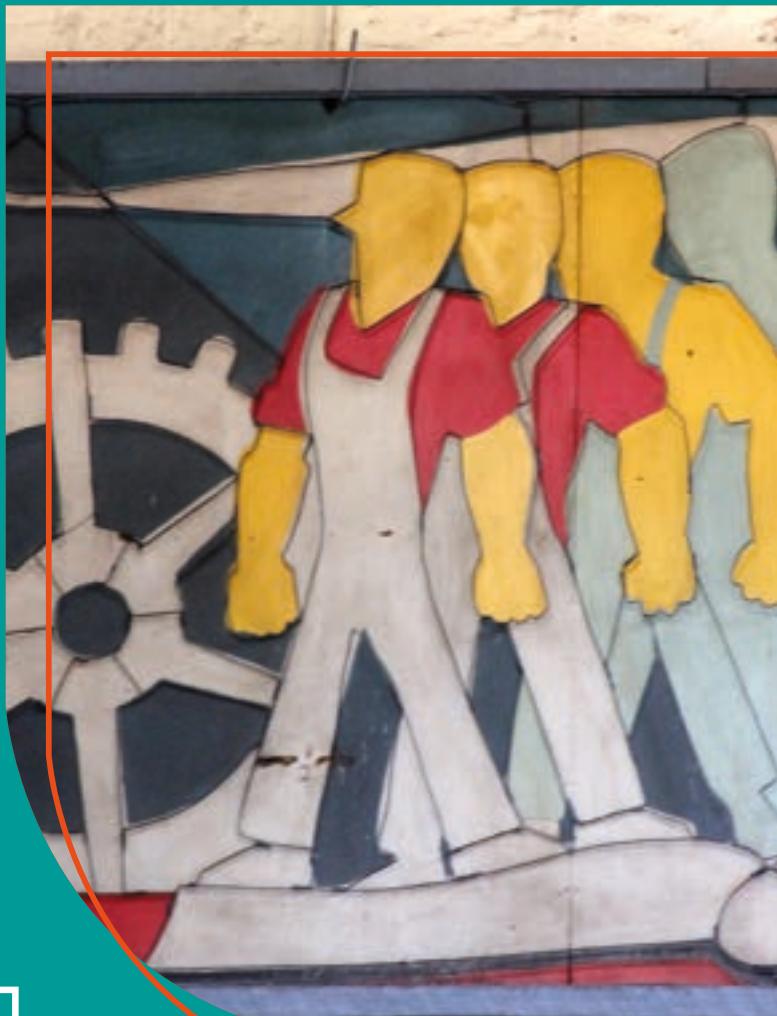




REMETALLICA





DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA

EDITADA POR
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA
FACULTAD DE INGENIERÍA
UNIVERSIDAD DE SANTIAGO DE CHILE

Vol. 38 | Nº 26 | 2023

ISSN 0714-291X Versión Impresa
ISSN 0719-8388 Versión Electrónica

DIRECTOR

Oscar Bustos Castillo
oscar.bustos@usach.cl

EDITORES

Rodrigo Allende Seco
rodrigo.allende@usach.cl

Héctor Bruna Rivera
hector.bruna@usach.cl

SUPERVISIÓN GENERAL

José Luis Martínez Salinas
joseluis.martinez@usach.cl

COMITÉ EDITORIAL

Francisco Javier Belzunce
Universidad de Oviedo, España

Flavio de Barbieri Boero
Universidad Técnica Federico Santa María
Valparaíso, Chile

Nelson Garza Montes de Oca
Universidad Autónoma de Nuevo León
Monterrey, México

Alexis Guzmán Méndez
Universidad de Atacama, Copiapó, Chile

Miguel Maldonado Saavedra
Universidad de Santiago de Chile, Chile

Alberto Monsalve González
Universidad de Santiago de Chile, Chile

Maritza Páez Collio
Universidad de Santiago de Chile, Chile

Juan Pérez Ipiña
CONICET, Argentina

Yaneth Pineda Triana
Universidad Pedagógica y Tecnológica de Colombia

Álvaro Salinas Caona
Universidad de Talca, Chile

Enzo Tesser Díaz
Armada de Chile, Valparaíso, Chile

Paula Zapata Ramírez
Universidad de Santiago de Chile, Chile

DISEÑO, PRODUCCIÓN Y WEBMASTER

Francisco Rodríguez González
francisco.rodriguez@usach.cl



ÍNDICE

7

Alberto Monsalve González

Constance Tipper la mujer que explicó por qué los buques Liberty se fracturaban

7-12

13

Juan Pablo Vergara-Meruane

Análisis comparativo de piñones de cadena de distribución económicos y de alta performance

13-21

23

Alberto Monsalve González

Uso de MATLAB en aplicaciones de comportamiento Mecánico de Materiales. Esfuerzo-deformación plástica de aceros multifásico con comportamiento TRIP

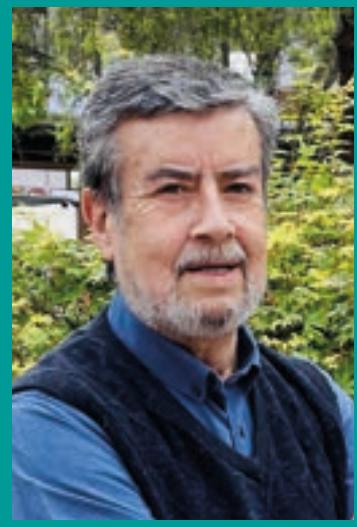
23-35

37

Emilia Delgado González

Diferencias en la fabricación de pistones para vehículos motorizados de alta y baja gama

37-45



PRESENTACIÓN

Es un placer estar aquí hoy para presentarles el nuevo número de la Revista Remetallica, una publicación dedicada a la investigación y avances en el campo de la metalurgia. En este número, hemos reunido una selección de artículos que abarcan una amplia gama de temas emocionantes y relevantes en este campo.

Artículos Destacados

- Constance Tipper, la mujer que explicó por qué los buques Liberty se fracturaban
- Análisis comparativo de piñones de cadena de distribución económicos y de alta performance
- Uso de MATLAB en aplicaciones de comportamiento mecánico de materiales. Esfuerzo-deformación plástica de aceros multifásico con comportamiento TRIP.
- Diferencias en la fabricación de pistones para vehículos motorizados de alta y baja gama

Bienvenida a los Nuevos Editores

Quisiera aprovechar esta oportunidad para dar una cálida bienvenida a los nuevos editores de la Revista Remetallica, el Dr. Héctor Bruna y el Dr. Rodrigo Allende. Ambos son reconocidos académicos expertos en el campo de la metalurgia, y estamos encantados de tener su experiencia y liderazgo en nuestro equipo editorial. Estoy seguro de que, bajo su edición, la revista seguirá creciendo y manteniendo su posición como una fuente líder de investigación en este campo. Aprovecho la oportunidad de agradecer a José L. Martínez por la edición de la revista en los últimos años, quien desde ahora asume otras actividades dentro del Departamento de Ingeniería Metalúrgica.

En resumen, este nuevo número de la revista Remetallica ofrece una visión fascinante de los últimos avances y desarrollos en el campo de la metalurgia. Espero que disfruten de la lectura tanto como nosotros disfrutamos elaborando este contenido para ustedes.



Oscar Bustos Castillo
Director Remetallica



DEPARTAMENTO DE
INGENIERÍA
METALÚRGICA



Artículo de Investigación

Constance Tipper, la mujer que explicó por qué los buques Liberty se fracturaban

Constance Tipper, the woman who explained why Liberty ships broke up

RESUMEN

Constance Tipper fue una científica británica que trabajó entre 1920 y 1960 en ciencia de materiales, investigando el proceso de deformación de cristales, realizando sus primeros trabajos con Taylor, uno de los pioneros en el desarrollo de las teorías de deformación de mono y policristales. Sin embargo, su contribución más significativa fue resolver el misterio de la fractura de los Liberty Ships, los buques que se construyeron en masa en los EEUU durante la segunda guerra mundial con el fin de transportar pertrechos a Europa. Ella pudo relacionar aspectos relativos a la composición química y microestructurales de los aceros con su comportamiento a fractura en función de la temperatura, contribuyendo a la comprensión del comportamiento dúctil-frágil de estos materiales. Vivió en una época en que a las mujeres les era complicado hacerse camino en un mundo que era tradicionalmente reservado para los hombres, incluso cuando se le hizo un reconocimiento, en 1923, no pudo entrar al sitio donde se haría la cena de homenaje, por ser mujer. En este artículo, se cuenta la historia de esta mujer que, como otras más conocidas como María Curie o Lisa Meitner, fue un ejemplo de dedicación al estudio y a la ciencia.

Palabras clave: Tipper; Cristales; Frágil; Impacto; Barcos de la Libertad; Biografía.

ABSTRACT

Constance Tipper was a British scientist who worked between 1920 and 1960 in materials science, investigating the deformation process of crystals, doing her first work with Taylor, one of the pioneers in the development of theories of deformation of mono and polycrystals. However, her most significant contribution was solving the mystery of the fracture of the Liberty Ships, the ships that were built massively in the United States during the Second World War in order to transport supplies to Europe. She was able to relate aspects associated to the chemical and microstructural composition of steels with their fracture behavior as a function of temperature, contributing to the understanding of the ductile-brittle behavior of these materials. She lived at a time when it was difficult for women to make their way in a world that was traditionally reserved for men. Even when she was recognized in 1923, she could not enter the place where the tribute dinner would be held, because to be a woman. This article tells the story of this woman who, like others better known such as Maria Curie or Lisa Meitner, was an example of dedication to study and science.

Keywords: Tipper; Crystals; Fragile; Impact; Liberty Ships; Biography

Autor de Correspondencia

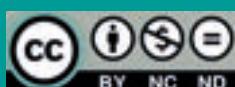
Alberto Monsalve González
alberto.monsalve@usach.cl

Departamento de Ingeniería Metalúrgica
Universidad de Santiago de Chile

Artículo Recibido: 20 de enero, 2023

Artículo Aceptado: 18 de abril, 2023

Artículo Publicado: 17 de mayo, 2024



Introducción

La plasticidad de los cristales

Las bases fenomenológicas de la deformación de sólidos cristalinos, un aspecto conocido por cualquier ingeniero o científico del área de materiales, fueron planteadas por el científico G. I. Taylor en la década del 20 del siglo pasado. Lo que no todos saben es que Taylor trabajó con una asistente que no pasó a la "gran historia" de la ciencia e ingeniería de materiales, no figura en la mayoría de los libros de la especialidad y sólo es posible encontrar referencias de ella aquí y allá: se llamaba Constance Fligg Elam, que tras contraer matrimonio en 1928 con George Tipper, adopta el apellido de su esposo y, con el paso de los años, pasó a firmar sus trabajos como Constance Tipper. El primer artículo que se puede encontrar en "google académico" data de 1920 y lleva por título "Grain growth and recrystallization in metals" y los autores son Harold Carpenter y Constance Fligg Elam (Carpenter y Elam, 1920). En este trabajo demuestran que el crecimiento de grano se debe al desplazamiento de los límites de grano y no a la coalescencia. Luego en 1921 publican con el profesor Carpenter un segundo trabajo relacionado con la producción de monocristales de aluminio (Carpenter y Elam, 1921). A partir de los resultados de este segundo artículo, escribe en 1923 un trabajo que realizó con el profesor Taylor (Taylor y Elam, 1923), algo notable si se considera que Taylor ocupa un lugar en todos los libros de ciencia de materiales. Por este trabajo, ambos fueron premiados por la Royal Society. Otro antecedente interesante es que ella nació el 6 de febrero de 1894, es decir, escribió estos artículos antes de los 30 años (con Carpenter a los 27 y con Taylor a los 29). Tiene que haber sido muy capaz para lograr impactar con estos artículos a edad tan temprana. (Su fecha de nacimiento cambia de acuerdo a las fuentes consultadas: 6 o 16 de febrero de 1894).

Momento extraño a propósito de la cena en el "Royal Society Dining Club"

Como se mencionó, dada la importancia de las contribuciones que fue haciendo durante esos años, la "Royal Society" del Reino Unido, que reconocía cada año a científicos que se hubieran destacado por sus aportes a la ciencia, decidió en el año 1923, homenajear con este honor a G. I. Taylor y a C. F. Elam. Les invitaron a exponer sus hallazgos en plasticidad de

cristales y luego, como es tradicional en estas situaciones, a una cena en la "Royal Society Dining Club". Todo habría estado muy bien si no fuera porque hubo un detalle: los organizadores no se percataron que la letra C era de Constance y el Club donde se hizo la cena no admitía la entrada de mujeres. No es de sorprenderse, ya que aún en el siglo XXI, en algunos países hay sitios (no muchos afortunadamente) donde aún se prohíbe la entrada de mujeres. Bueno, el bochorno se salvó, gracias a la humildad de Constance, que declinó la invitación para asistir a la cena. Según Kelly Zapas, cito textual lo que dijo Constance: "Lamento haber dado tantos problemas". Luego agrega: "Pero es más desgracia que culpa mía que no sea un hombre" ...y finalmente escribe esto: "Me siento muy honrada de recibir vuestra invitación, aunque me doy cuenta que fue enviada producto de un malentendido" (Zapas, 2015). Una pena para esos notables científicos haber prescindido de la presencia de la joven Constance, quien se abría paso exitosamente en un mundo en esa época prácticamente reservado a los hombres.

Los primeros pasos

Constance Elam estudió ingeniería. A los 18 años (esto es en 1912) ingresó a la universidad (Newnham College de Cambridge) y fue una alumna aventajada ya que en 1915 ingresó al Departamento de Metalurgia del "National Physical Laboratory" en Teddington. Acá estuvo poco tiempo porque muy pronto pasó a la "Royal School of Mines", parte del "Imperial College of London", donde fue asistente de investigación del profesor Sir Henry Cort Harold Carpenter. Parece que en 1921 o 1922 comenzó a trabajar con el profesor G. I. Taylor, ganando ambos en 1923 el premio denominado "Bakerian Medal" de la Royal Society, que se comentó más arriba. Bueno, qué más se puede contar, a los 29 años ya premiada, un reconocimiento que muchos académicos recibían al final de su carrera, ella desde muy temprana edad ya fue una científica reconocida y respetada por sus pares e hizo una larga carrera académica, retirándose en 1960.

Algo más sobre su carrera y sus logros

Primero que todo cabe aclarar que, si se desea hacer un seguimiento de la productividad científica de Constance Tipper, se debe buscar como C. F. Elam o

como C. F. Tipper, porque como ya se informó, cambió su apellido tras contraer matrimonio; aunque en la mayoría de los artículos firma como C. F. Elam, a partir aproximadamente de 1948, firma como C. F. Tipper, como es actualmente recordada.

Como se mencionó, su productividad científica arranca en 1920, cuando escribe dos artículos con el profesor Carpenter sobre crecimiento de grano y sobre producción de monocristales de aluminio (Carpenter y Elam, 1920; Carpenter y Elam, 1921), el cual profundiza y amplía en 1925 (Carpenter y Elam, 1925). Ya a partir de 1923 comienza su trabajo con el profesor Taylor, publicando en 1923 un artículo relacionado con la distorsión de cristales de Al durante el ensayo de tracción (Taylor y Elam, 1923), el cual es profundizado en 1925 (Taylor y Elam, 1925), publicando ambos un trabajo en 1926 relacionado con la deformación de cristales de hierro (Taylor y Elam, 1926). Ya en 1925 comienza a publicar sola, estudiando deformación en cristales de Al-Zn (Elam, 1925; Elam, 1927a), un trabajo sobre deformación de cristales de oro, plata y cobre en 1926 (Elam, 1926), uno sobre cristales de Cu-Zn en 1927 (Elam, 1927b), y uno sobre cristales de Cu-5%Al en 1927 (Elam, 1927c). También como cristalografa, en los años 1927 y 1928 estudió estructuras bandeadas (Elam, 1927d; Elam y Taylor, 1928) y en 1934, sistemas de deslizamiento y maclado (Elam, 1934). La recristalización fue un campo también abordado (Elam, 1935), la deformación de latones beta y hierro (Elam, 1936) y la influencia de la velocidad de deformación en el límite elástico de hierro (Elam, 1938) entre otros campos. Como se deduce, Constance Tipper ya tenía una carrera consolidada y era una respetable científica cuando comenzó la segunda guerra mundial, donde iba a tener una participación importante como se relata más adelante. Pero antes, algunos datos de su carácter.

Su personalidad

La fotografía que publica wikipedia y que se muestra en la Figura N° 1, muestra a una mujer con mirada inteligente y penetrante, con un rostro que revela gran determinación, su aspecto irradia confianza en sí misma. Aún así, fue una persona sencilla y cuando se retiró después de 45 años de trabajo, se fue a vivir a un pueblo llamado Langwathby, dedicándose a lo que le gustaba: la pesca con mosca y la ejecución del órgano en la iglesia. Allí vivió con su hermano, ya que quedó viuda en 1947, llegando a cumplir 101 años (murió en 1995).



Figura N° 1. Constance Tipper (1894-1995) (Wikipedia, 2024)

El caso de los Liberty Ships

Se ha escrito acerca de estos buques que fueron construidos en grandes cantidades durante la segunda guerra mundial con el fin de abastecer de suministros a Gran Bretaña y a la ex Unión Soviética, con el fin de apoyar el esfuerzo de guerra (Monsalve, 2004). Se construyeron 2700 de estos buques, de los cuales 20 experimentaron fractura total, 90 experimentaron agrietamiento sin llegar a fracturarse y 400 experimentaron grietas de algún tipo. Las fallas se daban cuando el buque navegaba por mares fríos, originándose normalmente en las esquinas en ángulo recto de las escotillas, normalmente aquellas situadas en la zona central del buque, donde los esfuerzos flectores son máximos. Además, se observó que las grietas estaban asociadas a soldaduras, ya que el buque era fabricado uniendo planchas de acero mediante soldadura y no mediante remachado, como era tradicional. Además, el acero usado ofrecía una anormalmente baja resistencia a la propagación de estas grietas. Los gobiernos de EEUU y

de Gran Bretaña dispusieron equipos de investigación para dilucidar el origen de este problema y le correspondió a Constance Tipper hacerse cargo de la investigación por parte del “British Admiralty Ship Welding Comitee”. Paralelamente, al otro lado del Atlántico, en el “Naval Research Laboratory” en EEUU, también se preocupaban de dilucidar el misterio de las fracturas de estos importantes buques, de los que uno se muestra en la Figura N° 2.

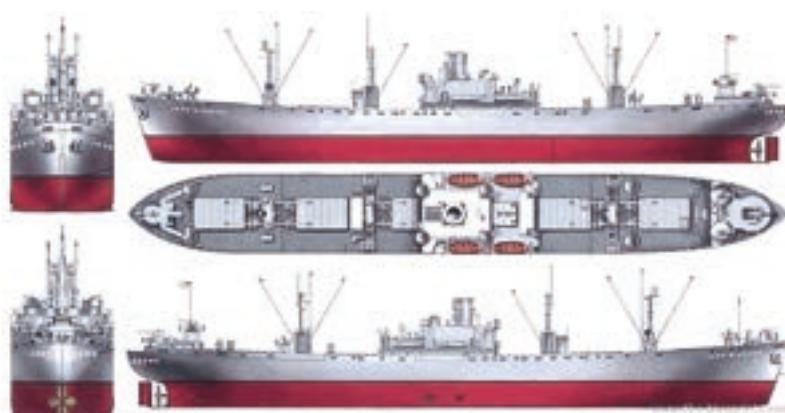
El diseño de este buque buscaba cumplir con que fuera rápido, barato y simple de fabricar. Poseía un motor de vapor detriple expansión y según Harris *et al.* (2015), era ya un diseño obsoleto. Sin embargo, tenía la ventaja de que todas las fábricas en EEUU estaban en capacidad de proveer partes para este buque. Se sabe que el presidente Roosevelt comisionó al empresario de obras civiles Henry Kaiser para que se hiciera cargo de la construcción en masa de estas naves. En opinión del autor, una curiosa coincidencia, un empresario de apellido claramente alemán haciéndose cargo de la construcción de buques que iban a llevar los suministros bélicos para vencer a Alemania. ¿Lo habrán pensado así los alemanes? Lo dejo en clave sólo de reflexión personal. Por lo demás, Kaiser no tenía experiencia en construcción naval, ya que su ámbito de acción eran las obras civiles, había construido grandes represas en EEUU, así como autopistas en EEUU y Canadá. Volviendo a las fallas experimentadas por estos buques, la sospecha fundamental apuntó a las soldaduras, hechas por obreros y obreras no suficientemente capacitados. Como ya se mencionó, se formaron dos equipos. El de EEUU estaba dirigido por el contralmirante Ellis Reed-Hill, que lideraba el “Ship Structure Comitee” y a quien se

reportaban Morgan Williams y George Ellinger, ambos pertenecientes a la oficina nacional de normalización (National Bureau of Standards). Como nota anecdótica, Ellis Reed-Hill fue el padre de Robert Reed-Hill, metalúrgico que trabajó en la Universidad de Florida y que escribió el libro que cualquier estudiante tuvo en sus manos en su primer curso de ciencia de materiales: “Principios de Metalurgia Física”.

Después de analizar 83 muestras de acero provenientes de buques que experimentaron fallas, Williams y Ellinger midieron la temperatura de transición dúctil-frágil a través del ensayo de impacto o ensayo de Charpy, encontrando que sólo en 8 de las 83 muestras, esta temperatura de transición era menor a 7°C. Por lo tanto, era razonable que estos aceros fallaran por fractura frágil a temperatura ambiente cuando ésta era igual o inferior a 7°C, como fue en aquellos casos en que ocurrió propagación de grieta. Un detalle adicional: la temperatura de transición dúctil-frágil promedio medida a las muestras fue de 24,8°C (Harris *et al.*, 2015). Hay que señalar que los aceros que se usaron en los astilleros cumplían estándares de calidad basados en límite elástico, esfuerzo tensil máximo y alargamiento a rotura, lo cual hoy se sabe que es necesario, pero no suficiente para garantizar un buen desempeño. Una parte del misterio ya estaba resuelto, sin embargo, lo que no se sabía en aquella época fue cómo hacer que el acero presentase una temperatura de transición dúctil-frágil menor (recordar que mientras menor es esta temperatura, mejor es el desempeño del material). Se pensaba que la composición química era la única variable que influía en esta propiedad.



(a)



(b)

Figura N° 2. (a) Jeremiah O'Brien, Liberty Ship que en 1982 ha sido declarado monumento nacional; actualmente se encuentra en San Francisco, California (Brasilmergulho, 2012). (b) John Brown, las flechas indican las escotillas 2 y 3, que es por donde se iniciaban las grietas (Sitio histórico estatal de Crailo, 2016).

La contribución de Constance Tipper: composición química y microestructura.

Como ya se mencionó, el gobierno inglés solicitó a Constance Tipper que abordara el problema de la falla de los buques. Ella se fijó en los detalles microestructurales del acero usado, no sólo en la composición química: tamaño de grano y presencia de inclusiones fundamentalmente. A partir de esto, logró establecer que existe una relación entre la microestructura y la tendencia a la fractura frágil. Ella tenía una gran experiencia acumulada en el estudio de superficies de fractura, ya que con su base de metalurgista y como cristalógrafa, había sido la primera persona que había usado la microscopía electrónica de barrido en el análisis de superficies de fractura. Ella viajó en varias ocasiones al Naval Research Laboratory en EEUU invitada por George Irwin, uno de los creadores de la mecánica de la fractura. Allí efectuó un trabajo colaborativo con el equipo estadounidense, logrando descifrar el misterio de la fractura frágil en aceros, tras cuidadosos análisis que incluyeron sus propios datos y los de otros investigadores. Por ejemplo, se dio cuenta que no solo era importante la relación entre Mn y C, sino también la microestructura. Sugirió que una microestructura inapropiada (por ejemplo un tamaño de grano demasiado grande), era capaz de deteriorar el comportamiento mecánico de un acero a pesar que la composición química fuese la correcta (Tipper, 1957). Además, cuantificó los planos de clivaje en ferrita permitiendo comprender la relación entre microestructura y respuesta a fractura. Para mayor detalle puede consultarse las referencia (Baker y Tipper, 1956).

Conclusión

A través de estos párrafos se ha relatado lo que fue la vida de Constance Tipper, una mujer que dedicó gran parte de su vida al entendimiento de algunos aspectos claves de la ciencia de materiales, siendo pionera en la comprensión del mecanismo de deformación de los cristales que ocurren en la gran mayoría de metales y aleaciones. En este campo hizo aportes fundamentales, a partir de observaciones experimentales cuidadosas y complejas. Sin embargo, su gran aporte fue al entendimiento del comportamiento dúctil-frágil de aceros, ya que, a raíz de las fallas acaecidas a los barcos Liberty, logró dar una explicación coherente relativa a la influencia de la microestructura de un acero en su respuesta a la fractura, demostrando que el comportamiento a fractura no solo depende de la composición química del acero, sino que también de su microestructura. Tan importante como esto, es el hecho de que haya

sido mujer, una científica que destacó en una época en que asistir a la universidad, graduarse, obtener una cátedra universitaria y ser una científica destacada era extremadamente complicado para las mujeres. Otras científicas famosas como María Curie o Lisa Meitner lo habían logrado por la misma época. Constance Tipper, en otra área del conocimiento, enseñaba que aún en circunstancias adversas, una mujer puede abrirse paso exitosamente en la ciencia con esfuerzo, perseverancia, talento y dedicación, logrando ser reconocida y respetada por sus pares y por la sociedad sin que se le discrimine negativamente y por supuesto, tampoco positivamente, ya que cuando el talento y la dedicación existen, la discriminación positiva no es necesaria.

Referencias

- Baker JF, Tipper CF. 1956. The value of the notch tensile test. *Proc Inst Mech Eng* 170: 65-93.
https://doi.org/10.1243/pime_proc_1956_170_016_02
- Brasilmergulho. 2012. Visitando o Liberty Ship Jeremiah O'Brien. <https://www.brasilmergulho.com/wp-content/uploads/2016/05/Jeremyah-Obrien.jpg>
- Carpenter HCH, Elam CF. 1920. Crystal growth and recrystallisation in metals. *Nature* 106: 312-315.
<https://doi.org/10.1038/106312a0>
- Carpenter HCH, Elam CF. 1921. The production of single crystals of aluminium and their tensile properties. *Proc R Soc London Ser A* 100: 329-353.
<https://doi.org/10.1098/rspa.1921.0089>
- Carpenter HCH, Elam CF. 1925. Experiments on the distortion of single-crystal test-pieces of aluminium. *Proc R Soc London Ser A* 107: 171-180.
<https://doi.org/10.1098/rspa.1925.0013>
- Elam CF. 1925. Tensile tests of crystals of an aluminium zinc alloy. *Proc R Soc London Ser A* 109: 143-149.
<https://doi.org/10.1098/rspa.1925.0111>
- Elam CF. 1926. Tensile tests for large gold, silver and copper crystals. *Proc R Soc London Ser A* 112: 289-296.
<https://doi.org/10.1098/rspa.1926.0112>
- Elam CF. 1927a. Tensile tests on alloy crystals. Part I.—Solid solution alloys of aluminium and zinc. *Proc R Soc London Ser A* 115: 133-147.
<https://doi.org/10.1098/rspa.1927.0080>

- Elam CF. 1927b. Tensile tests on alloy crystals. Part II.—Solid solution alloys of copper and zinc. Proc R Soc London Ser A 115: 148–166.
<https://doi.org/10.1098/rspa.1927.0081>
- Elam CF. 1927c. Tensile tests on alloy crystals. - Part IV.— A copper alloy containing five per cent. Aluminium. Proc R Soc London Ser A 116: 694–702.
<https://doi.org/10.1098/rspa.1927.0158>
- Elam CF. 1927d. Banded structure in Al and Cu. Nature 120: 259.
- Elam CF. 1934. Sip-bands and twin-like structures in crystals. Nature 1934.
- Elam CF. Recrystallisation accompanying allotrophic changes. Nature 1935
- Elam CF. 1936. The distortion of -brass and iron crystals. Proc R Soc London Ser A 153: 273-301.
<https://doi.org/10.1098/rspa.1936.0002>
- Elam CF. 1938. The influence of rate of deformation on the tensile test with special reference to the yield point in iron and steel. Proc R Soc London Ser A 165: 568-592. <https://doi.org/10.1098/rspa.1938.0077>
- Elam CF, Taylor GI. 1928. An investigation of some banded structures in metal crystals. Proc R Soc London Ser A 121: 237-247.
<https://doi.org/10.1098/rspa.1928.0193>
- Harris MD, Grogg WJ, Akoma A, Hayes BJ, Reidy RF, Imhoff EF, Collins PC. 2015. Revisiting (some of) the lasting impacts of the Liberty Ships via a metallurgical analysis of rivets from the SS 'John W. Brown. Jom 67: 2965-2975.
<https://doi.org/10.1007/s11837-015-1668-1>
- Monsalve A. 2004. Los 'Liberty Ships': Análisis de falla. Remetallica 24.
- Sitio histórico estatal de Crailo. 2016. The Liberty Ship S.S. Jeremiah Van Rensselaer. <https://crailoblog.blogspot.com/2016/02/the-liberty-ship-ss-jeremiah-van.html>
- Taylor GI, Elam CF. 1923. Bakerian Lecture: The distortion of an aluminium crystal during a tensile test. Proc R Soc London Ser A 102: 643–667.
<https://doi.org/10.1098/rspa.1923.0023>
- Taylor GI, Elam CF. 1925. The plastic extension and fracture of aluminium crystals. Proc R Soc London Ser A 108: 28–51. <https://doi.org/10.1098/rspa.1925.0057>
- Taylor GI, Elam CF. 1926. The distortion of iron crystals. Proc R Soc London Ser A 112: 337–361.
<https://doi.org/10.1098/rspa.1926.0116>
- Tipper CF. 1957. The brittle fracture of metals at atmospheric and sub-zero temperatures. Metall Rev 2: 195-261. <https://doi.org/10.1179/mtlr.1957.2.1.195>
- Wikipedia. 2024. Constance Tipper. https://en.wikipedia.org/wiki/Constance_Tipper#/media/File:-Constance_Tipper.jpg
- Zapas K. 2015. Constance Tipper cracks the case of the Liberty Ships. Jom 67: 2774–2776.
<https://doi.org/10.1007/s11837-015-1697-9>



Artículo de Investigación

Análisis comparativo de piñones de cadena de distribución económicos y de alta performance

Comparative analysis of economic and high performance timing chain gears

RESUMEN

A lo largo de los años se han mejorado progresivamente las aleaciones que componen las piezas de la industria automotriz, y se han adoptado ciertos métodos de manufactura para la producción a escala masiva, en particular para las piezas más pequeñas. La pulvimetallurgia se ha instalado como principal método de manufactura en piezas pequeñas debido a ciertas ventajas para la producción a escala que se maneja en el rubro, entre ellas: bajo coste, bajo consumo energético, buena calidad superficial, buena capacidad para producir piezas complejas y buenas propiedades mecánicas utilizando composiciones y técnicas adecuadas. En este estudio, para evaluar el estado actual de la producción de piezas críticas de vehículos se analizaron dos piezas claves en el funcionamiento de un motor de combustión interna: piñón de cadena de distribución, uno de ellos de un vehículo deportivo y el otro de una camioneta estándar de doble cabina. Se encontró que ambas piezas corresponden aceros pulvimetálgicos con similar contenido de carbono y cobre, y la principal diferencia radicó en los tratamientos térmicos, tratamientos superficiales y complejidad de las piezas, repercutiendo notablemente en el coste de cada uno.

Palabras clave: Aceros pulvimetálgicos; Piñón de cadena de distribución; Industria automotriz; Alto rendimiento.

ABSTRACT

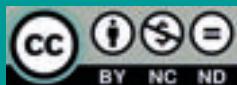
Recently through the years in the automotive industry has been developing better alloys and manufacture methods for car parts, and it is notable that some manufacturing techniques are dominating the production of small parts in a massive scale. The powder metallurgy has been installed as the primordial manufacturing technique for small parts of the automotive industry, because of its main advantages for the mass scale production, between them: low cost, low energy consumption, good superficial quality, good capacity to produce complex parts, and good mechanical properties using the correct compositions and techniques. In this paper, to evaluate the actual state of the critical parts production of vehicles it has been analyzed two key parts of the functionality of an internal combustion engine: timing chain gear, one of them from a sport vehicle, and another one from a standard crew cab pickup. It was found that both gears belong to steels powder-metallurgy-made, with similar content of carbon and copper, and the main different settled in the thermal treatments, superficial treatments, parts complexity, impacting noticeably in the cost price of each one.

Keywords: Powder metallurgy steels; Timing chain gears; Automotive industry; High performance.

Autor de Correspondencia

Juan Pablo Vergara-Meruane
juan.vergara.m@usach.cl
Departamento de Ingeniería Metalúrgica
Universidad de Santiago de Chile

Artículo Recibido: 30 de marzo, 2023
Artículo Aceptado: 10 de julio, 2023
Artículo Publicado: 17 de mayo, 2024



Introducción

A lo largo de los años se han desarrollado nuevos materiales y métodos de manufactura que ha beneficiado la fabricación de vehículos con mayor autonomía, durabilidad, menor coste y con el mejor rendimiento para la industria automotriz. Reducir el peso de los automóviles ha sido una de las formas más comunes para mejorar el consumo de combustible, y por tanto, mejorar la autonomía, los motores de combustión interna son un claro ejemplo de mejorar las aleaciones con estos propósitos, con las aleaciones aluminio – silicio o también las de magnesio que reducen el peso del motor (versus los convencionales de hierro fundido o Al-Si) entre un 22 - 70% (Kulekci, 2007), por otro lado, se ha innovado también en aleaciones que mejoran propiedades mecánicas como las fundiciones grises de grafito compactado (CGI) mejoran notablemente las propiedades mecánicas versus fundiciones grises con grafito laminar (Dawson *et al.*, 2001). Sin embargo, un aspecto importante en la reducción de costes en la manufactura se ha adoptado en piezas más pequeñas, tales como, cojinetes y engranajes, las que han adoptado aleaciones de pulvimetallurgia para su manufactura. La pulvimetallurgia (PM) se ha definido como el arte y ciencia de producir polvos metálicos, y fabricar piezas casi o completamente terminadas mediante polvos metálicos individuales, mezclados o aleados, con o sin adición de constituyentes no metálicos (Angelo y Subramanian, 2008). Hoy, los aceros pulvimetálgicos pueden ser considerados como materiales de alto rendimiento (Torralba *et al.*, 2011), y su uso en la industria de piezas estructurales (piezas que no pueden ser producidas incluso con otros procesos tecnológicos (Akhtar *et al.*, 2018)) ha ido al alza (ASM Handbook, 1998). Dentro de los beneficios más importantes, se destaca que es un proceso de manufactura económico, en donde existe prácticamente nula pérdida de material y, además, es amigable con el medioambiente gracias a su alta tasa de utilización con un bajo consumo energético (Tan *et al.*, 2020). Sin embargo, la alta porosidad que se obtiene de este proceso de manufactura suele ser entre 5% - 15% (Wong-Angel *et al.*, 2014) lo que puede afectar negativamente en las propiedades mecánicas, principalmente al contribuir a una concentración de esfuerzos en los poros y una posterior propagación de grietas (Xu *et al.*, 2011), así pues, se han ideado nuevas técnicas para reducir la porosidad y mejorar las propiedades mecánicas, una de ellas es la utilización de métodos de compactación avanzados, tal

como, compactación a alta velocidad (high velocity compaction) o en caliente (warm compaction) que ayudan a mejorar la densidad sin disminuir la productividad (Akhtar *et al.*, 2018), o mediante técnicas de tratamiento superficial que reducen la porosidad y mejoran las propiedades mecánicas (Peng *et al.*, 2016), la utilización de elementos ligantes como el cobre también ayudan a la reducción de la porosidad en las piezas (Wong-Angel *et al.*, 2014). De esta forma, la industria automotriz ha adoptado la pulvimetallurgia con cerca del 70% de su producción mundial para la manufactura automotriz (Ramakrishnan, 2013). En la presente investigación se analizaron dos piezas, con el fin de analizar y determinar el estado actual de las aleaciones y el proceso de manufactura involucrado en piezas económicas y de alto performance de la industria automotriz.

Procedimiento Experimental

Piezas

Los objetos analizados en el presente estudio fueron dos piezas, de las cuales ambas corresponden a piñones de cadena de distribución. En la Figura N°1 se ilustra la Aleación 1, la que corresponde a un piñón de cadena de distribución (80 mm de diámetro aprox.) de un vehículo deportivo de 250 HP. Este piñón, además de tener un alto precio (USD \$174,53 en Ebay, USD \$250 en el mercado en Chile), fue catalogado, en la presente investigación, como de “alto rendimiento”. Por el otro lado, la Aleación 2 corresponde a un piñón de cadena de distribución (70 mm de diámetro aprox.) de una camioneta estándar de doble cabina. Por su parte, debido a la baja complejidad de la pieza y de su bajo coste (USD \$8), fue catalogada como económica.



Figura N°1 Aleación 1, piñón de alto rendimiento.



Figura N° 2. Aleación 2, piñón económico.

Preparación de muestras

Todos los equipos utilizados para la investigación pertenecen al Laboratorio de Metalografías y al Laboratorio de Ensayos e Investigación en Materiales (SIMET) del Departamento de Ingeniería Metalúrgica, de la Universidad de Santiago de Chile.

De la Aleación 1 y Aleación 2, se extrajeron 3 muestras (véase Figura N° 3), los cortes fueron realizados con el equipo Mecatome T260 del Laboratorio de Metalografías. Las muestras A y B son con el objetivo de realizar metalografías en las caras exteriores e interiores de los dientes del piñón. Por su parte, la muestra C tiene el propósito de ser enviada a análisis químico de espectrometría de emisión óptica (por chispa), y de ser necesario, fluorescencia de rayos X (XRF), ambos equipos pertenecientes al SIMET de la Universidad de Santiago de Chile.

Las muestras A y B de la Aleación 1 y Aleación 2, se montaron en baquelita en el equipo Mecapress 3, ilustradas en la Figura N° 4 y N° 5 para ser llevadas a microscopio óptico. En caso de requerir mayor precisión con la composición química de los elementos presentes, se dispuso de estas muestras para un análisis por microscopía electrónica de barrido (SEM), del SIMET de la Universidad de Santiago de Chile.



Figura N° 3. Cortes de la pieza.



Figura N° 4. Muestras A y B, Aleación 1. Ataque con Nital 2%.



Figura N° 5 Muestras A y B, Aleación 2. Ataque con Nital 2%.

Como evidentemente se observa en la Figura N° 4 y N° 5, existe una clara diferencia entre el centro de la pieza y la zona de los dientes del piñón (al ser atacadas las piezas en Nital 2%), por lo que, más adelante para comparar y discutir estas zonas, se diferenciarán entre sí siendo denominadas como 'zona del centro' y 'zona del diente'. Además, con el objetivo de complementar las metalografías, se utilizó un microdúrometro Vickers ZwickRoell Indentec del Laboratorio de Metalografías para obtener conforme a la norma ASTM E-18.

Resultados y Discusión

La composición química obtenida mediante espectrometría de emisión óptica por chispa de la Aleación 1 y 2 está expuesta en la Tabla N° 1. Para ambas piezas se realizaron 2 respectivos Test (con y sin limpieza), en ambos casos el equipo marcó <5.16% C el cuál es el máximo que puede detectar, y un impreciso 29,38% Fe y 17.93% Fe para la Aleación 1 y Aleación 2, respectivamente, además de que el resto de los elementos no suman 100%. Esto suele suceder con hierros fundidos y/o piezas obtenidas por pulvimetallurgia cuando se intentan analizar en espectrometría de emisión óptica por chispa. Dependiendo del hierro fundido, el grafito se puede encontrar en distintas formas, ya sea laminar, nodular, vermicular o esferoidal, y la presencia de alto contenido de carbono (presente en el grafito) produce que se descalibre la medición. Por el otro lado, en pulvimetallurgia se puede descalibrar el equipo de la misma forma ya que usualmente suele utilizarse grafito como lubricante (Angelo y Subramanian, 2008). Las piezas fueron sometidas a un tratamiento de limpieza por

ultrasonido durante 30 minutos (Test 2, c/limpieza) para verificar y confirmar los datos obtenidos, y los resultados fueron similares al primero. Dicho esto, el análisis de composición química por espectrometría de emisión óptica terminó aportando sólo que probablemente las aleaciones que componen las piezas pueden ser hierros fundidos o piezas de pulvimetallurgia. Además, llama la atención que uno de los elementos con mayor proporción que se obtuvo fue el cobre, para ambas piezas.

La fluorescencia de rayos X (XRF) entregó los datos expuestos en la Tabla N° 2, en donde se coincide con

el análisis anterior con presencia de cobre, el carbono por su parte no está dentro del rango de medición del equipo, y el resto de los elementos presentes principalmente fueron Fe y Al, éste último se tratará más adelante. El objetivo de realizar la fluorescencia y espectrometría fue dilucidar la composición química de las piezas, sin embargo, los resultados expuestos no son concluyentes, y hasta ahora sólo fueron de utilidad para aclarar hacia donde iba el estudio. Mediante Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) se obtuvieron los datos de la Figura N° 6 y N° 7, en donde se puede observar que se coincide con presencia de Cu y Al en la pieza, esta vez con un

Aleación	Fe	C	Cu	Al	Mn	S
1	29,38	<5,16	1,1	0,009	0,031	0,056
2	17,93	<5,16	0,54	0,009	0,192	0,145
1, c/limpieza	34,47	<5,16	0,84	0,0067	0,021	0,053
2, c/limpieza	17,93	<5,16	0,54	0,0028	0,192	0,145

Tabla N° 1. Resultados de la espectrometría de emisión óptica (por chispa) para la Aleación 1 y 2.

Aleación	Fe	C	Cu	Al	Mn	Si
1	51,47	null	1,07	1,49	0,09	0,09
2	87,29	null	2,21	3,64	0,65	0,43

Tabla N° 2. Resultados de XRF para la Aleación 1 y 2.

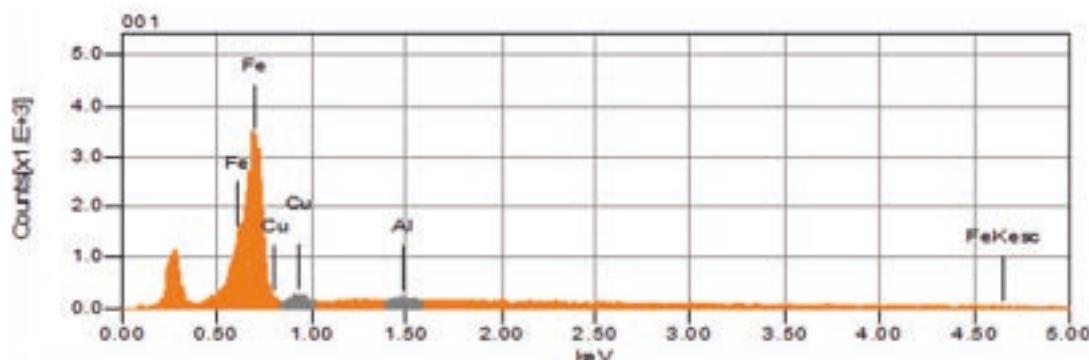


Figura N° 6. SEM Aleación 1, centro de la pieza. Muestra A.

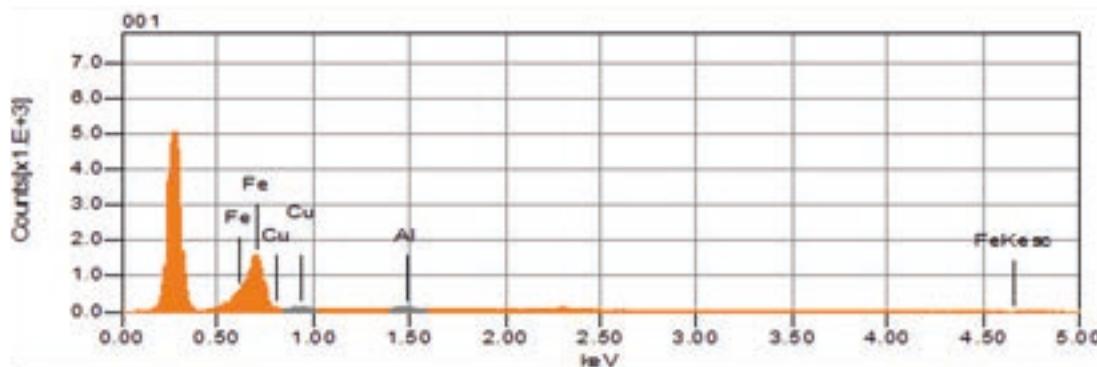


Figura N° 7. SEM Aleación 2, centro de la pieza. Muestra A.

contenido de fierro aceptable, aunque no exacto, ya que en el rango de medición de este equipo tampoco se analiza el carbono, por lo que los resultados no están correctamente balanceados. La presencia de aluminio en XRF y SEM se discutirá más adelante.

Aleación	Fe	C	Cu*	Al*
1	98,46	null	1,29	0,25
2	98,8	null	0,99	0,2

Tabla N° 3. Resultados SEM en el centro de las piezas. Nota: Se forzó el equipo a buscar los elementos con “*”.

Las muestras A y B (externa e interna) de la Aleación 1 y 2 se llevaron a microscopía óptica, obteniendo en primera instancia las metalografías sin ataque ilustradas en la Figura N° 8 y N° 9, en donde se puede observar una clara porosidad en las piezas, esto nos indica que fueron obtenidas mediante pulvimetallurgia, además, esto explicaría la presencia de aluminio en el SEM y XRF, ya que, al haberse realizado el pulido con alúmina en presencia de porosidad se producirá una evidente contaminación en la pieza, afectando en la composición química obtenida, las muestras enviadas a espectrometría óptica no fueron pulidas (y por esto existen 9 ppm de Al y no 2000-2500 ppm), esto fortalece la lógica presentada. Además, la literatura nos indica que la adición de aluminio como elemento aleante en aceros pulvimetálgicos incrementa la porosidad, afectando negativa y significativamente en el módulo de elasticidad, elongación, esfuerzo de fluencia y dureza (Sazegaran *et al.*, 2022), por lo que su presencia como elemento aleante en estas piezas no tiene justificación alguna y se descarta por completo.

Se cuantificó la porosidad mediante el software ImageJ (véase Figura N° 12) dando como resultado 5% y 21% en el diente del piñón, y en el centro de la pieza respectivamente en la Aleación 1, por su parte, el piñón de la Aleación 2 tuvo una porosidad de 27%, constante a lo largo de la pieza. Esta diferencia en la Aleación 1 entre la superficie y el centro presente se debe a un tratamiento superficial realizado con el objetivo de reducir la porosidad y aumentar la densidad en la zona de mayor exigencia mecánica: los dientes en la superficie del piñón. Esto puede dar lugar a una pieza que presenta una capa superficial con mayor densidad, dureza y con una menor rugosidad, lo que beneficia a la resistencia al desgaste (Peng *et al.*, 2016). Si comparamos la Aleación 1 con la Aleación 2, la primera tiene menor densidad en el centro de la pieza, lo que se debe probablemente a una compactación en caliente. Estas últimas dos técnicas mencionadas recientemente contribuyen a una mayor densidad, que se traduce en mayor resistencia a fatiga (Forden *et al.*, 2005).

Mediante microscopía óptica se obtuvieron las metalografías de los piñones, ilustradas en las (Figura N° 10 y N° 11) donde en la zona del diente en ambos casos (Aleación 1 y Aleación 2) se observan agujas de martensita, esta microestructura se acompaña de una microdureza de 798 HV0.5 y 784 HV0.5 en el caso de la pieza económica, muestra A y B respectivamente. Por el otro lado, la microdureza en la microestructura martensítica de la pieza de alto performance es de 468 HV0.5 y 577 HV0.5, muestra A y B respectivamente. Por el otro lado, el centro de la pieza corresponde a una microestructura perlítica, en donde se puede observar la presencia de ferrita (α , fase clara), se evidencia la presencia de perlita, acompañadas de 212 HV0.5 y 184 HV0.5 de microdureza para la muestra A y B respectivamente. Mediante el software ImageJ se cuantificó la ferrita (véase Figura N° 12)

presente en el centro de las muestras, en donde se pudo estimar mediante regla de la palanca una aproximación al contenido de carbono del acero, obteniendo alrededor de 0,5% C tanto para el piñón de alto rendimiento como para el piñón económico, por lo que curiosamente ambos piñones (económico y alto performance) corresponden a aceros pulvimetálgicos perlíticos. Al atacar las muestras A y B de la Aleación 1, se pudo observar una clara diferencia entre la zona del diente y del centro (véase Figura

N° 13), una interfase clásica propia de calentamiento por inducción, lo que confirma la existencia de un tratamiento térmico superficial en la pieza de alto performance, en la Aleación 2, al ser atacado con Nital 2% muestra una leve diferencia de coloración entre la zona de los dientes y el centro de la pieza, por lo que se podría estimar que se realizó un tratamiento superficial más económico (debido a su bajo precio, alrededor de USD \$ 8), pudiendo corresponder a un flameado.

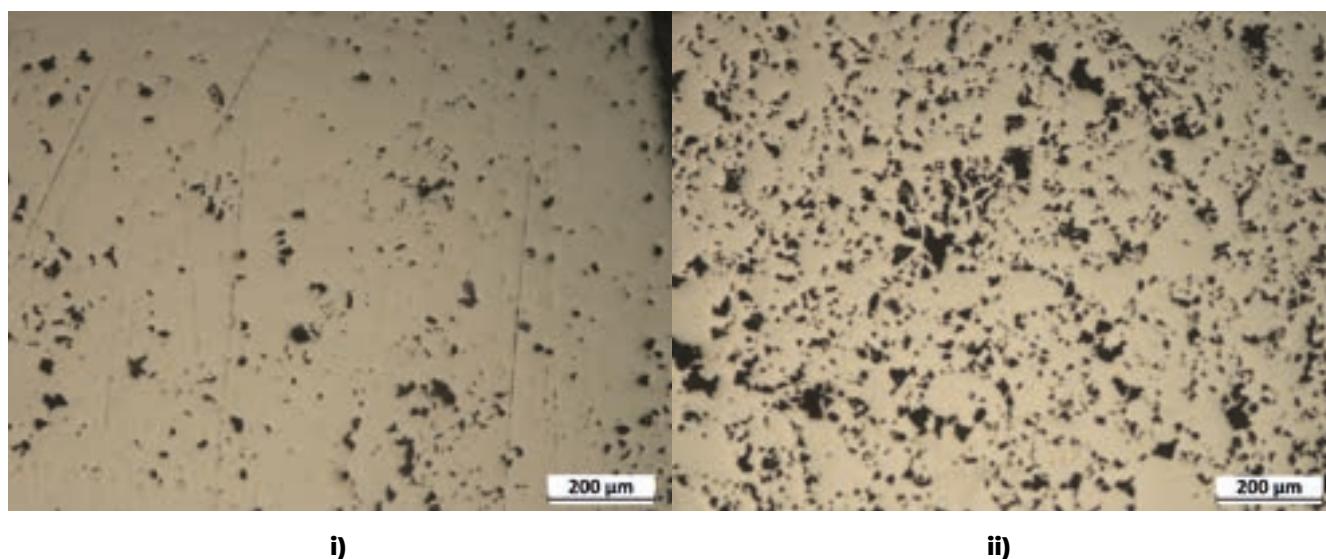


Figura N° 8. Metalografía sin ataque, Aleación 1 (muestra B), X100. i) zona del diente, ii) centro de la pieza.

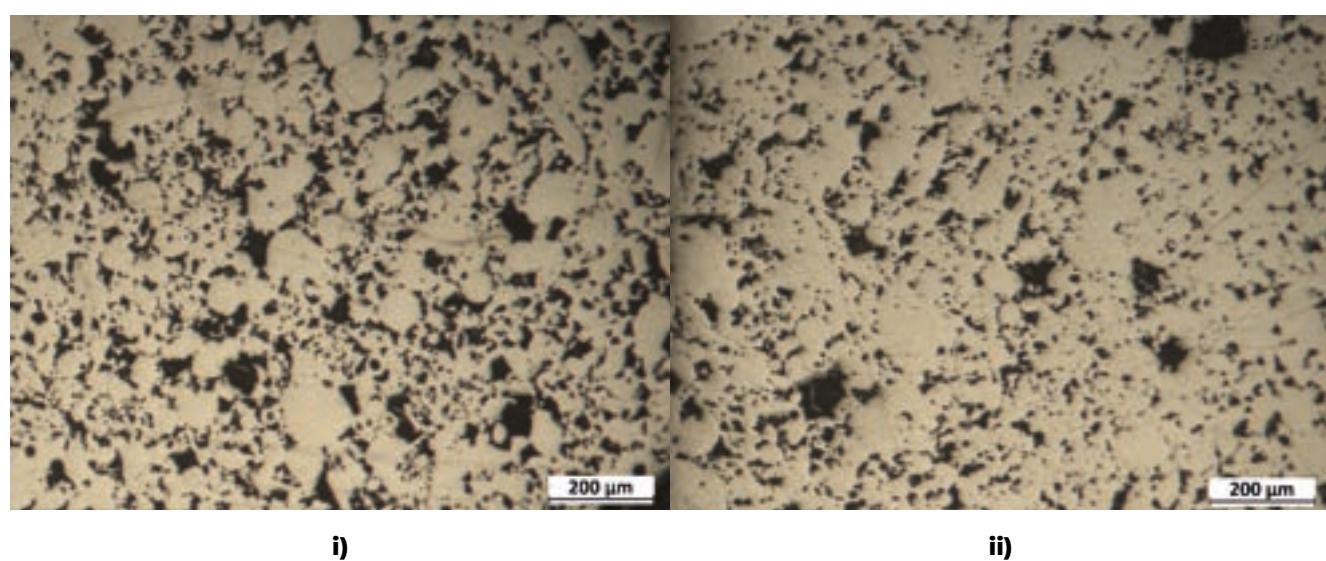


Figura N° 9. Metalografía sin ataque, Aleación 2 (muestra B), X100. i) zona del diente, ii) centro de la pieza.

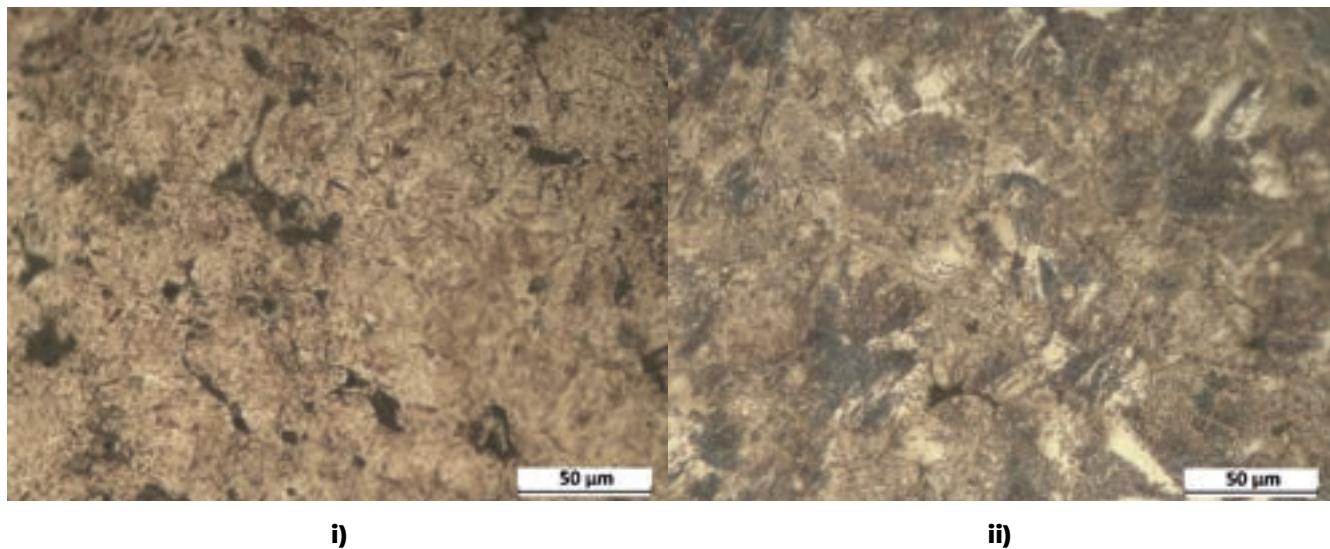


Figura N° 10. Microestructura Aleación 1, x500 (muestra B). Atacada con Nital 2%.
i) zona del diente, ii) centro de la pieza.

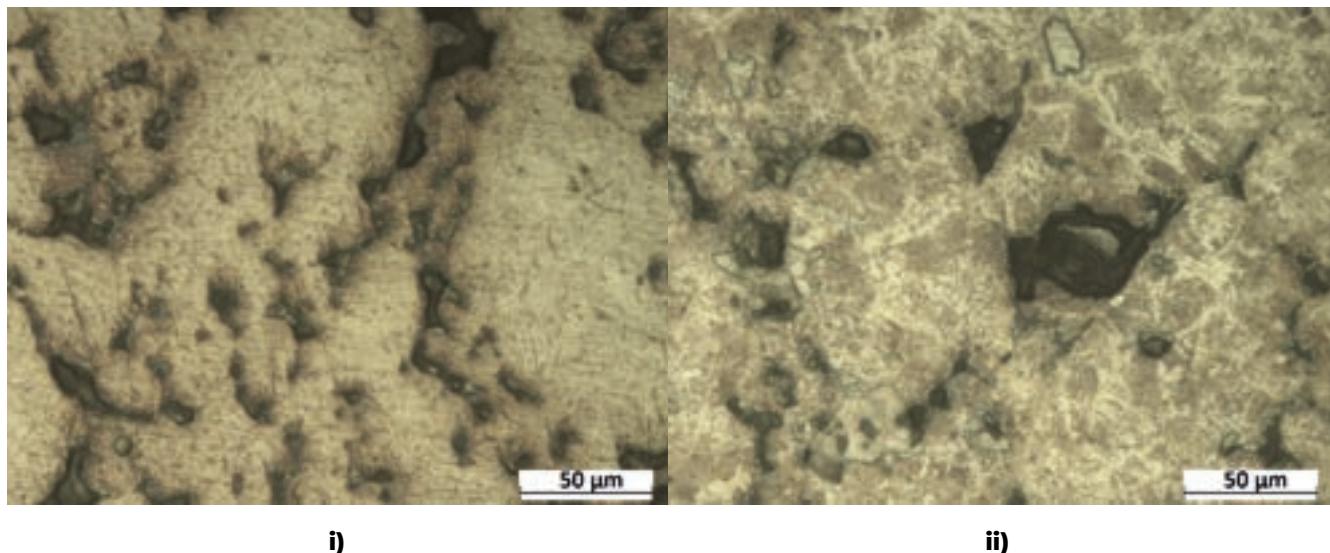


Figura N° 11. Microestructura Aleación 2, x500 (muestra B). Atacada con Nital 2%.
i) zona del diente, ii) centro de la pieza.

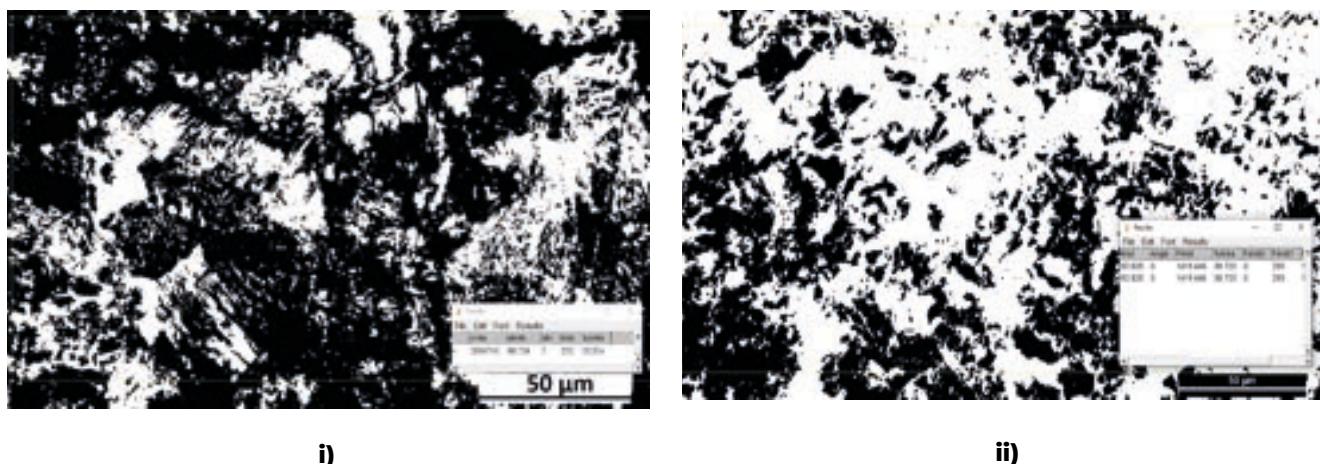


Figura N° 12. Cuantificación de ferrita en el centro de la pieza. i) Aleación 1, 35,30%. ii) Aleación 2, 38,72%. Software: Image J.



Figura N° 13. Aleación 1, muestras A (izquierda) y B (derecha). Atacadas en Nital 2%.

Conclusiones

La manufactura aditiva no ha sido catalogada como viable para la producción a escala masiva durante muchos años, sin embargo, el estado actual y en concreto para pulvimetallurgia, forma parte de las técnicas de manufactura en la producción en masa de la industria automotriz. A pesar de las diferencias de precio y exigencias mecánicas que posee un vehículo deportivo y una camioneta estándar de doble cabina, los piñones de cadena de distribución de sus

motores pueden coincidir en el proceso de manufactura, con similar composición y microestructura. La aleación proveniente de un deportivo tiene una composición muy cercana a la aleación de una camioneta, ambos corresponden a aceros perlíticos fabricados por pulvimetallurgia, con una presencia de cobre similar, pero distan entre sí del mismo tratamiento térmico, superficial, y complejidad de las piezas mismas, lo que las aleja en coste de producción, y por tanto, de venta.

Agradecimientos

Los autores agradecen al laboratorio metalúrgico SIMET, así también con el Laboratorio de Metalografías de la Universidad de Santiago de Chile, junto a los docentes que con buena disposición guiaron y apoyaron la investigación, en el contexto académico de la asignatura de pregrado Diseño y Selección de Materiales dictado por Dr. Alfredo Artigas, Dr. Alberto Monsalve, Dr. Oscar Bustos y Dr. Rodrigo Allende.

Referencias

- Akhtar S, Saad M, Rasikh Misbah M, Sati MC. 2018. Recent advancements in powder metallurgy: A review. Materials Today Proceedings 5: 18649–18655. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.06.210>
- Angelo PC, Subramanian R. 2008. Powder metallurgy: Science, technology and applications. PHI Learning Private Limited, New Delhi, India.

- ASM Handbook. 1998. Powder metal technologies and applications. ASM International 7: 534.
- Danninger H, De Oro Calderón H, Cierl-Mayer C. 2017. Powder metallurgy and sintered materials. Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry. https://doi.org/10.1002/14356007.a22_105.pub2
- Dawson S, Hollinger I, Robbins M, Daeth J, Reuter U, Schulz H. 2001. The effect of metallurgical variables on the machinability of compacted graphite iron. SAE Technical Paper Series. <https://doi.org/10.4271/2001-01-0409>
- Fordén L, Bengtsson S, Bergström M. 2005. Comparison of high performance PM gears manufactured by conventional and warm compaction and surface densification. Powder Metallurgy 48: 10-12. <https://doi.org/10.1179/pom.2005.48.1.10>
- Kulekci MK. 2008. Magnesium and its alloys applications in automotive industry. Int J Adv Manuf Technol 39: 851-865. <https://doi.org/10.1007/s00170-007-1279-2>
- Peng J, Zhao Y, Chen D, Li K, Lu W, Yan B. 2016. Effect of surface densification on the microstructure and mechanical properties of powder metallurgical gears by using a surface rolling process. Materials 9: 846. <https://doi.org/10.3390/ma9100846>
- Ramakrishnan P. 2013. Automotive applications of powder metallurgy. Advances in powder metallurgy 2013: 493-519. <https://doi.org/10.1533/9780857098900.4.493>
- Sazegaran H, Bahari H, Naserian-Nik AM, Khorramshahi F. 2022. The Influence of aluminum content on the porosity, microstructure, and mechanical properties of powder metallurgy steels. Arch Metall Mater 67: 105-111. <https://doi.org/10.24425/amm.2022.137478>
- Tan ZQ, Zhang Q, Guo XY, Zhao WJ, Zhou CS, Liu Y. 2020. New development of powder metallurgy in automotive industry. J Central South Univ 27:1611-1623. <https://doi.org/10.1007/s11771-020-4394-y>
- Torralba J, Calderon R, Campos M. 2011. From sintered iron to high performance PM steels. Materials Science Forum 672: 3-11. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.672.3>
- Wong-Ángel W, Téllez-Jurado L, Chávez-Alcalá JF, Chavira-Martínez E, Verdúzco-Cedeño VF. 2014. Effect of copper on the mechanical properties of alloys formed by powder metallurgy. Materials & Design 58: 12-18. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.02.002>
- Xu Z, Wen W, Zhai T. 2011. Effects of pore position in depth on stress/strain concentration and fatigue crack initiation. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0947-x>



DEPARTAMENTO DE
INGENIERÍA
METALÚRGICA



Artículo de Investigación

Uso de MATLAB en aplicaciones de comportamiento Mecánico de Materiales. Esfuerzo-deformación plástica de aceros multifásico con comportamiento TRIP

Use of MATLAB in applications of mechanical behavior of materials.
Plastic stress-strain of multiphase steels with TRIP behavior

RESUMEN

Una característica de los aceros multifásicos TRIP (TRansformation Induced Plasticity) es que en ellos están presentes múltiples constituyentes: ferrita, bainita, austenita y también pudiera haber martensita. Su respuesta mecánica, por tanto, está fuertemente relacionada con el efecto TRIP y con las características intrínsecas de cada constituyente. El presente artículo describe el desarrollo e implementación en MATLAB de un modelo numérico que considera las características microestructurales: tamaño de grano y fracción volumétrica de cada constituyente, leyes de mezcla apropiadas según la naturaleza de los constituyentes (blando o duro) e incorpora elementos asociados a la estabilidad de la austenita. Se evaluó y calibró el modelo usando resultados experimentales de dos aceros TRIP de diferente microestructura y estabilidad austenítica logrando buenos resultados.

Palabras clave: Acero; Modelo; TRIP; Matlab; Austenita

ABSTRACT

A characteristic of TRIP (Transformation Induced Plasticity) multiphase steels is that multiple constituents are present in them: ferrite, bainite, austenite and there may also be martensite. Its mechanical response, therefore, is strongly related to the TRIP effect and the intrinsic characteristics of each constituent. This article describes the development and implementation in MATLAB of a numerical model that considers the microstructural characteristics: grain size and volume fraction of each constituent, appropriate mixing laws according to the nature of the constituents (soft or hard) and incorporates elements associated with the stability of austenite. The model was evaluated and calibrated using experimental results from two TRIP steels with different microstructure and austenitic stability, achieving good results.

Keywords: Steel; Model; TRIP; Matlab; Austenite.

Autor de Correspondencia

Alberto Monsalve González
alberto.monsalve@usach.cl
Departamento de Ingeniería Metalúrgica
Universidad de Santiago de Chile

Alvaro Salinas G
alvaro.salinas@utalca.cl
Dept. de Tecnologías Industriales
Universidad de Talca

Artículo Recibido: 5 de julio, 2023
Artículo Aceptado: 5 de septiembre, 2023
Artículo Publicado: 17 de mayo, 2024



Introducción

Los aceros TRIP (TRansformation Induced Plasticity) son un tipo de acero pertenecen a la familia de los aceros avanzados de alta resistencia AHSS (Advanced High Strength Steels) y que combina una buena resistencia mecánica y ductilidad (Matsumura *et al.*, 1987; Petrov *et al.*, 2001; Jacques *et al.*, 2007). Una de sus principales características es que en ellos están presentes múltiples constituyentes: ferrita, bainita, austenita y también pudiera haber martensita (Matsumura *et al.*, 1987; Takahashi, 2003; van Dijk *et al.*, 2005; Jacques *et al.*, 2007). Producto de la adición de elementos aleantes, como el Si o Al, la austenita se enriquece en carbono pudiendo así quedar en una condición metaestable a temperatura ambiente. Esta austenita luego podría transformar a martensita por deformación (Olson y Cohen, 1975; Basuki y Aernoudt, 1999; Iwamoto y Tsuta, 2000; Baik *et al.*, 2001; Jacques *et al.*, 2001a; Jacques *et al.*, 2001b; Iwamoto, 2004; Samek *et al.*, 2006; Wang *et al.*, 2006)

La respuesta mecánica de estos aceros está fuertemente relacionada con el grado de estabilidad de la austenita. A menor estabilidad, se favorece la transformación a martensita por deformación induciendo así un endurecimiento extra (Olson y Cohen, 1975; Basuki y Aernoudt, 1999; Iwamoto y Tsuta, 2000; Baik *et al.*, 2001; Jacques *et al.*, 2001a; Jacques *et al.*, 2001b; Iwamoto, 2004; van Dijk *et al.*, 2005; Samek *et al.*, 2006; Wang *et al.*, 2006; Kim *et al.*, 2015; Zhang *et al.*, 2017). Otro factor de influencia en la relación esfuerzo-deformación está asociado a las características intrínsecas de cada uno de los constituyentes del acero TRIP, como tamaño de grano, composición, etc., y a la interacción entre ellos (Salinas *et al.*, 2018). Es por esta razón que resulta particularmente complejo el proponer un modelo numérico de naturaleza fenomenológica para la relación esfuerzo-deformación plástica.

Bouquerel *et al.* (2006), propusieron un modelo integrado que considera las características individuales de cada constituyente, en el que cada uno de ellos es tratado de modo aislado bajo su propia ley de esfuerzo-deformación. Luego, entre ellos se aplican leyes de mezcla considerando la naturaleza de los mismos. Entre constituyentes duros, como la martensita o bainita, se puede aplicar una ley de isoefuerzo. También puede caber dentro de este grupo la austenita la que, si bien es un constituyente considerado habitualmente blando, bajo las presentes

circunstancias, en las que la austenita retenida es de grano fino y además está enriquecida en carbono, pudiera tratarse como un constituyente duro. La ferrita es tratada como un constituyente blando.

A continuación se describe la implementación de un modelo constitutivo fenomenológico, basado en la propuesta de Bouquerel *et al.* (2006), para describir la relación esfuerzo-deformación de un acero multifásico con comportamiento TRIP que considera: la naturaleza multifásica del material, las características propias de cada constituyente, el efecto TRIP y leyes apropiadas de mezcla. Se presenta también el resultado de su aplicación en el estudio del comportamiento mecánico de dos aceros TRIP y el cómo el modelo se ajustó y ayudó a una mayor comprensión y análisis de la relación esfuerzo-deformación.

La implementación del modelo requiere de una importante cantidad de cálculos matemáticos y desarrollo de curvas, del manejo de una gran cantidad de datos y aplicación de algoritmos de búsquedas, selección y optimización. Para implementar e integrar todos estos procesos, se ha usado el software MATLAB con buenos resultados en cuanto a tiempos de ejecución de los procesos.

2. Descripción del modelo

2.1. Modelo esfuerzo-deformación de los constituyentes individuales

Para representar las relaciones esfuerzo-deformación plástica verdadera se usó el modelo de Mecking-Kocks (Mecking y Kocks, 1981; Estrin Mecking, 1985) dado por las expresiones (1) y (2). La ecuación (1) muestra el cómo evoluciona la tasa de cambio de densidad de dislocaciones $\frac{d\rho}{d\varepsilon}$ en términos de la densidad de dislocaciones actual ρ . La ecuación (2) relaciona el esfuerzo verdadero con la densidad de dislocaciones actual.

$$\frac{1}{M} \frac{d\rho}{d\varepsilon} = \frac{1}{b \cdot d} + \frac{k}{b} \sqrt{\rho} - f \cdot \rho \quad (1)$$

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha M G b \sqrt{\rho} \quad (2)$$

En la expresión (1), b corresponde al vector de Burgers, M al factor de Taylor, d al tamaño de grano del constituyente en estudio mientras que ky f corresponden a factores asociados a la creación y aniquilación de dislocaciones respectivamente. En la relación (2), σ_0 representa la resistencia intrínseca de la red del constituyente estudiado, G es el módulo de corte y α una constante física.

El modelo representado por las expresiones (1) y (2) fue usado para describir la evolución de esfuerzo verdadero con la deformación en los constituyentes ferrita, bainita y austenita. Para el caso de la austenita retenida, se tuvo especial consideración en el efecto de que, a consecuencia de la transformación de austenita a martensita, el tamaño de la austenita también evoluciona con la deformación. Este alcance se explica luego en la sección 2.2 y la ecuación (4). Para describir la evolución de la deformación con el esfuerzo para la martensita se usó el modelo de Rodríguez-Gutiérrez (Rodríguez y Gutierrez, 2003), representado en la expresión (3):

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha M G b \sqrt{b} \sqrt{\frac{1 - \exp(-Mf\varepsilon)}{fL}} \quad (3)$$

en donde L representa el tamaño de la aguja martensítica. Para la martensita que se genera producto de la transformación por deformación, se consideró que su tamaño también cambia. Esto se explica con mayor detalle en el apartado 2.2 y con la ecuación (7).

2.2 De la transformación austenita-martensita

Para obtener la fracción volumétrica de austenita transformada en martensita por efecto TRIP se consideró el modelo de Olson-Cohen (1975) representado por la ecuación (4).

$$f^{\alpha'} = 1 - \exp[-\beta_{oc} \cdot (1 - \exp[-\alpha_{oc} \cdot \varepsilon])^n] \quad (4)$$

donde α_{oc} y β_{oc} son parámetros que dependen de la energía de falla de apilamiento y de la energía libre austenita-martensita. n una constante, en el presente caso igual a 2.

Producto de la transformación, los tamaños de grano tanto de la austenita como de la martensita se modifican. Para el tamaño de grano promedio, se consideró un modelo de esferas para ambos consti-

tuyentes (Bouquerel *et al.*, 2006). Por conservación de volumen, el volumen de la austenita remanente más el volumen de la martensita transformada debe ser igual al volumen de la austenita inicial. En el modelo de esferas esto queda representado por la ecuación (5).

$$\pi \frac{d_0^3}{6} = \pi \frac{d_i^3}{6} + \pi \frac{L_i^3}{6} \quad (5)$$

donde d_0 corresponde al tamaño de grano de la austenita retenida previo al proceso de deformación, d_i y L_i son el tamaño instantáneo de la austenita y martensita transformada respectivamente. El tamaño de grano instantáneo de la austenita se modifica conforme evoluciona la transformación austenita-martensita:

$$d_i = d_0 \sqrt[3]{1 - f_{\alpha'}} \quad (6)$$

Combinando las expresiones (5) y (6), el tamaño de grano instantáneo de la martensita transformada resulta:

$$L_i = \sqrt[3]{d_0^3 - d_i^3} \quad (7)$$

2.3 Leyes de mezcla

A continuación se describen las consideraciones asociadas a los constituyentes individuales y sus consecuencias en la aplicación de leyes de mezcla.

- La martensita, tanto inicial como transformada, y la bainita son considerados como constituyentes duros. Entre ellos se puede aplicar una ley de mezcla simple (isodeformación). Al resultado de esta mezcla se le denominó BM.
- La ferrita se considera un constituyente blando.
- Entre los constituyentes BM (duro) y ferrita (blando) se debe aplicar una ley de mezcla que considere la distribución efectiva de esfuerzo y deformación en la componente dura y blanda. La distribución efectiva queda representada por el coeficiente de participación q (Lian *et al.*, 1991) dado por la expresión (8) y mostrado en forma gráfica en la Figura N° 1. Finalmente, para obtener el esfuerzo y la deformación en el material mezcla de fase dura y blanda se emplean las ecuaciones (9) y (10).

$$q = \frac{\sigma_{BM} - \sigma_F}{\varepsilon_F - \varepsilon_{BM}} \quad (8)$$

$$\sigma_C = V_{BM}\sigma_{BM} + V_F\sigma_F \quad (9)$$

$$\varepsilon_C = V_{BM}\varepsilon_{BM} + V_F\varepsilon_F \quad (10)$$

σ_F , σ_{BM} y σ_C son el esfuerzo de la ferrita, del componente BM y del material compuesto respectivamente.

ε_F , ε_{BM} y ε_C corresponde a la deformación de la ferrita, del componente BM y del material compuesto respectivamente.

- La austenita, bajo circunstancias normales, sería considerado un constituyente blando. Sin embargo, la austenita retenida presente en aceros TRIP posee 2 características: (i) es de un tamaño de grano fino (del orden de 1 μm) y (ii) se encuentra enriquecida en carbono. Por estas razones se considera un constituyente de nivel intermedio.
- Por la razón explicada en el punto anterior, para el constituyente BMF y la austenita se puede considerar una ley de mezcla simple (isoesfuerzo), obteniendo finalmente la relación esfuerzo-deformación de un acero TRIP.

Con base en las presentes consideraciones, la Figura N° 2 muestra un modelo integrado que permite obtener una relación esfuerzo-deformación de un acero multifásico TRIP.

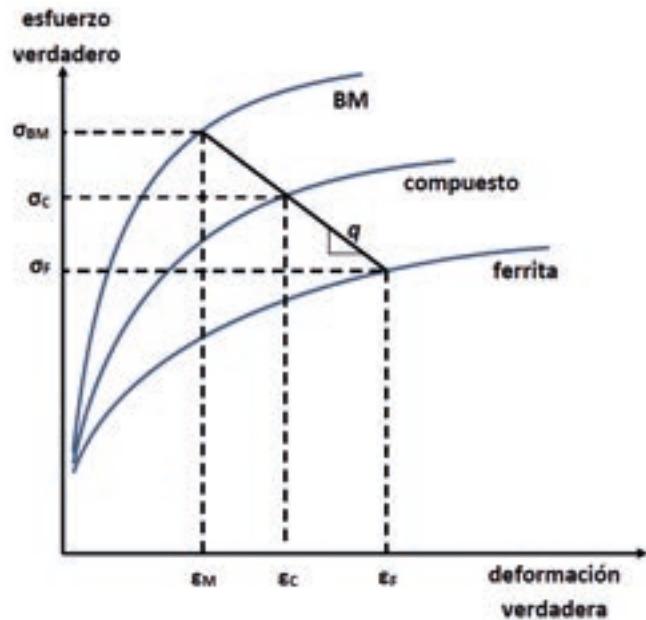


Figura N° 1. Representación esquemática de modelo de mezcla ferrita-martensita y coeficiente de partición q .

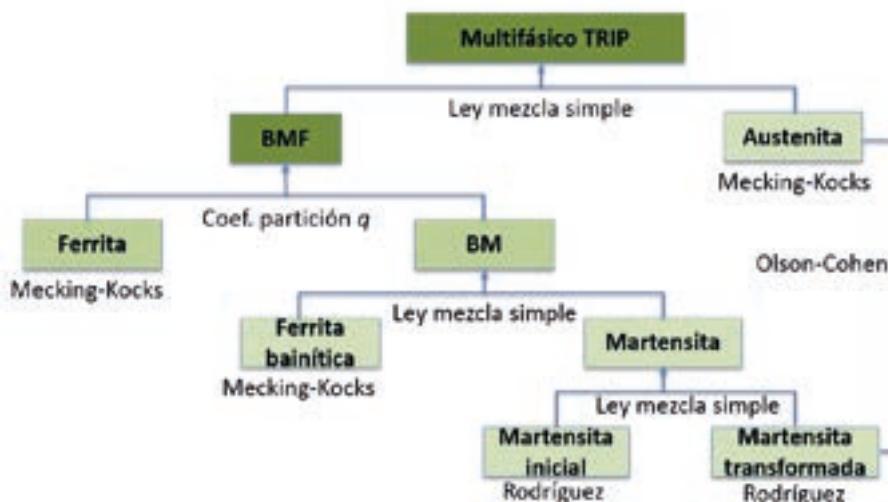


Figura N° 2. Modelo para la descripción.

Para aplicar el presente esquema, notar que la ecuación (1) está planteada en términos diferenciales. Si se considera un incremento de deformación $\Delta\epsilon$ lo suficientemente pequeño, usando diferencias avanzadas, la ecuación (1) puede ser reescrita como:

de este modo:

$$\frac{\Delta\rho}{\Delta\epsilon} = \frac{\rho_{i+1} - \rho_i}{\epsilon_{i+1} - \epsilon_i} = M \left(\frac{1}{b \cdot d} + \frac{k}{b} \sqrt{\rho_i} - f \cdot \rho_i \right) \quad (11)$$

$$\rho_{i+1} = \rho_i + M\Delta\epsilon \left(\frac{1}{b \cdot d} + \frac{k}{b} \sqrt{\rho_i} - f \cdot \rho_i \right) \Delta\epsilon \quad (12)$$

es decir, es posible determinar el nivel de densidad de dislocaciones para un estado de deformación ϵ_{i+1} sólo con base en el estado actual. Se consideró un paso $\Delta\epsilon$ de 0.00002.

3 Implementación

A continuación se describen las características de los aceros estudiados y se detallan las consideraciones más relevantes asociadas al desarrollo de la presente aplicación numérica. Más información

específica sobre la implementación en MATLAB es posible apreciarla en el Anexo A

3.1 Aceros en estudio

El presente modelo fue empleado para representar el comportamiento mecánico de diferentes aceros multifásicos con comportamiento TRIP (Salinas et al., 2018). La composición química de estos aceros fue la misma: 0.2% C, 1.88% Mn, 0.88% Si y 0.13% Al. Para la obtención de un acero con comportamiento TRIP, el tratamiento térmico habitualmente incluye un recocido intercrítico ($\sim 750^\circ\text{C}$) para formar una microestructura ferrita-austenita seguido de un tratamiento isotérmico bainítico ($\sim 390^\circ\text{C}$) en donde se forma bainita libre de carburos a costa de la austenita y a su vez la austenita se enriquece en carbono. Los aceros considerados aquí, uno fue denominado F/P y el segundo AH900. Previo al tratamiento de recocido intercrítico, F/P poseía una microestructura ferrítico-perlítica mientras que el segundo poseía una microestructura 100% austenítica homogeneizada a 900°C . De este modo se pudo conseguir a partir de un material de una misma composición, dos aceros multifásicos TRIP con microestructuras totalmente diferentes. Las Tabla N° 1 y Tabla N° 2 muestran los tamaños de granos y las fracciones volumétricas de los dos aceros TRIP considerados.

Acero	Ferrita	Bainita	Austenita	Martensita
F/P	11	2.9	0.7	0.5
AH900	5	4.1	1.0	0.7

Tabla N° 1. Tamaños de granos en [μm] de microconstituyentes de los aceros TRIP en estudio.

Acero	Ferrita	Bainita	Austenita	Martensita
F/P	43.8	48.0	5.7	2.4
AH900	44.3	46.9	5.0	3.9

Tabla N° 2. Fracciones volumétricas en [%] de microconstituyentes de los aceros TRIP en estudio.

Además de las notables diferencias en cuanto a tamaños de grano, también se logró obtener diferentes grados de estabilidad de la austenita formada. La estabilidad de la austenita fue evaluada en términos de los porcentajes de austenita transformada a consecuencia del enfriamiento brusco (luego del

isotérmico bainítico) y por deformación en un ensayo de tracción (efecto TRIP). Estos resultados se pueden apreciar en la Tabla N° 3, de los cuales se desprende que el acero F/P poseía una austenita más estable que la del AH900.

Fracción volumétrica de austenita [%]	F/P	AH900
Luego del isotérmico bainítico	8.1	8.9
Austenita retenida luego del enfriamiento final	5.7	5.0
Austenita remanente luego de ensayo de tracción	2.2	0.5
Austenita transformada a martensita [%]		
Por enfriamiento	30	44
Por deformación (ensayo de tracción)	61	90

Tabla N° 3. Evolución de la fracción volumétrica de austenita

3.2 Constantes del modelo

En la Tabla N° 4 se presentan valores de las constantes presentes en las ecuaciones de Mecking-Kocks y Rodríguez-Gutiérrez. Adicionalmente se muestra ρ_0 ,

que corresponde a la densidad de dislocaciones del constituyente respectivo libre de deformación plástica.

Constante	Unidad	Ferrita	Bainita	Austenita	Martensita	Referencias
ρ_0	m^{-2}	3×10^{12}	10^{13}	10^{12}	--	Bouquerel <i>et al.</i> , 2006
σ_0	MPa	220	420	200	900	Bouquerel <i>et al.</i> , 2006 Salinas <i>et al.</i> , 2019
α	--	0.55	0.55	0.55	0.55	Mecking y Kocks, 1981
M	--	3	3	3	3	Bouquerel <i>et al.</i> , 2006
G	MPa	78.500	78.500	72.500	78.500	Bouquerel <i>et al.</i> , 2006
b	m	$2,48 \times 10^{-10}$	$2,48 \times 10^{-10}$	$2,58 \times 10^{-10}$	$2,48 \times 10^{-10}$	Bouquerel <i>et al.</i> , 2006
k	--	--	0.022	0.01	-	Bouquerel <i>et al.</i> , 2006
f	--	--	5	4	12.5	Bouquerel <i>et al.</i> , 2006

Tabla N° 4. Constantes del modelo Mecking-Kocks para cada uno de los constituyentes.

3.3 Parámetros de calibración

Para representar los diferentes grados de estabilidad de la austenita fue necesario calibrar los parámetros del modelo de Olson Cohen. Uno de los principales efectos de la transformación de austenita a martensita es la generación de nuevas dislocaciones, las cuales se transmiten a la fase circundante ferrita provocando así un endurecimiento extra. Por este

motivo se consideró también como parámetro de calibración las constantes k y f de Mecking-Kocks para el constituyente ferrita, estas constantes guardan relación con la tasa de creación y aniquilación de dislocaciones. En la Tabla N° 5 se presentan valores obtenidos para las constantes mencionadas luego de la calibración.

Parámetro	FP	AH900
Constante k modelo Mecking-Kocks	0.015	0.020
Constante f modelo Mecking-Kocks	5.5	6.5
α_{oc} – Olson Cohen	24	24
β_{oc} – Olson Cohen	1.0	2.2

Tabla N° 5. Constantes del modelo Mecking-Kocks para cada uno de los constituyentes (Salinas *et al.*, 2019).

3.4 Coeficiente de partición q

A partir de la curva esfuerzo-deformación verdadera se seleccionan once puntos representativos con los cuales se desea obtener el parámetro q . Para un punto dado de la curva esfuerzo-deformación del material compuesto, existen una gran diversidad de valores de q que pueden representar una partición de esfuerzo y deformación en los constituyentes duro y blando según se muestra en la Figura N° 3. Sin embargo, una sola de estas combinaciones hará que

la diferencia entre esfuerzo y deformación obtenido por ley de mezcla (ecuaciones (9) y (10)), y esfuerzo deformación del compuesto BMF (punto de calibración) sea mínima.

Considerando la observación del párrafo anterior, en MATLAB se implementa un algoritmo de tal modo que, para cada punto de calibración, busque el valor de q óptimo, es decir, aquel que minimice la diferencia entre esfuerzo-deformación (ecuaciones (9) y (10)) y esfuerzo-deformación de dato experimental.

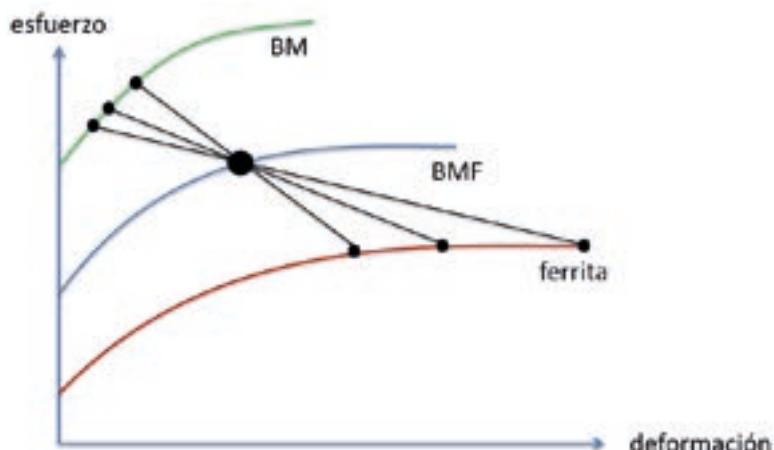


Figura N° 3. Diferentes opciones de partición q para un solo punto de calibración.

Si bien el algoritmo busca un valor de q tal que la diferencia entre el valor de esfuerzo y deformación experimental, y el esfuerzo-deformación de ley de mezclas sea mínima, ese mínimo aún pudiera ser un valor relativamente alto. Estas diferencias pueden explicarse por el hecho de que, si bien el modelo de Mecking-Kocks toma en consideración los parámetros microestructurales de cada constituyente, no considera la diferencia en el comportamiento que pudiera haber en los constituyentes por efecto TRIP. Por esta razón, se debe calibrar los parámetros k y f de la tasa de generación de dislocaciones (ecuación (1))

para la ferrita. Se buscó la combinación k y f en la ferrita que proporcionara la mejor relación entre esfuerzo-deformación del acero y esfuerzo-deformación por mezcla.

4 Resultados y análisis

La Figura N° 4 muestra los resultados del proceso de calibración del parámetro q para los aceros F/P y AH900, mientras que la Figura N° 5 compara los valores de q entre los diferentes aceros.

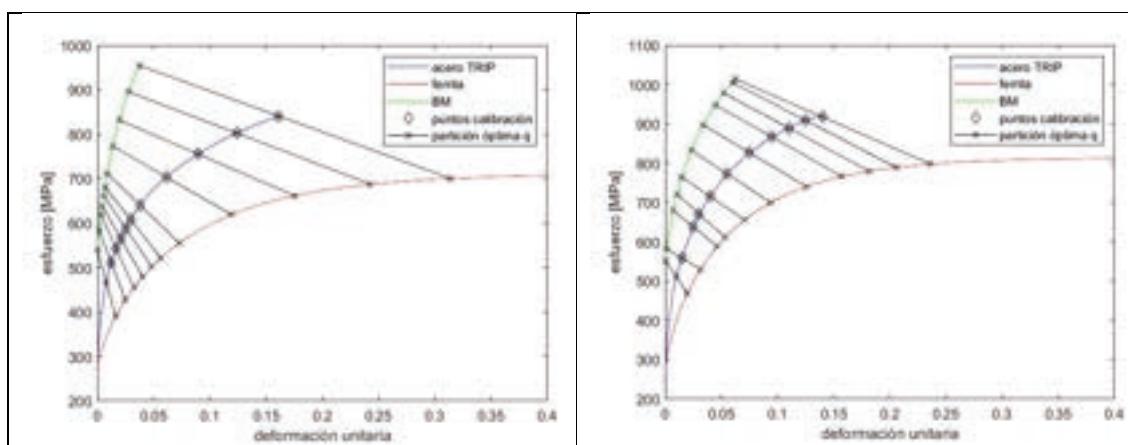


Figura N° 4. Resultados de calibración de parámetro q para acero multifásico TRIP F/P (izquierda) y AH 900 (derecha). Gráficos obtenidos con MATLAB.

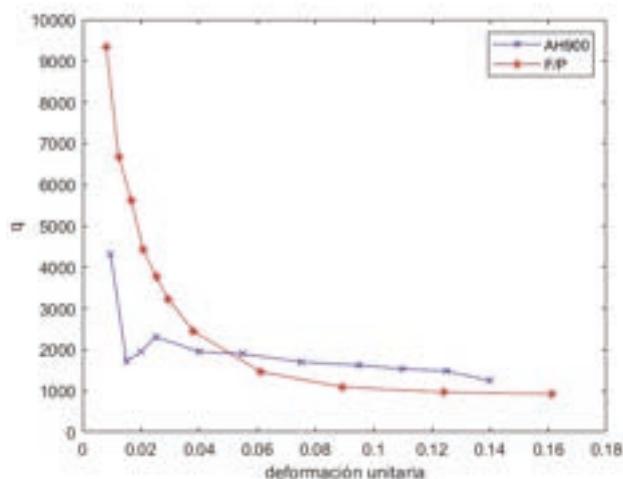


Figura N° 5. valores de q resultantes de la calibración.
Gráficos obtenidos con MATLAB.

En la Figura N° 5 se aprecia un comportamiento habitual del coeficiente de partición q (Lian *et al.*, 1991; Bouquerel *et al.*, 2006). Para las primeras etapas de la deformación plástica, el valor absoluto de la deformación en los constituyentes duros y blando es aún bajo y, por tanto, la diferencia entre ellos es pequeña, por lo que el valor de q según ecuación 8 será alto. Mientras continúa la deformación en el material, es el constituyente blando el que comienza a absorber la mayor parte de la deformación, haciendo que la diferencia en el denominador de la ecuación 8 aumente, bajando así el valor de q . A medida que la deformación en el constituyente blando procede, este comienza a endurecer, habiendo entonces una mayor contribución en el constituyente duro en la deformación del material. Producto del endurecimiento del constituyente blando, la proporción en la deformación entre el constituyente duro y blando (y el coeficiente q), se estabiliza.

En la Figura N° 5 también se aprecia que el acero F/P comienza con valores más altos de q , pero luego se estabiliza con valores por debajo de los del acero AH900. El acero AH900 presenta tres características: (i) un tamaño de grano más fino en la ferrita, (ii) una ferrita inicial más dura producto de la mayor transformación de austenita a martensita y (iii) una mayor transformación de austenita a martensita por deformación. La primera característica está bien representada por la ecuación de Mecking-Kocks, que considera el tamaño de grano, sin embargo, la segunda y tercera característica no está bien representada en la ley de flujo. Para conseguir un mejor ajuste, se consideró también la calibración de los parámetros k y f del modelo de Mecking-Kocks para la ferrita, los que están asociados a la evolución de las dislocaciones. Es de esperar que un acero con una austenita más inestable, la evolución de las dislocaciones en la ferrita circundante debe verse afectada.

5 Conclusiones

Se ha logrado implementar un modelo numérico para describir la relación esfuerzo-deformación de un acero TRIP que considera las características microestructurales de cada uno de los constituyentes, una ley de mezcla efectiva entre constituyentes duros y blandos y efectos asociados a la estabilidad de la austenita.

Con el fin de lograr una mejor aproximación entre los resultados del modelo con los valores experimentales, fue necesario realizar una calibración de algunos coeficientes. Esto se justifica por las diferentes evoluciones de densidad de dislocaciones producto

de las distintas estabilidades en la austenita, generando endurecimiento extra.

Por la naturaleza fenomenológica del modelo, es posible lograr una mayor comprensión sobre la efectiva relación entre esfuerzo y deformación, la partición y contribución efectiva, y asimilar de mejor modo el efecto de la inestabilidad de la austenita en el endurecimiento.

6 Referencias

- Baik SC, Kim S, Jin YS, Kwon O. 2001. Effects of alloying elements on mechanical properties and phase transformation of cold rolled TRIP steel sheets. *ISIJ Int* 41: 290-297. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.290>
- Basuki A, Aernoudt E. 1999. Influence of rolling of TRIP steel in the intercritical region on the stability of retained austenite. *J Mater Process Tech* 89-90: 37-43.
- Bouquerel J, Verbeken K, De Cooman BC. 2006. Microstructure-based model for the static mechanical behaviour of multiphase steels. *Acta Mater* 54: 1443-1456. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.10.059>
- Estrin Y, Mecking H. 1984. A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models. *Acta Metall* 32: 57-70. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90202-5](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90202-5)
- Iwamoto T. 2004. Multiscale computational simulation of deformation behavior of TRIP steel with growth of martensitic particles in unit cell by asymptotic homogenization method. *Int J Plast* 20: 841-869. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2003.05.002>
- Iwamoto T, Tsuta T. 2000. Computational simulation of the dependence of the austenitic grain size on the deformation behavior of TRIP steels. *Int J Plast* 16: 791-804. [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(99\)00079-0](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(99)00079-0)
- Jacques PJ, Delannay F, Ladrière J. 2001a. On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation-induced plasticity multiphase steels. *Mater Trans A* 32: 2759-2768. <https://doi.org/10.1007/s11661-001-1027-4>
- Jacques PJ, Girault E, Mertens A, Verlinden B, van Humbeeck J, Delannay F. 2001b. The developments of cold-rolled TRIP-assisted multiphase steels. Al-alloyed TRIP-assisted multiphase steels. *ISIJ Int* 41: 1068-1074. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.1068>

- Jacques PJ, Furnémont Q, Lani F, Pardoen T, Delannay F. 2007. Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing. *Acta Mater* 55: 3681-3693.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.02.029>
- Kim H, Lee J, Barlat F, Kim D, Lee MG. 2015. Experiment and modeling to investigate the effect of stress state, strain and temperature on martensitic phase transformation in TRIP-assisted steel. *Acta Mater* 97: 435-444.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.023>
- Lian J, Jiang Z, Liu J. 1991. Theoretical model for the tensile work hardening behaviour of dual-phase steel. *Mater Sci Eng A* 147: 55-65.
[https://doi.org/10.1016/0921-5093\(91\)90804-V](https://doi.org/10.1016/0921-5093(91)90804-V)
- Matsumura O, Sakuma Y, Takechi H. 1987. Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn steel. *Trans Iron Steel Inst Japan* 27: 570-579.
<https://doi.org/10.2355/isiinternationa1966.27.570>
- Mecking H, Kocks UF. 1981. Kinetics of flow and strain-hardening. *Acta Metall* 29: 1865-1875.
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(81\)90112-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(81)90112-7)
- Olson GB, Cohen M. 1975. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. *Metall Trans A* 6: 791-795.
<https://doi.org/10.1007/BF02672301>
- Petrov R, Kestens L, Houbaert Y. 2001. Recrystallization of a cold rolled TRIP-assisted steel during reheating for intercritical annealing. *ISIJ Int* 41: 883-890.
<https://doi.org/10.2355/isiinternationa1.41.883>
- Rodriguez RM, Gutiérrez I. 2003. Unified formulation to predict the tensile curves of steels with different microstructures. *Mater Sci Forum* 426-432: 4525-4530.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.426-432.4525>
- Salinas A, Artigas A, Perez-Ipiña J, Castro-Cerda F, Garza-Montes-de-Oca N, Colás R, Petrov R, Monsalve A. 2018. Effects of heat treatment on morphology, texture, and mechanical properties of a MnSiAl multiphase steel with TRIP behavior. *Metals* 8: 1021.
<https://doi.org/10.3390/met8121021>
- Salinas A, Celentano D, Carvajal L, Artigas A, Monsalve A. 2019. Microstructure-based constitutive modelling of low-alloy multiphase TRIP steels. *Metals* 9: 250.
<https://doi.org/10.3390/met9020250>
- Samek L, De Moor E, Penning J, De Cooman BC. 2006. Influence of alloying elements on the kinetics of strain-induced martensitic nucleation in low-alloy, multiphase high-strength steels. *Metall Mater Trans A* 37: 109-124. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0157-0>
- Takahashi M. 2003. Development of high strength steels for automobiles. *Nippon Steel Tech Rep* 88: 2-7.
- van Dijk NH, Butt AM, Zhao L, Sietsma J, Offerman SE, Wright JP, van der Zwaag S. 2005. Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling. *Acta Mater* 53: 5439-5447.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.08.017>
- Wang XD, Huang BX, Rong YH, Wang L. 2006. Microstructures and stability of retained austenite in TRIP steels. *Mater Sci Eng A* 438-440: 300-305.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.149>
- Zhang M, Li L, Ding J, Wu Q, Wang YD, Almer F, Guo F, Ren Y. 2017. Temperature-dependent micromechanical behavior of medium-Mn transformation-induced-plasticity steel studied by in situ synchrotron X-ray diffraction. *Acta Mater* 141: 294-303.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.09.030>

Anexo A: Implementación MATLAB

A continuación se describen aspectos más relevantes de la implementación en MATLAB de la metodología, estrategia y extractos de códigos desarrollados en el presente programa. La secuencia de instrucciones es la siguiente:

1. Se comienza con una instrucción que permite importar los datos de esfuerzo-deformación verdadera (desde un documento Excel) del acero a estudiar.

2. A continuación, una instrucción para ingresar y editar las constantes del modelo de Mecking-Kocks por cada constituyente. La Figura N° 1A permite apreciar un extracto asociado a este paso.
 3. Sigue una Instrucción para ingresar y editar los parámetros relevantes de cada constituyente: tamaño de grano y fracción volumétrica, como muestra Figura N° 2A.

```

1 %% Para visualizar y editar las constantes del modelo Mecking-Kocks
2
3 % ejecutar (Run)
4
5 col1=["den dislocaciones";"Módulo de corte";"Vector de Burgers";"cte 1";"%
6 col2=["rho";"G";"b";"alfa";"H";"%";"1";"sigma_0"];
7 col3=["m^-2";"NPa";"m^-1";"--";"--";"--";"--";"NPa"];
8 fcn=[3*10^-12;78500;2.48*10^-10;0.55;3;0.020;6.5;220];
9 bai=[1*10^-13;78500;2.48*10^-10;0.55;3;0.022;5;420];

```

Figura N° 1A. Extracto de MATLAB en la que se puede apreciar un código para el ingreso de los parámetros constantes (arriba) y su visualización en la ventana de variables (abajo). El ingreso de estos parámetros luego puede ser modificado directamente desde la ventana de variables.

```

1 % Para ingresar los parámetros del acero (fracción volumétrica y tamaños)
2
3 % Ingrese tamaño de granos en micrómetros
4 d_ferrita=5.48;
5 d_bainita=4.12;
6 d_austenita=1.00;
7 d_martensita=0.74;
8
9 % Ingrese fracciones volumétricas en porcentaje
10 vol_ferrita=44.34;
11 vol_bainita=46.86;
12 vol_austenita_inicial=4.36;
13 vol_martensita_inicial=3.84;
14
15 % Una vez ingresados o editados, ejecutar (Run) y volver a archivo principal
16
17 % Verificar que suma sea 100
18
19 suma=round(vol_ferrita+vol_bainita+vol_austenita_inicial+vol_martensita_inicial)
20
21

```

Figura N° 2A. Visualización de comando generado en MATLAB para el ingreso de los parámetros microestructurales de tamaño de grano y fracción volumétrica

4. Instrucción para ingresar los parámetros de Olson-Cohen.
5. Con todos los parámetros bien definidos, es posible, mediante Mecking-Kocks, construir la curva esfuerzo-deformación de cada constituyente. Un ejemplo de aplicación para estas curvas, para el caso de la ferrita, se visualiza en la Figura N° 3A
6. Una instrucción para generar una curva del acero TRIP en estudio sin la contribución de la austenita. Esto es para poder calibrar y obtener el coeficiente de partición q según deformación considerando la mezcla entre ferrita y BM (ver esquema de la Figura N° 2. La Figura N° 4A muestra un extracto de código para este fin



```

13  paso=0.00002;
14
15  def_ferrita=[0:paso:0.40];
16  N_ferrita=length(def_ferrita);
17  disloc_ferrita=zeros(N_ferrita,1);
18  esf_ferrita=zeros(N_ferrita,1);
19
20  disloc_ferrita(1)=rho_ferrita;
21  for i=2:N_ferrita
22    valor_f=1/(b_ferrita*d_ferrita)*(k_ferrita/b_ferrita)*sqrt(disloc_ferrita(i-1))+f_ferrita*disloc_ferrita(i-1);
23    disloc_ferrita(i)=N_ferrita*valor_f*paso+disloc_ferrita(i-1);
24  end
25  for i=1:N_ferrita
26    esf_ferrita(i)=signo_ferrita+a_ferrita*N_ferrita*b_ferrita*sqrt(disloc_ferrita(i));
27  end
28
29  figure(1)
30  plot(def_ferrita,esf_ferrita,'b') % gráfico para validar
31  title('ferrita')
32  xlabel('deformación')
33  ylabel('esfuerzo [MPa]')
34

```

Figura N° 3A. Extracto de código en MATLAB para la generación de la curva esfuerzo-deformación de la ferrita. El incremento en paso de deformación es de 0.000002. **def_ferrita** corresponde, por tanto, a un vector que contiene todas las deformaciones unitarias generadas desde una deformación inicial 0 hasta una deformación final 0.40 con un incremento de 0.000002. La primera instrucción repetitiva **for** genera en la iteración i -ésima un **valor_f** igual al término dentro del paréntesis en ecuación 11. **disloc_ferrita(i)** asigna el valor de la densidad de dislocaciones correspondiente al elemento i -ésimo de **def_ferrita**. **esf_ferrita(i)** corresponde al esfuerzo asociado al elemento i -ésimo de **def_ferrita** según ecuación 2.



```

1  % CURVA ACERO SIN AUSTENITA
2
3  def_acero=datos_def;
4  est_acero_sin_austenita=zeros(N_datos,1);
5  %frac_gamma=exp(-1*beta_OC*(1-exp(-1*alpha_OC*def_acero)).^n_OC);
6  esfuerzo_gamma=zeros(N_datos,1);
7  frac_gamma=zeros(N_datos,1);
8  frac_gamma_abs=zeros(N_datos,1);
9
10
11  for i=1:N_datos
12    k=buscarV(def_acero(i),def_austenita);
13    % fracción austenita actual (relativa a austenita inicial)
14    frac_gamma(i)=1-frac_martensita(k);
15    % fracción austenita actual (relativa a austenita inicial)
16    frac_gamma_abs(i)=frac_gamma(i)*(vol_austenita_inicial/100);
17    % fracción austenita absoluta (relativa al acero)
18    esfuerzo_gamma(i)=esf_austenita(k);
19    est_acero_sin_austenita(i)=(datos_esf(i)-esfuerzo_gamma(i)*frac_gamma_abs(i))/(1-frac_gamma);
20
21

```

Figura N° 4A. Extracto de código en MATLAB para la generación de la curva esfuerzo-deformación con los datos del acero en estudio sin la contribución de la austenita. Este código, para cada dato del acero en estudio, busca su par dentro de los datos de la austenita (Mecking-Kocks) y luego, según la fracción volumétrica de austenita remanente, extrapola el esfuerzo que le correspondería si no estuviese la fase γ .

7. Luego, se genera la curva para el constituyente duro BM mediante leyes de mezcla de isoesfuerzo entre la bainita, martensita inicial y martensita transformada.
8. A continuación se definen puntos para calibrar el valor de q con la curva generada en el paso anterior. La implementación, por defecto, selecciona 11 puntos con una distribución que busca separabilidad en los datos. El comando permite editar el punto de calibración a conveniencia del usuario.

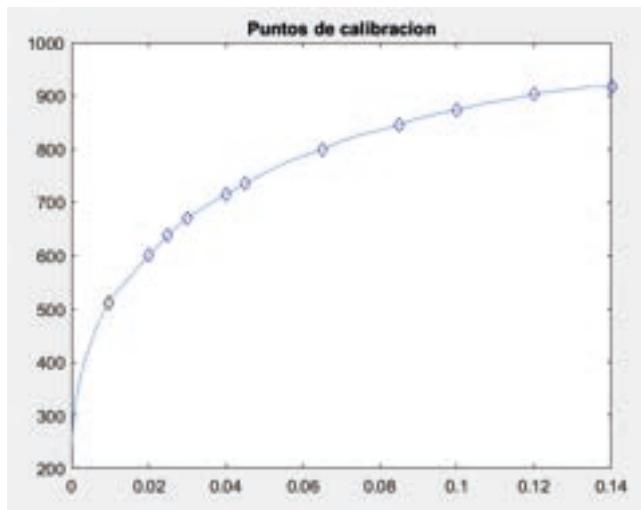


Figura N° A5. Gráfico obtenido en MATLAB en la que se puede apreciar la curva esfuerzo-deformación del acero en estudio sin la contribución relativa de la austenita junto con los puntos de calibración definidos.

9. Luego, para cada punto de calibración, se obtiene el parámetro q óptimo, según la estrategia indicada en la sección 3.4 y que se describe a continuación:
 - a. Para efectos de análisis, se definirá como ${}^o\text{TRIP-}\gamma$ y ${}^e\text{TRIP-}\gamma$ al esfuerzo y deformación del acero TRIP sin austenita que corresponde al punto de calibración actual.
 - b. Dentro de la curva BM, se hace un barrido por todos los datos i que son posibles candidatos para partición, es decir aquellos con valores de deformación menor a ${}^e\text{TRIP-}\gamma$. Para cada uno de estos datos, se obtiene un valor denominado q_1 calculado como:

$$q_1(i) = \frac{\sigma_{BM}(i) - \sigma_{TRIP-\gamma}}{\varepsilon_{TRIP-\gamma} - \varepsilon_{BM}(i)}$$

- c. Dentro de la curva de ferrita, se hace un barrido por todos los datos j que son posibles candidatos para partición, es decir aquellos con valores de deformación mayor a ${}^e\text{TRIP-}\gamma$. Para cada uno de estos datos, se obtiene un valor denominado q_2 calculado como:

$$q_2(j) = \frac{\sigma_{TRIP-\gamma} - \sigma_F(j)}{\varepsilon_F(j) - \varepsilon_{TRIP-\gamma}}$$

- d. Para cada uno de los datos i (${}^o\text{BM}(i)$, ${}^e\text{BM}(i)$, ${}^e\text{BM}(j)$), se busca su correspondiente dentro de los datos j (${}^o\text{BM}(j)$, ${}^e\text{BM}(j)$, ${}^e\text{BM}(j)$), basándose en la diferencia menor entre los valores de q .
- e. Luego, para cada una de las correspondencias $i-j$, se obtiene el esfuerzo y deformación de mezcla usando las ecuaciones 9 y 10 respectivamente. La correspondencia $i-j$ óptima será aquella que ofrezca el menor error con el esfuerzo y deformación que corresponde al dato según punto de calibración.
10. Finalmente, se puede apreciar los resultados de coeficientes de partición q en el formato presentado en la figura 4. Si bien esta estrategia garantiza la obtención del parámetro q óptimo para cada punto, este óptimo no necesariamente es representativo del comportamiento del acero. Por esta razón, es posible editar los parámetros de calibración k y f del modelo de Mecking-Kocks para la ferrita, constituyente sensible a los efectos de endurecimiento por efecto TRIP y así obtener un mejor ajuste. De esta forma se hace factible evaluar el efecto del endurecimiento extra en la ferrita circundante.



DEPARTAMENTO DE
INGENIERÍA
METALÚRGICA



Artículo de Investigación

Diferencias en la fabricación de pistones para vehículos motorizados de alta y baja gama

Differences in the manufacture of pistons for high and low gamma motorized vehicles

RESUMEN

La industria automotriz en la constante búsqueda de mejorar los componentes de los motores tiene la necesidad de producir pistones que mediante el diseño y uso de tecnología optimicen el desempeño del vehículo. El presente trabajo analiza el material de fabricación de pistones de vehículos de alta y baja gama buscando diferenciar la manufactura y el tipo de aleación utilizada en pistones según las prestaciones de cada vehículo. Se evaluó la composición química de ambos pistones mediante espectrometría de emisión óptica obteniendo que ambos fueron desarrollados en base a aleaciones Al-Si, diferenciándose en la cantidad de elementos aleantes y con un análisis metalográfico se obtuvo una diferencia más notoria en la microestructura de cada pieza.

Palabras clave: Pistón; Industria automotriz; Microestructura; Aluminio-silicio.

ABSTRACT

The automotive industry, in the constant search to improve engine components, has the need to produce pistons that, through the design and use of technology, optimize vehicle performance. This paper analyzes the piston manufacturing material for high-end and low-end vehicles seeking to differentiate the manufacturing and type of alloy used in pistons according to the performance of each vehicle. The chemical composition of both pistons was evaluated by optical emission spectrometry, obtaining that both were developed based on Al-Si alloys, differing in the amount of alloying elements and with a metallographic analysis, a more notorious difference was obtained in the microstructure of each piece.

Keywords: Piston; Automotive industry; Microstructure; Aluminum-silicon.

Autor de Correspondencia

Emilia Delgado González

emilia.delgado@usach.cl

Departamento de Ingeniería Metalúrgica

Universidad de Santiago de Chile

Artículo Recibido: 20 de octubre, 2023

Artículo Aceptado: 22 de noviembre, 2023

Artículo Publicado: 17 de mayo, 2024



Introducción

El pistón es la pieza encargada de comprimir la mezcla de combustible y aire dentro del cilindro, esto produce junto a la chispa de la bujía la reacción de combustión. Lo que provoca gases que impulsan el pistón de forma vertical dentro del cilindro, este movimiento repetitivo es recibido por la biela para ser transmitido al cigüeñal del motor, dando así inicio al funcionamiento del vehículo.

Esta pieza se divide en tres secciones: la cabeza, canales para el anillo de compresión y aceite y finalmente, el faldón. Cada sección soporta distintas temperaturas y esfuerzos según su función, es por esto por lo que el material del que se fabrica el componente toma relevancia al momento de planear la manufactura. Iniciando con consideraciones para el funcionamiento, los requisitos varían según el fabricante pero se tiene que por su funcionalidad y tipo de trabajo deben todos por lo menos cumplir con, por ejemplo, no cambiar sus dimensiones dentro del espacio de funcionamiento, es decir, no debe dilatarse ni contraerse, debe soportar las distintas temperaturas a las que está expuesto por lo que el material debe ser un conductor térmico que sea apto para las variaciones de temperatura, el material debe tener un punto de fusión mayor a la temperatura, entre otros.

Si bien durante la historia se han fabricado pistones de distintos materiales los más comunes son de acero, aluminio-cobre, aluminio-cobre-níquel-hierro y aluminio-silicio, especialmente se considera la última aleación nombrada por las propiedades mecánicas intrínsecas del material, como la buena relación resistencia-peso, el comportamiento a altas temperaturas, resistencia a la fatiga, buena resistencia al desgaste y finalmente, el bajo coeficiente de expansión térmica. Lo que provoca que la aleación aluminio-silicio sea ampliamente utilizada en la industria automotriz (Hernández *et al.*, 2015; Xia *et al.*, 2020).

Para el análisis de cada pistón se inició, con la hipótesis de que serían distintos debido a las diferencias físicas de los motores y vehículos a los que pertenecen, es por ellos que se realizan los cortes y estudios

en las mismas zonas físicas dentro de las dimensiones de cada pistón. Lo que nos permitió diferenciar la manufactura y la aleación, esto mediante ensayos químicos realizados con espectrometría de emisión óptica, microscopía electrónica de barrido, ensayos de dureza Vickers y análisis metalográfico.

Procedimiento experimental

Los pistones estudiados corresponden a dos vehículos motorizados de distintas marcas y cilindrajes, nombrando como de alta gama, modelo 1, al pistón del vehículo con mayor cilindraje 2000 cc y de baja gama, correspondiente al modelo 2 de 150 cc.



Figura N° 1. Pistón vehículo motorizado alta gama, modelo 1.



Figura N° 2. Pistón vehículo motorizado baja gama, modelo 2.

Ambos pistones son cortados para ser analizados metalográficamente en la sección de la cabeza incluyendo los canales de los anillos, además, se efectúa un corte extra de la cabeza para ser analizado mediante espectrometría de emisión óptica.

La preparación de cada muestra se inicia desde la selección del área a cortar, donde se busca obtener una superficie representativa tanto para el análisis metalográfico como para realizar mediciones de dureza, en este caso Vickers (HV). Además, esta misma muestra es utilizada para efectuar el análisis mediante microscopía electrónica de barrido.

De esta forma los cortes se realizan ubicando de forma vertical el pistón con el fin de que el disco de la máquina cortadora atraviese la pieza paralela al eje y, que corresponde a la altura de cada pistón, esto para la obtención del área mencionada que abarca tanto cabeza como canales.



Figura N° 3. Sección cortada del pistón perteneciente al modelo 1.



Figura N° 4. Sección cortada del pistón perteneciente al modelo 2.

El montaje de los fragmentos se realiza utilizando baquelita negra no protectora de bordes en la máquina de montaje en caliente. Las muestras cortadas, Figura N° 3 y Figura N° 4, son colocadas de forma que una mayor superficie quede visible esto con el fin de tener mayor amplitud en cuanto al análisis metalográfico y, además, obtener mediciones de dureza tanto horizontalmente desde los canales hacia el centro como verticalmente desde la superficie hacia interior para realizar un promedio representativo de la dureza del material en cada pistón.



Figura N° 5. Muestra montada del pistón perteneciente al modelo 1.

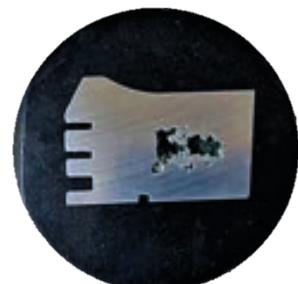


Figura N° 6. Muestra montada del pistón perteneciente al modelo 2.

El análisis de composición química se realiza mediante espectrometría de emisión óptica realizado por el laboratorio SIMET-USACH, con la muestra cortada de la superficie de cada pistón. Para el área del pistón del modelo 1, se realiza un análisis en el inserto hallado por el método de microscopía electrónica de barrido para reconocer el material y obtener imágenes que permitan su clasificación, esto utilizando la muestra montada, Figura N° 5.

Resultado y discusión

La composición química en cada caso corresponde a aleaciones en base a aluminio, el elemento aleante principal es silicio, dando, así como aleación principal

para la fabricación de ambos Al-Si con contenido de cobre, lo que diferencia a cada pistón es el porcentaje de elemento aleante añadido en la colada de cada aleación.

% Si	% Fe	% Cu	% Mn
8,64	0,47	3,83	0,093
% Mg	% Cr	% Ni	% Zn
0,9	0,015	0,465	0,125
% Ti	% Ag	% Ga	% Pb
0,089	< 0,0001	0,014	0,011
% Sn	% Na	% V	% Al
0,004	< 0,0001	0,083	85,3

Tabla N° 1. Composición química obtenida por espectrometría de emisión óptica para el pistón del modelo 1.

% Si	% Fe	% Cu	% Mn
8,62	0,328	1,11	0,373
% Mg	% Cr	% Ni	% Zn
0,72	0,0093	0,01	0,118
% Ti	% Ag	% Ga	% Pb
0,023	< 0,0001	0,016	0,0017
% Sn	% Na	% V	% Al
0,0034	0,008	0,013	88,7

Tabla N° 2. Composición química obtenida por espectrometría de emisión óptica para el pistón del modelo 2.

En ambos casos, Tabla N° 1 y Tabla N° 2, el principal aleante es el silicio, que aporta con un mejoramiento en las propiedades de colada como lo es la fluidez del metal líquido y la resistencia al agrietamiento en caliente. Además, este elemento aporta con una disminución en el coeficiente de expansión térmica. El segundo elemento aleante que predomina es el cobre diferenciándose notablemente en la cantidad dentro de la aleación, para el modelo 1 la cantidad es de 3.83% mientras que la aleación del modelo 2 sólo tiene un 1.11%, este elemento aporta a las aleaciones un aumento en la resistencia a la tracción y micro-dureza de las aleaciones Al-Si-Cu, es más, la adición de Mg a esta aleación aumenta aún más la resistencia a la tracción, debido a la precipitación de segundas fases relacionadas con Magnesio (Mg). El Mg

tiene valores similares en ambos casos, siendo para el vehículo de alta gama de 0.9% y el de menor, 0.72%, la principal función de este elemento aleante dentro de las aleaciones aluminio-silicio es contribuir con un aumento en la dureza y resistencia especialmente en las aleadas con elementos como níquel y cobre, la fase que proporciona la dureza corresponde a Mg_2Si y tiene una alta solubilidad con valores de hasta 0.7%Mg. Siguiendo con el análisis de los elementos, existe una diferencia en el valor del manganeso, Mn, entre ellos la discrepancia podría existir en los precipitados intermetálicos que se formen o ser considerado como una impureza en la colada en la colada (Totten y Mackenzie, 2003; Echavarría y Orrego, 2012; Zhao et al., 2023). El análisis metalográfico, permite observar que las muestras estudiadas corres-

ponden a una aleación aluminio-silicio de base con una estructura típica dendrítica. En la Figura N° 7, donde se presenta la microestructura obtenida desde la muestra del pistón perteneciente al modelo 1 se observa a 200X, una base de α -Al, poliedros irregulares de silicio primario (en rojo) y estructura interdendrítica de silicio precipitado durante la solidificación, si bien no presenta una estructura dendrítica típica se puede ver la pre existencia de ésta, formando algunas placas irregulares de silicio (en blanco), se puede suponer entonces la existencia de un tratamiento térmicos que provocara la poca presencia de dendritas visualmente claras, teniendo además presencia de intermetálicos en colores más claros que el silicio eutéctico y primario formado. Luego, en la Figura N° 8 se aprecia a 500X de mejor manera los poliedros de silicio primario, y se logra diferenciar

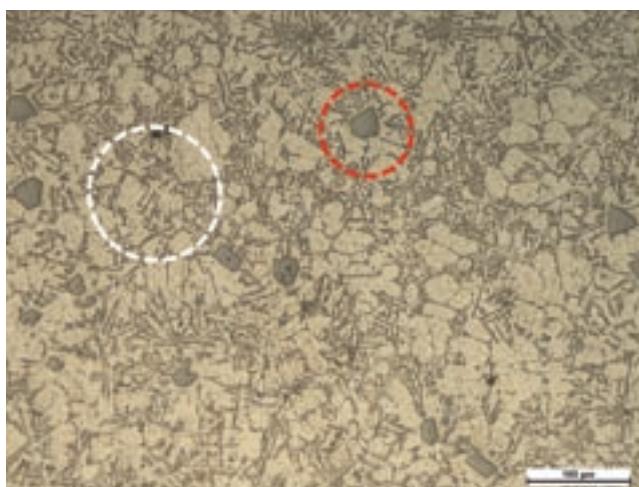


Figura N° 7. metalografía a 200X del pistón perteneciente al modelo 1.

estructuras en forma de placas de tonalidad más clara, presumiblemente el microconstituyente Al_2Cu por su forma acicular irregulares o semi redondeada que posterior al ataque quedan delineadas y con una tonalidad más oscura que la base (en verde). De igual forma no se descarta la presencia otros microconstituyentes o intermetálicos como Al_3CuNi , debido a la gran cantidad de elementos aleantes de la aleación. Además, se debe considerar que los intermetálicos como Al_3CuNi o $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ son algunas de las fases responsables del refuerzo de las aleaciones aluminio-silicio frente a las altas temperaturas, especialmente en el desempeño de, por ejemplo, pistones. pistones (Marin, 2019; Xia et al., 2020).

Las metalografías correspondientes al modelo 2 tienen una estructura dendrítica más clara y formada, diferenciándose de la posible estructura de la Figura N° 7.

En la Figura N° 9 a 200X se puede apreciar de mejor manera la mezcla de fase eutéctica y de menor manera poliedros de silicio primario. Así, el silicio que precipita interdendríticamente da forma a la estructura dendrítica mientras que de igual forma al modelo 1, la base continúa siendo α -Al con algunos poliedros irregulares de silicio primario formado en la solidificación (en blanco).

La Figura N° 10, a 500X, muestra de forma clara la red formada por el silicio eutéctico precipitado en la solidificación (en rojo), también hay presencia de estructura de placas con tonalidades más claras posiblemente microconstituyentes o intermetálicos formados en la solidificación de igual forma que para el modelo 1 (Marin, 2019).

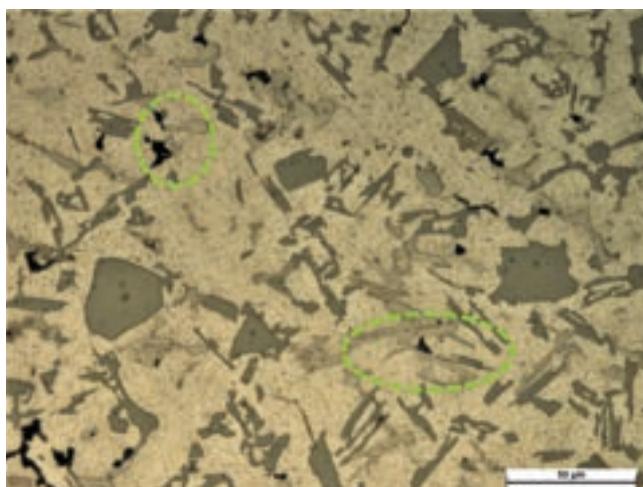


Figura N° 8. metalografía a 500X del pistón perteneciente al modelo 1.

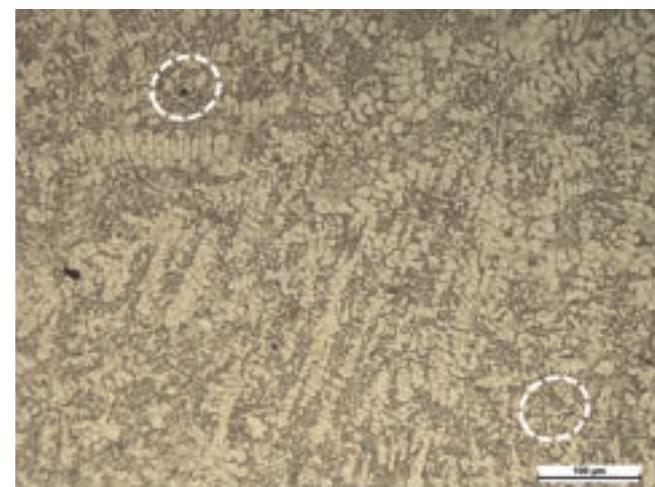


Figura N° 9. metalografía a 200X del pistón perteneciente al modelo 2.

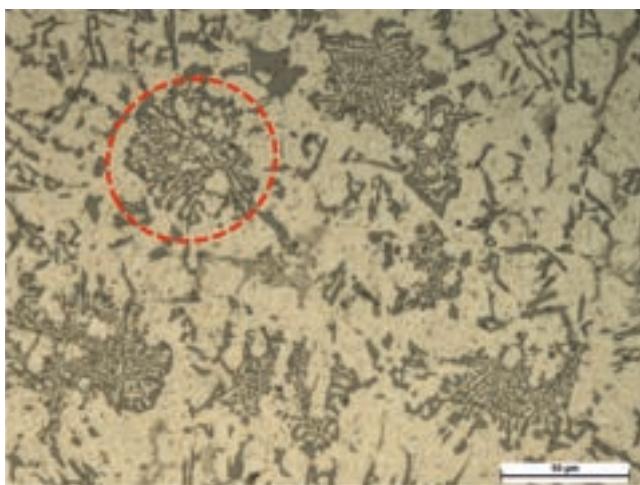


Figura N° 10. metalografía a 500X del pistón perteneciente al modelo 2.

Al realizar la medición de dureza Vickers con carga de 0.3 kg. Se obtiene en ambos casos, tanto para el modelo 1 y modelo 2 que las durezas están dentro del rango de 150 HV 0.3 a 170 HV 0.3, aproximadamente. Y en un promedio general para el modelo 1 de obtiene un valor de 154 HV 0.3, mientras que para el modelo 2 de 161 HV 0.3, estos valores aunque esperables por el tipo de material se diferencian en el tipo de manufactura realizada, ya que, es suponible que el pistón correspondiente al modelo 2 a tiene un enfriamiento lento debido a la mayor cantidad de

estructura dendrítica su dureza es levemente mayor, en comparación a la estructura de placas de silicio eutéctico que presenta la muestra del modelo 1.

Al realizar un estudio mediante el uso de microscopía electrónica de barrido (SEM) para identificar microconstituyentes y analizar el inserto encontrado en la inspección visual inicial del modelo 1 se obtiene que, Figura N° 12, se presentan distintos puntos analizados a 500X de donde los que cobran mayor importancia indican que los microconstituyentes presentes en el material están formados por Al-Fe-Ni (Figura N° 14) y Al-Cu (Figura N° 15). Correspondiente con lo dicho con anterioridad, estos intermetálicos entonces son los que aportan con dureza a los pistones y colaboran reforzando la resistencia a altas temperaturas en el desempeño de su funcionamiento dentro del motor. Por otro lado, el análisis a la unión entre inserto y material del pistón (Figura N° 13) es certero en indicar que corresponde a Al-Fe, descartando así una posible soldadura por lo que la fundición laminar, presuntamente fue agregada al molde previo a la colada, uniéndose de esta forma al componente del modelo 1.

De igual forma la dureza del inserto correspondiente a fundición laminar presente en el modelo 1, tienen durezas similares dando cuenta que no se agrega para entregar una mayor dureza, sino que implica la calidad del grafito para auto lubricarse, ya que está ubicado en el canal que corresponde al anillo de compresión superior La fundición laminar existente

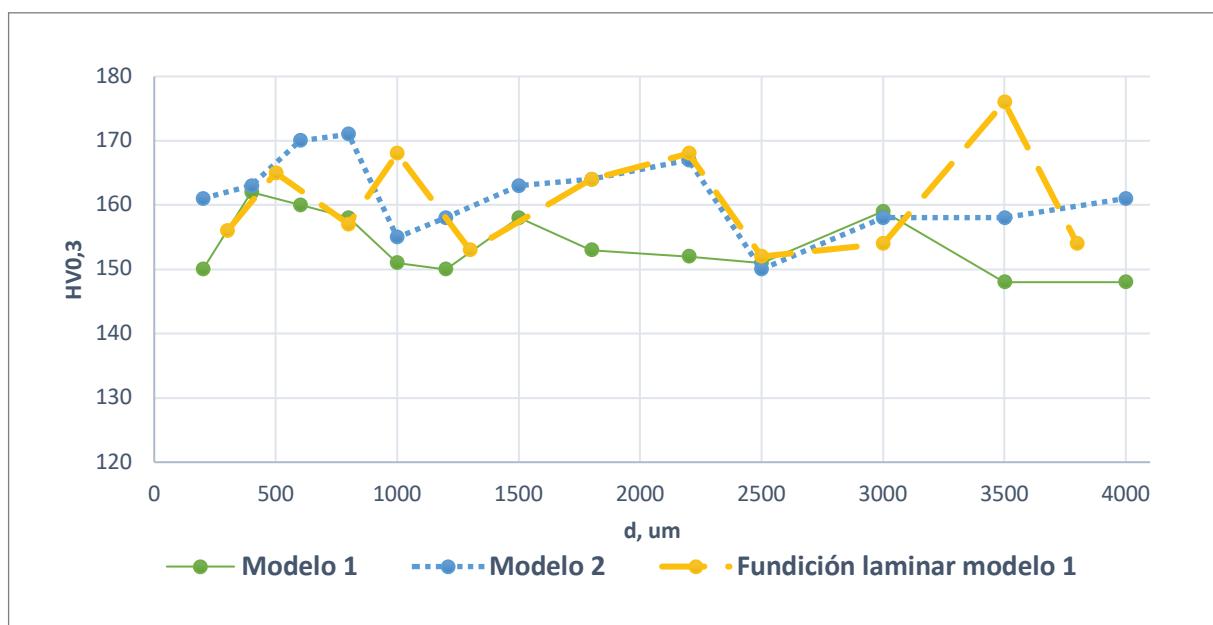


Figura N° 11. Gráfica comparativa de dureza Vickers con carga de 0.3 kg para ambos modelos.

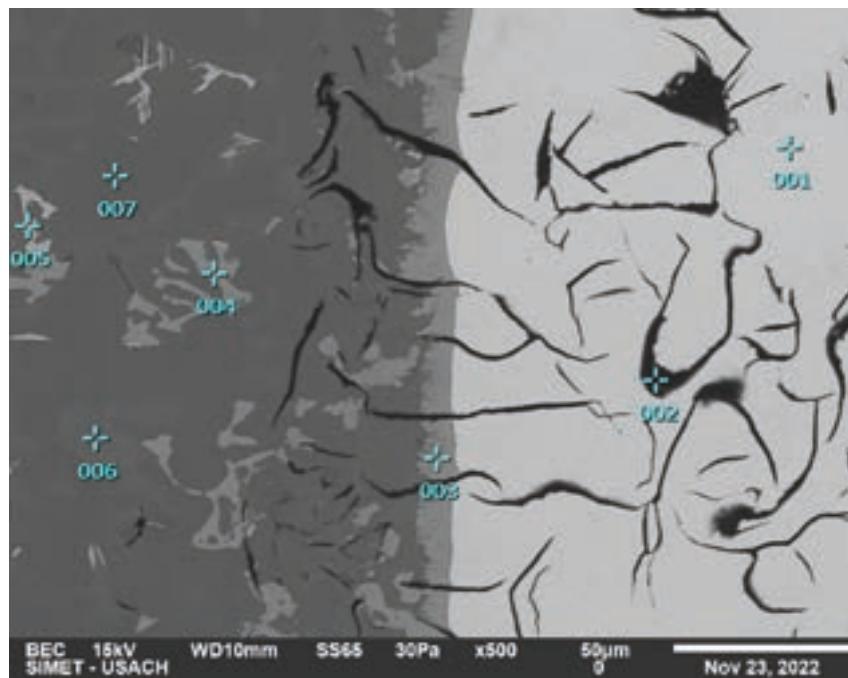


Figura N° 12. Imagen obtenida por microscopía electrónica de barrio a la muestra perteneciente al modelo 1.

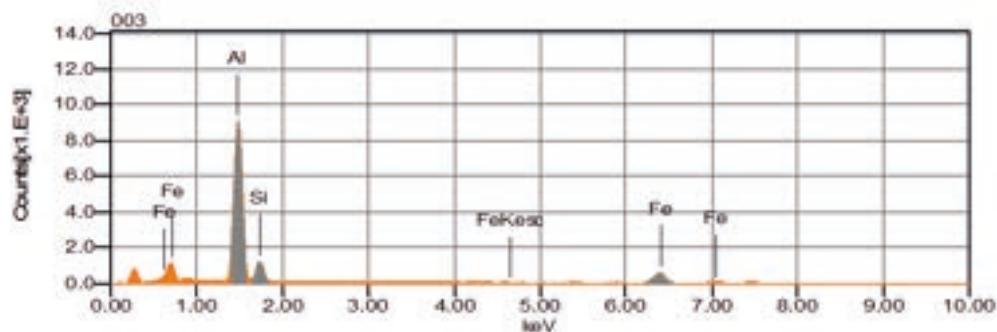


Figura N° 13. Resultados SEM punto 003 muestra perteneciente al modelo 1.

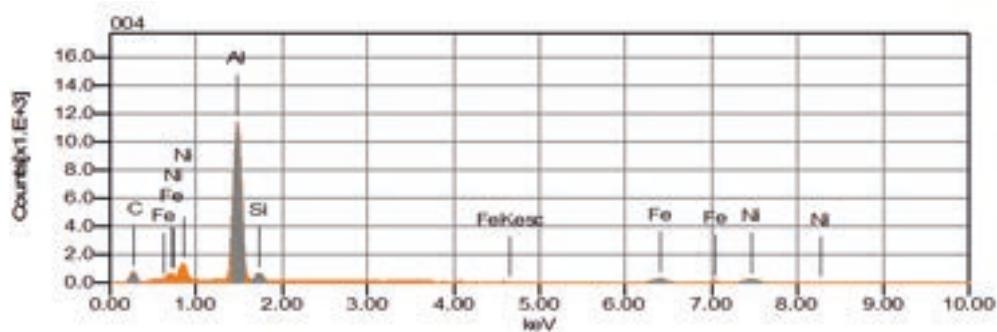


Figura N° 14. Resultados SEM punto 004 muestra perteneciente al modelo 1.

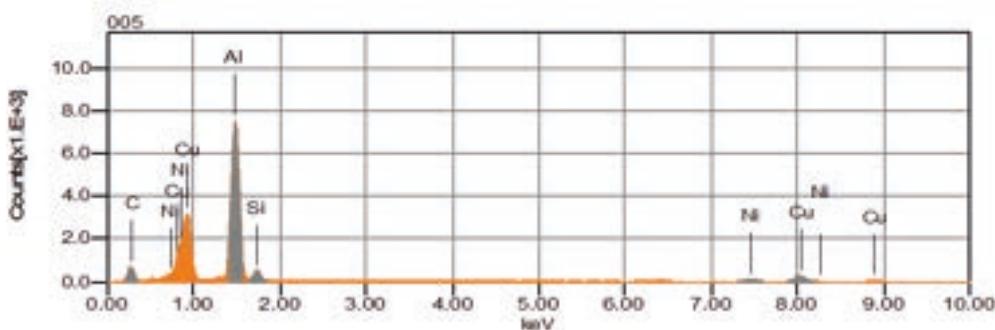


Figura N° 15. Resultados SEM punto 005 muestra perteneciente al modelo 1.

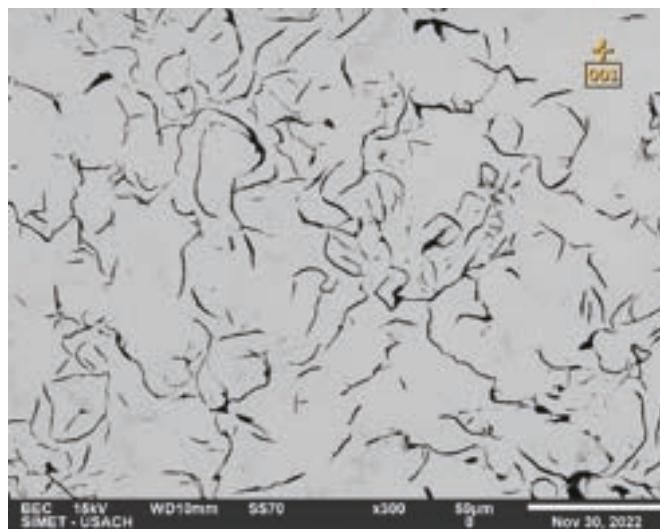


Figura N° 16. Resultados SEM para la función laminar de la muestra perteneciente al modelo 1.

en el pistón, Figura N° 16, se categorizó visualmente según la norma ASTM A247-19, obteniéndose que corresponde a grafito tipo VII, con distribución del tipo Ay clase de tamaño 5 (ASTM International, 2024).

Al realizar mediciones de dureza Vickers, Figura N° 11, en el inserto con el fin de comparar la dureza del material base del pistón, se obtiene que la dureza de la fundición en promedio es de 161 HV0.3, esto en contraste a la dureza obtenida de la aleación Al-Si que tiene un valor de 154 HV0.3. Al relacionarlo con la posición que ocupa en los canales, al ser el anillo de compresión ubicado en la parte superior se puede suponer que es utilizado debido a la característica auto lubricante del grafito, por lo que mejora la resistencia al desgaste del primer anillo de la cabeza del pistón, además que este tipo de material no suele presentar deformaciones previas a la fractura, sino

que tiene una fractura del tipo frágil lo que indica que no es un material tenaz y que al tener una gran resistencia, tiende a absorber energía en el rango elástico previo a su fractura catastrófica (Fernández-Carrasquilla y Ríos, 1999).

Conclusiones

Si bien el material base de la aleación es en ambos casos aluminio-silicio, se pueden reconocer diferencias en los elementos aleantes microestructura y de menor manera en la dureza Vickers.

El pistón desarrollado para el modelo 1 tiene mayor cantidad de ciertos elementos aleantes como el cobre que busca mejorar su resistencia, y la precipitación de intermetálicos que aportan en diversas propiedades, además en las metalografías se aprecian di-

ferencia en la estructura de solidificación y microconstituyentes que cooperan en su gran parte de forma favorable al pistón, la manufactura se diferencia por ejemplo, en el inserto que posee, al agregarlo en esa posición y al además ser de fundición laminar se busca dar un apoyo extra al anillo de compresión, lo que ayuda a suportar los esfuerzos de mejor manera aportando tiempo de uso.

Esto en comparación al modelo 2, que luego de la inspección visual inicial se percibe un gran rechuepe en su interior y ningún material extra que busque apoyar y mejorar el funcionamiento, y una microestructura de colada esperable para una aleación aluminio-silicio.

Referencias

- Echavarria A, Orrego G. 2012. Metalurgia básica de algunas aleaciones de aluminio extruidas o laminadas. Revista Colombiana de Metalurgia 2.
<https://doi.org/10.17533/udea.rcm.11281>
- ASTM International. 2024. ASTM A247-19 Standard test method for evaluating the microstructure of graphite in iron castings. <https://compass.astm.org/document/?contentCode=ASTM%7CA0247-19%7Cen-US>
- Fernández-Carrasquilla J, Ríos R. 1999. Estudio de una fundición de grafito laminar mediante mecánica de la fractura. Rev Metal Madrid 35.
- Hernández V, Cruz R, Otero E, Harris I, Osiel C, Aguilar C, Vázquez N, Aguilar O, Alfaro M, Zuno-Silva J, López-Moreno S. 2015. Consideraciones en el diseño de pistones para motores a cuatro tiempos. Ingenio y Conciencia Boletín Científico de la Escuela Superior Ciudad Sahagún 2(3).
<https://doi.org/10.29057/ess.v2i3.1369>
- Marin J. 2019. Identificación de microconstituyentes en aleaciones de aluminio mediante metalografía óptica en color. Tesis, Universidad Politécnica de Madrid, España.
- Totten G, Mackenzie D. 2003. Castings (Ed.), Handbook of Aluminum Vol. 1, Marcek Dekker INC., USA.
- Xia F, Gao X, Liang M, Guo Y, Li J, Yang Z, Wang J, Zhang L. 2020. Effect of thermal exposure on microstructure and high-temperature fatigue life of Al-Si piston alloys. Journal of Materials Research and Technology 9: 12926-12935.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.09.018>
- Zhao X, Meng J, Zhang C, Wei W, Wu F, Guangan Z. 2023. A novel method for improving the microstructure and the properties of Al-Si-Cu alloys prepared using rapid solidification/powder metallurgy, Materials Today Communications 35: 105802.
<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.105802>



VISITA NUESTRO SITIO WEB
metalurgia.usach.cl



DEPARTAMENTO DE
INGENIERÍA
METALÚRGICA

SÍGUENOS EN
NUESTRAS RRSS

 Usach Metalurgia

 usachmetalurgia

 Usach Metalurgia