martensita con un área de 3 038 346 µm<sup>2</sup> con un 92,32 %, y un contenido de ferrita de un 8,89 %. La distribución de granos en relación a la muestra 1 es diferente con relación a las fases obtenidas.

Se realizó el mismo procedimiento en la probeta 3 perteneciente al área ubicada entre el centro y borde. En la figura 9 se muestra el resultado.

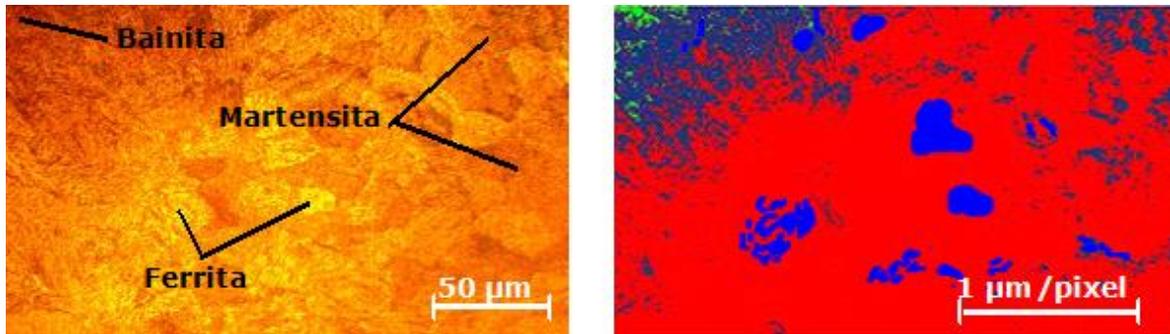


Figura 9 a). Centro de la muestra. b) Microconstituyentes.

En la microestructura del área entre el centro y borde, se muestra la caracterización de cada una de las fases, limitada por el borde de los granos y en la figura 10 se observa la distribución de los microconstituyentes obtenidos en esta zona, en la cual se establece el por ciento obtenido.

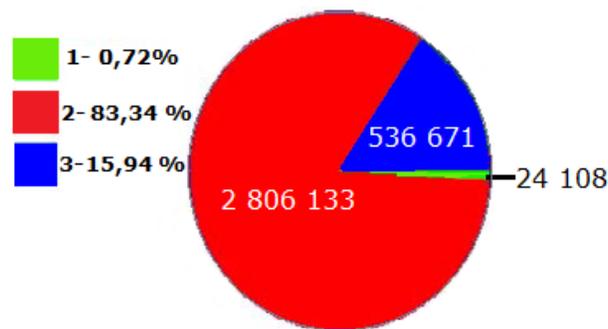


Figura 10. Distribución de las fases.

En esta barra se muestra una distribución de fase parecida a la 1, donde la martensita es de 83,34 %, la ferrita disminuyó hasta el 15,94 %, pero incrementó hasta 13,86 %, con respecto a la muestra 2 y en relación a la muestra 1, las muestras 2 y 3 muestran distribución de fases que se encuentran dentro de porcentajes aproximados.

Al comparar la muestra 1 con la 2 y 3, en la primera, los granos han crecidos en diferentes orientaciones y su disposición corresponde a la temperatura que se ha realizado el vertido. Por los resultados obtenidos del análisis microestructural y las fases presentes, fundamentalmente la martensita (microconstituyente más duro de los aceros), el acero aleado fundido Cr-Ni-Mo, puede ser empleado para fabricar elementos expuestos al fenómeno del desgaste.

## Resultados de la dureza

Se realizó el barrido de dureza en las tres zonas descripta anteriormente, se considera que, esta propiedad en el acero bonificado y sin tratamiento térmico es de 328 HB. En la tabla 2 se muestra los resultados obtenidos.

Tabla 2. Análisis de la dureza en cada zona

Zona/muestra	HV1	HV2	HV3	HVp
Borde	370	372	374	372
Centro y borde	354	356	353	354,3
Centro	340	341	340	340,5

Para una dureza inicial de 340 HV aproximadamente en el acero AISI 4340 y obtenido en la zona central, esta se incrementa hasta 372 HV en el borde de la barra, con un aumento de 30 unidades aproximadamente entre estas dos zonas y de 14,3 con respecto a la central, lo que permite plantear que, los cambios ocurridos en las variaciones de las durezas, presumiblemente están asociados a las bruscas alteraciones de calentamiento y enfriamiento, al contenido de los elementos de aleación, el cromo en primer lugar, luego el carbono, criterio que ha sido planteado también por Nicot, Fernández-Columbié & Castillo (2020).

Las variaciones de los microconstituyentes de la muestra 1 puede estar asociado al crecimiento anormal del grano, que consiste en la migración de algunos pocos bordes de algunos granos, llevando a una estructura que contiene pocos extremadamente grandes, en medio de una estructura de otros finos. A este tipo de crecimiento se le han dado diferentes nombres. Algunos ejemplos son: crecimiento discontinuo de grano (Beck, 1948), crecimiento exagerado de grano, germinación, crecimiento selectivo de grano, recristalización secundaria, crecimiento rápido de grano, crecimiento hipercanibalístico de grano, crecimiento preferencial de grano, engrosamiento de grano, crecimiento anormal de grano (Abbruzzese y Fortunati, 1988).

## Conclusiones

Las microestructuras obtenidas en cada una de las zonas analizadas están precedidas por la formación de martensita, ferrita, bainita y algunos precipitados, siendo la primera la que predomina con un 72,12 % sobre la matriz de las tres muestras.

Los valores de durezas obtenidos en las diferentes zonas muestran un comportamiento descendente desde 372 HV en el borde de la muestra, hasta 354 HV entre centro y

borde y 340,5 HV en el centro, lo cual está asociado al proceso de solidificación del acero.

Se caracterizaron las tres zonas consideradas para el análisis de la dureza y el comportamiento microestructural, donde el borde de las muestras presenta variaciones con respecto al centro y entre el borde y centro de las mismas, comprobado a través del análisis de los microconstituyentes.

### Referencias bibliográficas

ABRUZZESE, G. & FORTUNATI, S. 1988. Influencia de la dispersión del precipitado y las diferencias de texturas a través del espesor de la lámina sobre el crecimiento selectivo del grano en el silicio-hierro. *Revista de física aplicada* 64(10): 5344-5346.

ALCÁNTARA, D.; FERNÁNDEZ-COLUMBIÉ, T. & RODRÍGUEZ, I. 2008. Comportamiento de las capas deformadas por rodadura en los equipos de laboreo minero. *NEXO* 21(01): 26-32.

ALCÁNTARA, D.; FERNÁNDEZ-COLUMBIÉ, T. & RODRÍGUEZ, I. 2009. Comportamiento de las capas superficiales deformadas plásticamente por el desgaste en elementos circulares. *Ciencias Holguín* 17(4): 1-4.

ASKELAND, D. & PHULÉ, P. 2010. Ciencia e ingeniería de los materiales, Cengage Learning Editores, 4ª ed., p. 341. México.

ASKELAND, D.; FULAY, P. & WRIGHT, W. 2011. The Science and Engineering of Materials, 6th Edition. Cengage Learning, Stamford.

ASKELAND, D. & WRIGHT, W. 2016. Ciencia e Ingeniería de materiales. Séptima Edición. Cengage Learning Editores, Ciudad de México, México.

BASSO, A.; CALDERA, M.; RIVERA, G. & SIKORA, J. 2012. High silicon ductile iron: possible uses in the production of parts with "dual phase ADI" microstructure. *ISIJ International* 52(6): 1130-1134.

BHATTACHARYA, J.; FARMACEÚTICA, MP Y HRM, MBA. 2014. Root cause analysis a practice to understanding and control the failure management in manufacturing industry. *International Journal of Bussiness and Management Inventory* 3(10): 12-20.

- JU, S. 2008. Characterization of bainitic microstructures in low carbon HSLA steels. *International Journal of Modern Physics B*. 22(31): 5965-5970.
- KERMANPUR, A.; MAHMOUDI, S. & HAJIPOUR, A. 2008. Numerical simulation of metal flow and solidification in the multi-cavity casting moulds of automotive components. *Journal of Materials Processing Technology* 206(1-3): 62-68.
- KOROLCZUK-HEJNAK, M. & MIGAS, P. 2012. Analysis of selected liquid steel viscosity. *Archives of Metallurgy and Materials* 57(4): 963-969.
- NICOT, A.; FERNÁNDEZ-COLUMBIÉ, T. & CASTILLO, R. 2020. Dominios magnéticos en el acero AISI 4340 tratado térmicamente y soldado con electrodos revestido. *Ciencia & Futuro* 9(4): 70-85.
- SHARMA, A.; KUMAR, A. & TYAGI, R. 2014. Erosive wear analysis of medium carbon dual. *Wear* 1(1): 1-16.