



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
FACULTAD DE QUÍMICA

TESIS

**FABRICACIÓN Y CARACTERIZACIÓN DE UN ACERO DE ULTRA ALTO CARBONO,
CON CROMO**

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

PRESENTA

CÉSAR CRISTOV LEÓN ORTEGA



CDMX

2020



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: Guillermo Fausto Salas Banuet
VOCAL: Balbina Ojeda Ramírez
SECRETARIO: Ignacio Alejandro Figueroa Vargas
1^{er} SUPLENTE: Tania Georgina Núñez Velázquez
2^{do} SUPLENTE: José Guadalupe Ramírez Vieyra

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA: Facultad de Química, Edificio D, Circuito de la Investigación Científica s/n, Ciudad Universitaria, Coyoacán, México 04510, Ciudad de México

Asesor del tema:

Guillermo Fausto Salas Banuet

Supervisor técnico:

José Guadalupe Ramírez Vieyra

SUSTENTANTE:

César Cristov León Ortega

Índice.

1. Resumen	1
2. Introducción	1
3. Hipótesis	3
4. Procedimiento experimental	3
4.1. Proceso de fusión y colada	4
4.2. Proceso termomecánico	5
5. Resultados	6
5.1. Evolución de las grietas y de la porosidad	6
5.2. Cálculo de la evolución de las fases esperadas, de su composición química y de los diagramas de transformación TTT y CCT	7
5.2.1. Evolución de las fases esperadas durante la solidificación	7
5.2.2. Diagramas TTT y CCT	8
5.3. Composición química de los microconstituyentes	10
5.3.1. Análisis MEB-EDAX	10
5.3.2. Mapeo de composición química	11
5.4. Estructura	12
5.4.1. Efecto del proceso termomecánico sobre la estructura	12
5.4.2. Micrográficas de MEB de la estructura	13
5.5. Propiedades mecánicas	17
5.5.1. Ensayos de tensión y compresión	17
5.5.2. Ensayos de resistencia a la penetración	18

5.5.3. Ensayos de resistencia al desgaste	18
5.6. Prueba de polarización	19
6. Discusión	20
6.1. Composición química	20
6.2. Proceso termomecánico	21
6.3. Estructura	22
6.4. Tratamiento térmico	25
6.5. Resistencia mecánica	26
6.6. Resistencia a la penetración	27
6.7. Resistencia al desgaste	28
6.8. Resistencia a la corrosión	28
7. Argumentación	29
8. Conclusión	30
9. Referencias	30
10. Anexos	34
Agradecimientos	35
Dedicatoria	35

1. Resumen.

Se fabricó un acero de ultra alto carbono con 1.4, 1.0, 0.2, 0.2 y 0.01 % en peso de carbono, manganeso, cromo, níquel y vanadio, respectivamente, con el objetivo de que pueda ser utilizado en alguna aplicación dadas las ventajas que ofrece. Se diseñó la composición química de la aleación de modo que tales elementos le proporcionaran buena formabilidad, resistencia mecánica, tenacidad y resistencia al desgaste. Se seleccionó y monitoreó el proceso de manufactura de la aleación desde su fusión y colada hasta su procesamiento termomecánico subsecuente, se caracterizó su estructura, se evaluaron sus propiedades y se determinaron sus comportamientos. Se obtuvo un acero con una microestructura fina compuesta por carburos esferoidales y laminares inmersos en una matriz ferrítica equiaxial, haciéndolo poco duro, muy resistente a la tensión, plástico y resistente al desgaste. Se hizo un juicio con base en dichos resultados y se concluyó que la aleación diseñada es apta para aplicaciones tales como dados, engranajes, muñones, bielas, rieles de ferrocarril, ejes, rines, brocas, destornilladores, cuchillos y tijeras industriales, cojinetes, partes de tractores para remover tierra, cierres y cuerpos trituradores para molinos de minería.

2. Introducción.

El acero es el material metálico más utilizado en el mundo gracias a que es abundante, barato y versátil, principalmente. Al incrementar el contenido de carbono de los aceros, que es su elemento aleante principal, se forma, e incrementa con ese contenido, un carburo llamado cementita, que es más duro y resistente que la disolución sólida de hierro, el cual incrementa las resistencias mecánicas, maquinabilidad, templabilidad, entre otras propiedades y disminuye la plasticidad, tenacidad, soldabilidad, entre otros. La forma, el tamaño y la distribución de la cementita, características que pueden controlarse con los elementos aleantes y el proceso de manufactura, son lo que le confiere a los aceros su gran variedad de propiedades mecánicas.

Dada la importancia de los aceros en el mundo, a nivel industrial se utiliza el diagrama de fases hierro-carbono para predecir el tipo, cantidad y distribución de sus fases presentes a diferentes temperaturas bajo condiciones de enfriamiento al equilibrio. En

este sistema binario, la cementita es un compuesto intersticial que precipita, en estado sólido, desde la austenita, al enfriar el acero. Dicha transformación es fundamental para las propiedades mecánicas de la aleación dado que la cementita, al poseer estructura cristalina ortorrómbica, es incoherente respecto a las dos disoluciones sólidas de hierro, la ferrita y la austenita, que poseen estructuras cúbicas. Este desacomodo concentrará los esfuerzos en esa región de la red cristalina si se aplica una fuerza externa en el acero, fragilizándolo y promoviendo su fallo. Si se excede el contenido de carbono eutectoide, la cementita precipitará alrededor de los granos de austenita, que se transformará en ferrita y cementita, como una red continua que producirá dicho efecto en el material. Por ello, rara vez los aceros poseen más de 1 % C.

Los aceros de ultra alto carbono (UHCS por sus siglas en inglés) son aceros al carbono que contienen 1-2.1 % en peso de carbono (15-32 % en volumen de cementita)¹. Fueron ignorados durante muchos años debido a la creencia de que eran inherentemente frágiles¹ hasta hace un tiempo relativamente corto, cuando se descubrió que, si se esferoidiza la red de cementita, dichos aceros obtenían gran resistencia, superior a la que poseen los aceros al carbono convencionales, y superplasticidad, un comportamiento ideal para la manufactura a nivel industrial². La cementita, precipitada como partículas pequeñas, esferoidales y distribuidas uniformemente por toda la matriz metálica, no sólo evita la fragilización del material, sino que lo fortalece mediante endurecimiento por dispersión, además de que ancla los límites de grano durante el procesamiento termomecánico, lo que impide su crecimiento y permite que el grano refinado mantenga su tamaño y, con ello, el comportamiento superplástico del acero¹. Desde entonces, la investigación se dirigió nuevamente a cómo obtener la estructura esferoidizada, teniendo éxito. Algunos de los procesos reportados para producir tal estructura son: homogeneización a 1150 °C, seguido de laminación durante el enfriamiento y laminación isotérmica en tibio adicional (550-650 °C)²; temple y revenido³; atomización⁴; transformación eutectoide divorciada⁵. A pesar de los esfuerzos dirigidos en iniciar la comercialización de los UHCS⁶, actualmente las características complicadas del proceso impiden su fabricación a nivel industrial. Algunos ejemplos de componentes fabricados con UHCS son: engranajes, partes de misiles y de compresores, anillos y triuniones⁶.

Para que posean superplasticidad, los UHCS deben tener partículas finas y esferoidales de cementita, distribuidas uniformemente en una matriz metálica formada por granos equiaxiales de ferrita o austenita de 0.5-2 μm de diámetro^{1,7}. Dichos atributos también le dan al acero otras propiedades prometedoras: resistencia a la tensión de 1.81 GPa con 18 % elongación⁸; resistencia a la tensión de 1.655 GPa con 12 % elongación⁹; elongaciones de hasta 30 % a temperatura ambiente¹⁰; elongaciones de hasta 1500 % a alta temperatura⁷; durezas de hasta 67 HRC¹¹, buena tenacidad como compuesto laminar¹², buena soldabilidad¹³, entre otras.

El objetivo de esta investigación es determinar los comportamientos y posibles aplicaciones de un UHCS aleado con una pequeña porción de cromo y de otros elementos (1.4, 1.0, 0.2, 0.2 y 0.01 % en peso de carbono, manganeso, cromo, níquel y vanadio) que le confieran comportamientos ideales para aplicaciones tales como dados, engranajes, muñones, bielas, rieles de ferrocarril, ejes, rines, brocas, destornilladores, cuchillos y tijeras industriales, cojinetes, partes de tractores para remover tierra, cierres y cuerpos trituradores para molinos de minería¹⁰.

3. Hipótesis.

Se puede obtener un acero de nivel alto de carbono y bajo de cromo con propiedades y comportamientos útiles y diferentes.

4. Procedimiento experimental.

Se utilizó un sistema de fusión por inducción de 50 kW, 3000 Hz y 50 kg de capacidad, marca Inductotherm, modelo VIP-I Power Track PT-10. Se hicieron varias pruebas para conocer la composición química, estructura y propiedades de la aleación y, de este modo, poder determinar sus comportamientos y aplicaciones. Se midió la composición química de colada mediante un espectrómetro de emisión óptica marca Spectro, modelo Spectrolab M8, para asegurar que fuera la deseada, mientras que se analizó la de los microconstituyentes presentes tras el proceso termomecánico con un microanalizador EDS marca Bruker para poder identificarlos. Se observó la estructura utilizando un microscopio metalográfico, un microscopio electrónico de barrido marca Jeol, modelo MEB-JCM6000 Plus y uno marca Zeiss, modelo EVO MA10, con el fin de

apoyar la identificación de los microconstituyentes presentes, relacionar su formación con la composición química y proceso de manufactura seleccionados y determinar su efecto sobre las propiedades mecánicas de la aleación de acuerdo con su forma, tamaño y distribución. Se hicieron cálculos termodinámicos de la evolución de las fases esperadas en la aleación, y de su composición química, durante su solidificación y de sus respectivos diagramas CCT y TTT, con base en su composición química, mediante el software JMatPro versión 7.0 y su base de datos de aceros generales, para ayudar en la identificación de los microconstituyentes presentes y poder estimar las estructuras que podrían obtenerse mediante tratamientos térmicos, respectivamente. Se realizaron los ensayos mecánicos siguientes para evaluar las propiedades mecánicas más importantes reportadas en los UHCS: uno de tensión y otro de compresión en una máquina universal de ensayos mecánicos marca MTS, modelo 810 con sistema de adquisición de datos test-link 2.0; cinco de resistencia a la penetración con un durómetro Rockwell marca Buehler, modelo Macromet 3 y cuatro con un microdurómetro marca Shimadzu, modelo HMV. Dada la estructura refinada y su contenido de carbono y cromo, se hicieron cinco ensayos de desgaste en una máquina de desgaste marca Buehler LTD con un rodillo de acero templado.

4.1. Proceso de fusión y colada.

Se fundieron 20 kg de lingotes de hierro colado descaburado, 3 kg de placas de acero 1018 y ferrocromo 70 para obtener un acero con la composición química deseada. La temperatura de colada fue de 1590 °C, se utilizó ferrosilicio como escorificador y se coló en un molde de arena en verde, con 2.5 % de humedad. Se obtuvieron 10 lingotes rectangulares de 2 kg y 19×4×4 cm con la composición química mostrada en la tabla #1, donde se observa que tienen una alta cantidad de azufre y fósforo.

Tabla #1. Análisis químico de un lingote de colada.

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% Al	% Co
1.374	0.1710	0.915	0.0527	0.0580	0.2219	0.0677	0.1555	0.0197	0.0214
% Cu	% Nb	% Ti	% V	% Pb	% Fe				
0.0196	<0.00	0.0022	0.0124	0.0050	96.9				

4.2. Proceso termomecánico.

Se cortó una muestra, rectangular de 186 g y 4x4x2 cm, de uno de los lingotes para realizar el proceso termomecánico. La muestra fue recocida seis horas dentro de una mufla a 1000 °C, para homogeneizar su estructura de colada y mejorar su plasticidad, austenizada a 875 °C y forjada hasta obtener una relación de forja de 2 (reducción del 50 % de área transversal o, en este caso, del 75 % de espesor)⁷. Se hicieron repetidos ciclos termomecánicos a diferentes temperaturas y tiempos de calentamiento para determinar las condiciones óptimas del proceso, logrando mejores resultados a 925 °C durante las últimas dos etapas. Se obtuvo una muestra de 8x8x0.5 cm tras 34 ciclos termomecánicos a la que le fue aplicado un tratamiento térmico cíclico para esferoidizar la cementita de manera similar a su uso en la fabricación de espadas de Damasco¹⁴, que consistió en calentar la muestra durante 3.5 minutos y enfriarla fuera de la mufla durante 2.5 minutos. Las condiciones del proceso termomecánico se resumen en la tabla #2. Los espesores mínimo y máximo durante cada etapa corresponden al centro y a las orillas de la muestra, respectivamente. Dado que no se utilizó un termopar para monitorear la temperatura de la muestra y así facilitar su manipulación, la temperatura mínima de la muestra al final de cada ciclo, antes de que fuera difícil deformarla, fue estimada en 500 °C con base en su color¹⁵ y la temperatura de calentamiento es la indicada por la mufla.

Tabla #2. Condiciones del proceso termomecánico.

Etapa	# Ciclos	Temperatura de calentamiento [°C]	Tiempo de calentamiento [min]	Espesor [mm]
1	9	838-853	5	19-20
2	11	882-907	5	15-19
3	9	923-925	10	6-9
4	5	900-923	7-10	5-6
TTC	6	863-923	3.5	5-6

5. Resultados.

5.1. Evolución de las grietas y de la porosidad.

La figura #1 muestra la evolución de las grietas y de la porosidad en la muestra durante el proceso termomecánico. Se observa que la muestra de colada presentó gran porosidad y una cavidad cilíndrica en su centro (a). Se formaron grietas desde la primera etapa del proceso termomecánico (b), las cuales, aunque crecieron durante la segunda etapa (c), se sellaron casi por completo durante la tercera etapa junto con la porosidad (d), con la excepción de la cavidad cilíndrica central que, a pesar de ser rellenada por el flujo de metal, dejó un rastro en la superficie (e).

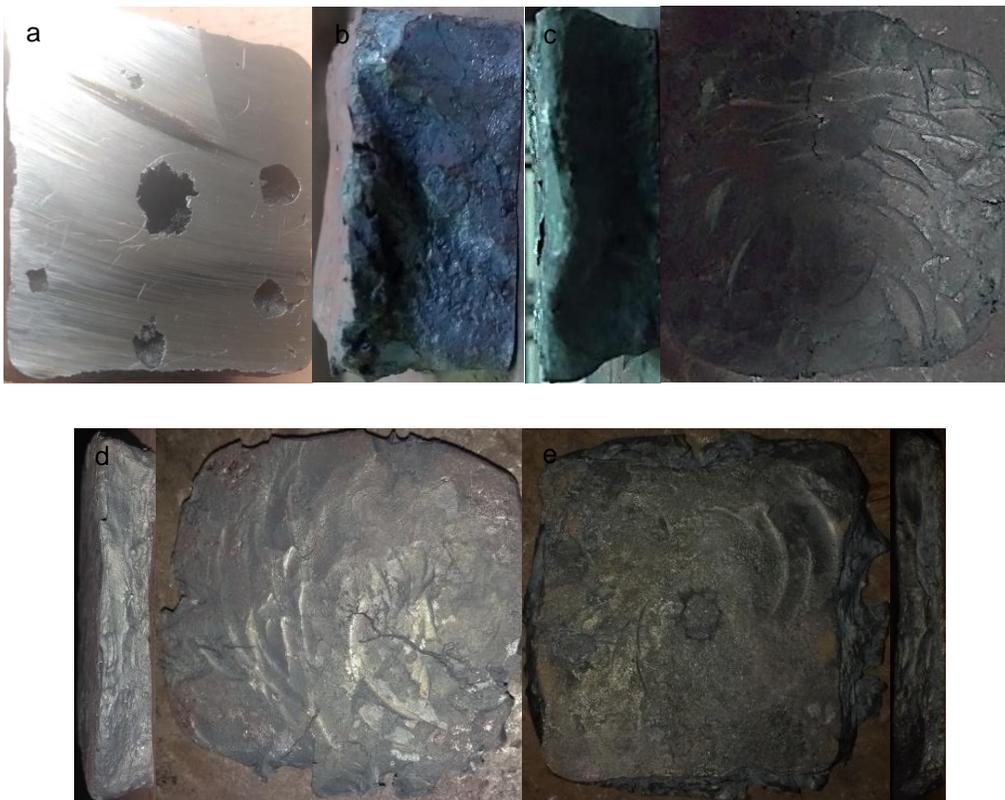


Figura #1. Evolución de las grietas y de la porosidad en la muestra durante el proceso termomecánico. a) Muestra de colada con gran porosidad y una cavidad cilíndrica en su centro, b) primera etapa e inicio de la formación de las grietas, c) segunda etapa y crecimiento de las grietas, d) tercera etapa y sellado casi total de las grietas y de la porosidad, e) cuarta etapa y apariencia final de la cavidad cilíndrica central.

5.2. Cálculo de la evolución de las fases esperadas, de su composición química y de los diagramas de transformación TTT y CCT.

5.2.1. Evolución de las fases esperadas durante la solidificación.

La figura #2 muestra la evolución de las fases esperadas en la aleación durante su solidificación. Se estimó que la estructura del acero a temperatura ambiente estará formada por 79 % en peso de ferrita y 20 % en peso de cementita, apareciendo desde los 731 y 964 °C, respectivamente. El resto de las fases no superan el 1 % en peso a temperatura ambiente, entre ellas 0.16 % en peso de sulfuro de manganeso. La transformación eutectoide y la solidificación del material ocurrieron entre 710-731 y 1245-1422 °C, respectivamente.

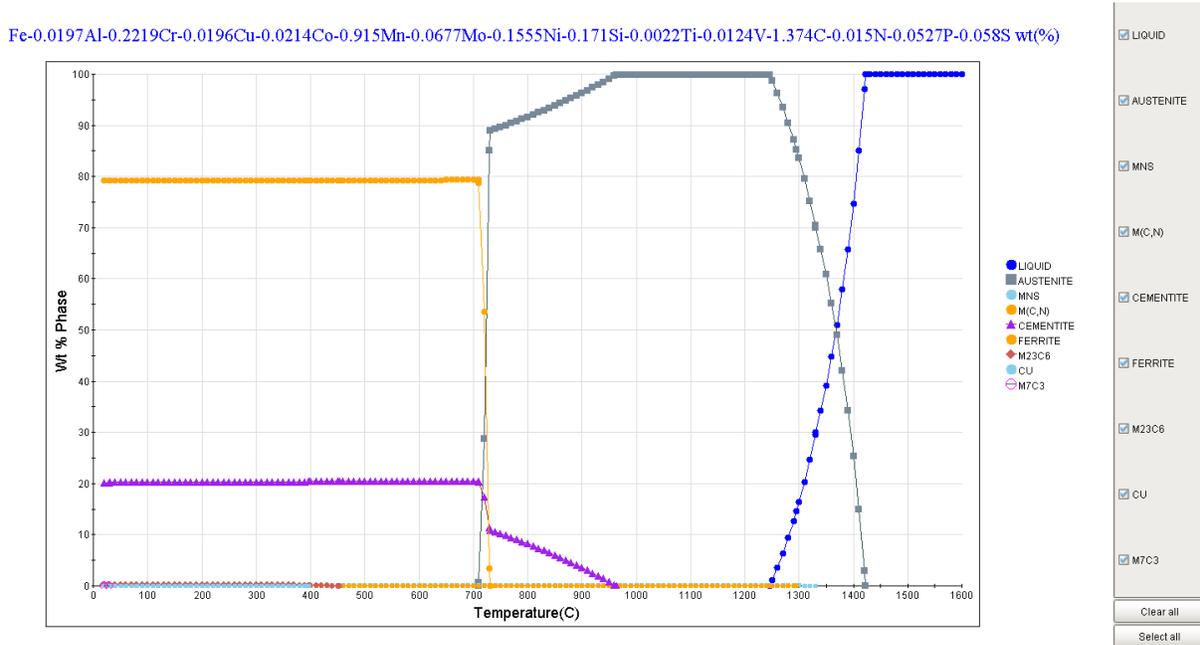


Figura #2. Evolución de las fases esperadas en la aleación durante su solidificación.

La figura #3 muestra la evolución de la composición química de las fases esperadas en la aleación durante su solidificación. Se predijo a) ferrita con 0.215 % Si, 0.095 % Ni y 0.07 % P, y b) cementita con 89 % Fe, 6.67 % C, 4 % Mn y 0.5 % Cr a temperatura ambiente. Se estima una disminución en la concentración de los elementos en ambas fases, con la excepción del manganeso en la cementita, cuyo % en peso aumenta drásticamente desde los 731 °C al inicio de la transformación eutectoide.

Fe-0.0197Al-0.2219Cr-0.0196Cu-0.0214Co-0.915Mn-0.0677Mo-0.1555Ni-0.171Si-0.0022Ti-0.0124V-1.374C-0.015N-0.0527P-0.058S wt(%)

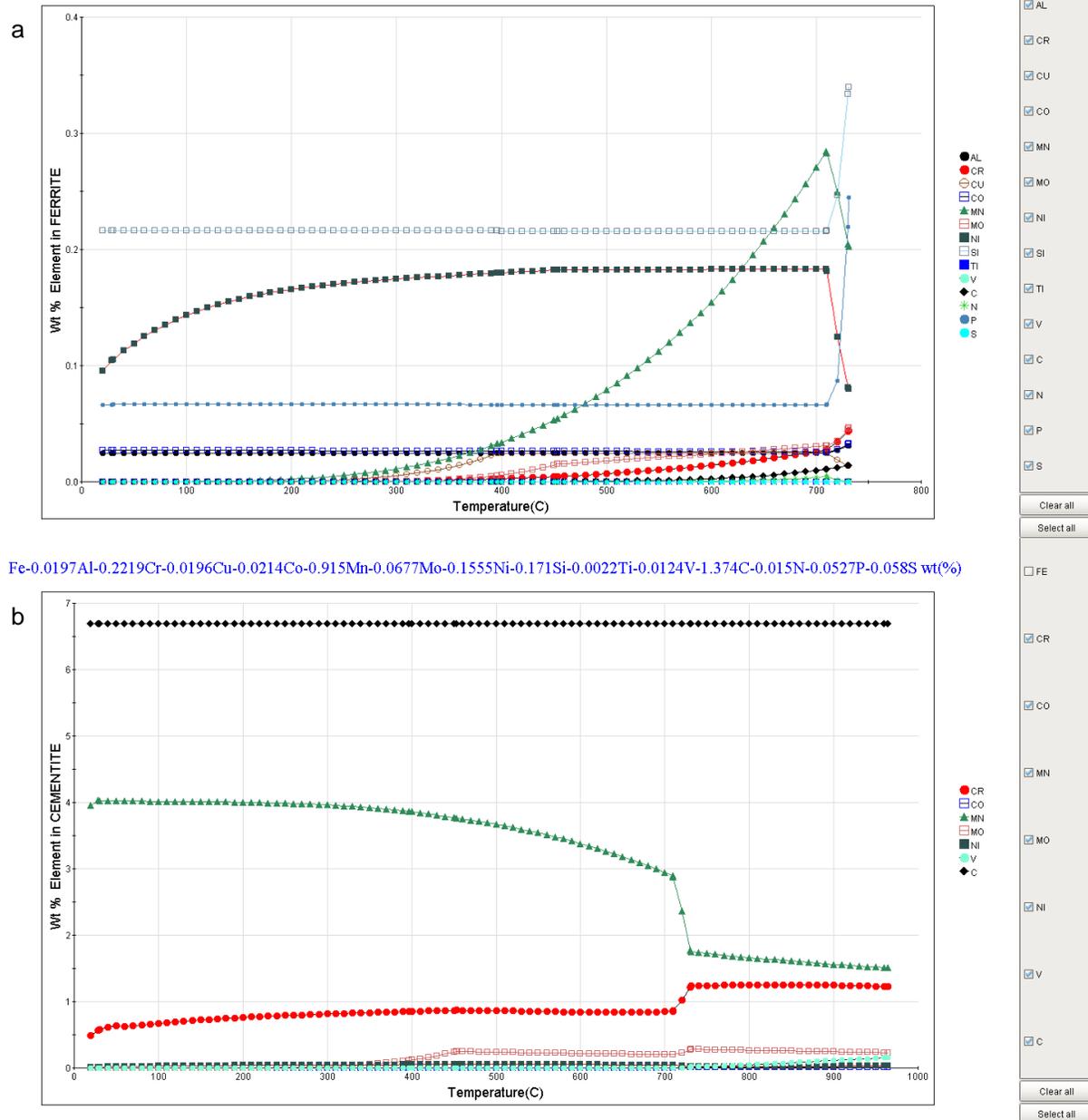


Figura #3. Evolución de la composición química de las fases esperadas en la aleación durante su solidificación. % en peso de elementos en a) la ferrita y b) la cementita.

5.2.2. Diagramas TTT y CCT.

La figura #4 muestra los diagramas TTT y CCT teóricos para una temperatura de austenización de 925 °C, que es la temperatura ideal de forja, y tamaño de grano ASTM 9, que es el estimado de la muestra. Se observa que las curvas de transformación de la

perlita están por delante de las de la bainita en ambos diagramas, impidiendo que se forme bainita con un enfriamiento continuo o una mezcla de ambos microconstituyentes con un tratamiento isotérmico. El diagrama TTT indica que las transformaciones perlítica y bainítica se producen más rápido a 600 y 400 °C, comenzando luego de aproximadamente 5 y 11 segundos, respectivamente (a), mientras que la velocidad de enfriamiento crítica en el diagrama CCT ronda entre 10-100 °C/s (b). La temperatura a la que se obtiene 90 % martensita (M_{90}) es de -120 °C en ambos diagramas.

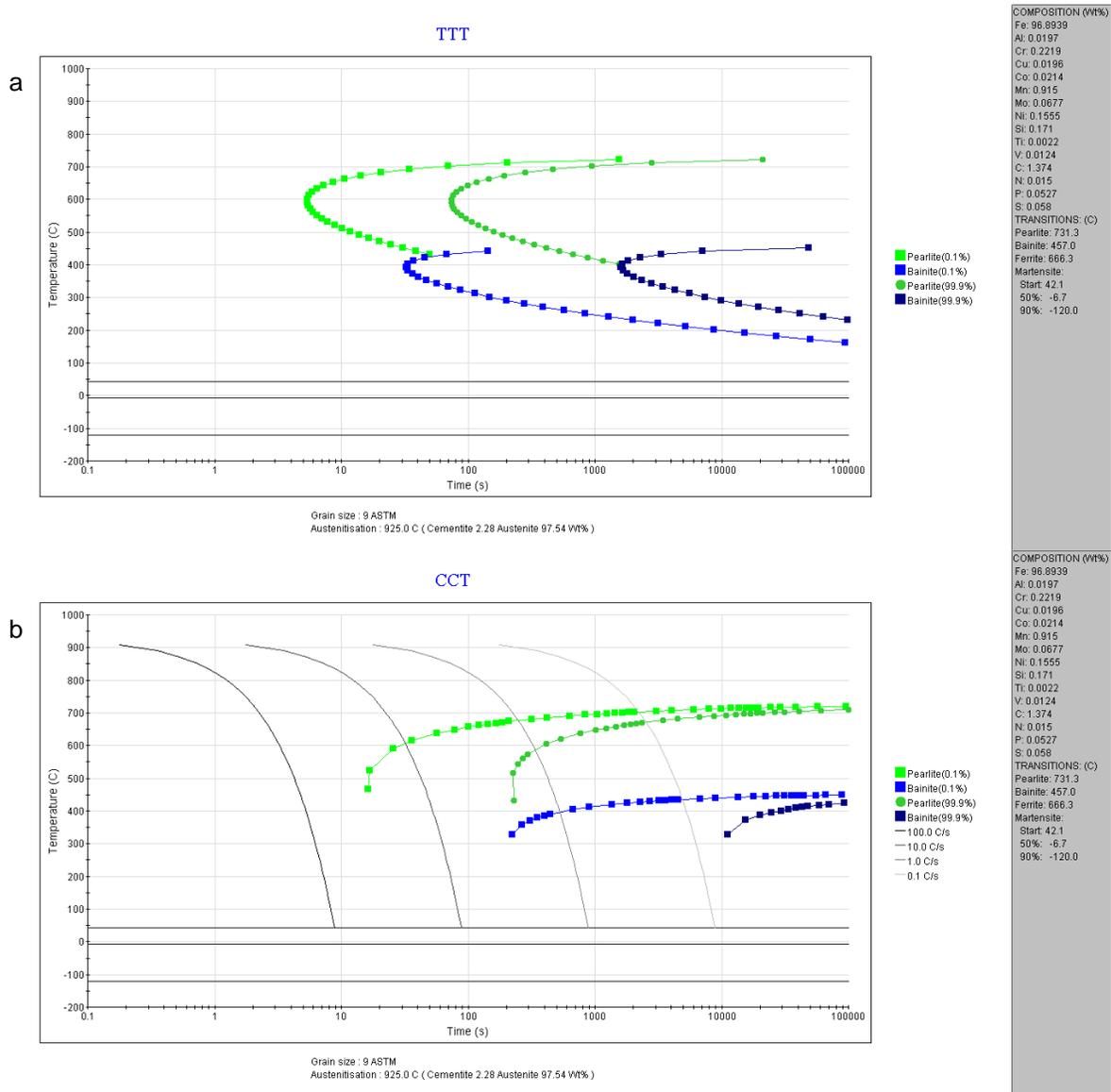


Figura #4. Diagramas a) TTT y b) CCT teóricos.

5.3. Composición química de los microconstituyentes.

5.3.1. Análisis MEB-EDAX.

Los resultados de los análisis químicos puntuales obtenidos mediante análisis MEB-EDAX en diferentes regiones de la muestra están resumidos en las tablas #3-5. Se permitieron 30 segundos de adquisición con un voltaje de 15 kV. Se observa una variación en la fase esferoidal del 10 % atómico en el carbono y del 7 % en el hierro, mientras que es despreciable en el manganeso. La fase blanca esferoidal posee composición química muy similar a la laminar, por lo que se concluye que son la misma fase, si bien se encuentra un poco más de variación en las láminas; contiene aproximadamente 68, 31 y 1 % atómico de hierro, carbono y manganeso, respectivamente, confirmando que es un carburo de hierro. La matriz oscura presenta una variación del 5 % atómico para el hierro y el carbono.

Tabla #3. Composición química del carburo de hierro en diferentes regiones de la muestra.

Esferoidal			Laminar		
% Masa Fe	% Masa C	% Masa Mn	% Masa Fe	% Masa C	% Masa Mn
88.85	8.89	1.15	89.51	8.23	0.90
87.48	11.05	1.14	88.77	10.28	0.95
90.52	7.29	0.82	92.49	5.57	1.09
89.87	8.97	0.88	89.92	8.60	1.12
% Atómico Fe	% Atómico C	% Atómico Mn	% Atómico Fe	% Atómico C	% Atómico Mn
66.10	30.75	0.87	67.09	28.67	0.69
62.32	36.61	0.83	64.55	34.75	0.70
69.79	26.12	0.65	75.93	21.28	0.91
67.69	31.40	0.67	68.42	30.42	0.87

Tabla #4. Composición química de la matriz en diferentes regiones de la muestra.

% Masa Fe	% Masa C	% Masa Mn	% Atómico Fe	% Atómico C	% Atómico Mn
96.87	3.13	0	86.95	13.05	0
95.24	4.47	0*	81.69	17.81	0*
95.38	3.63	0.99	84.22	14.90	0.89
95.44	3.85	0.71	83.68	15.69	0.63

*0.29 % masa silicio (0.50 % atómico).

Tabla #5. Composición química de una partícula de (Fe,Mn)S.

% Masa Fe	% Masa C	% Masa Mn	% Masa S
30.87	1.55	55.38	11.65
% Atómico Fe	% Atómico C	% Atómico Mn	% Atómico S
26.71	6.23	48.70	17.55

5.3.2. Mapeo de composición química.

Se hizo un mapeo de composición química de la muestra, mostrado en la figura #5. Se aprecia una concentración mayor de manganeso y azufre en las partículas de (Fe,Mn)S respecto del resto de los microconstituyentes, mientras que los demás elementos, particularmente el hierro, están distribuidos uniformemente, con la excepción del níquel, que parece estar un poco más concentrado que el resto, en especial si se le compara con el vanadio, el elemento aleante de menor concentración en la aleación (124 ppm).

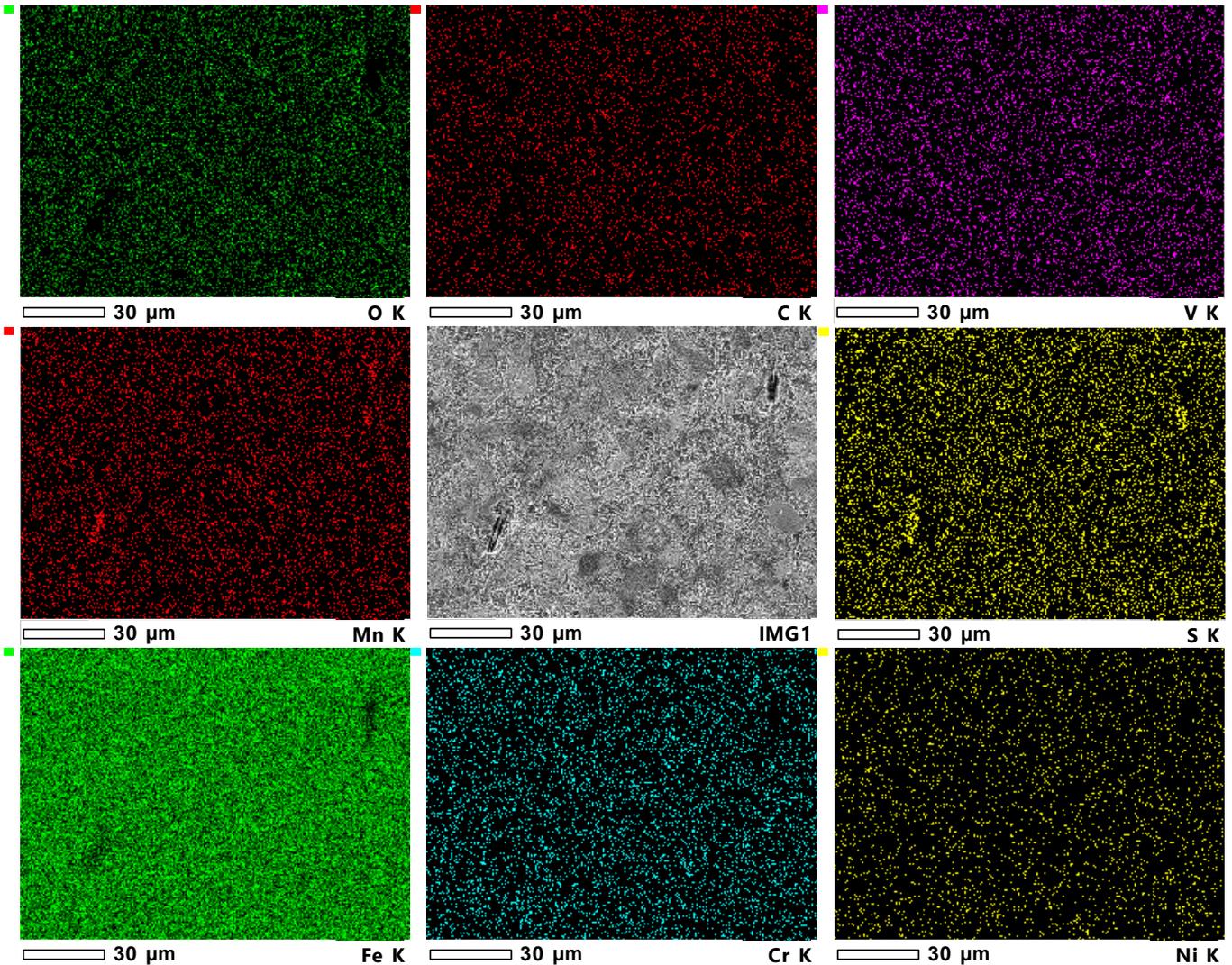


Figura #5. Mapeo de composición química de la muestra.

5.4. Estructura.

5.4.1. Efecto del proceso termomecánico sobre la estructura.

La figura #6 muestra el efecto del proceso termomecánico sobre la microestructura de la aleación. Se observa que la microestructura de colada, formada por 90 % perlita y 10 % cementita (a), de acuerdo con la regla de la palanca aplicada en el diagrama de fases Fe-C (anexo 10.1), fue refinada por el proceso termomecánico al grado de no poder identificar los microconstituyentes por medio de microscopía óptica (b). La microestructura de colada sólo presentó cementita Widmanstätten y una red continua de carburo cerca de esos poros, siendo en su mayoría perlítica.

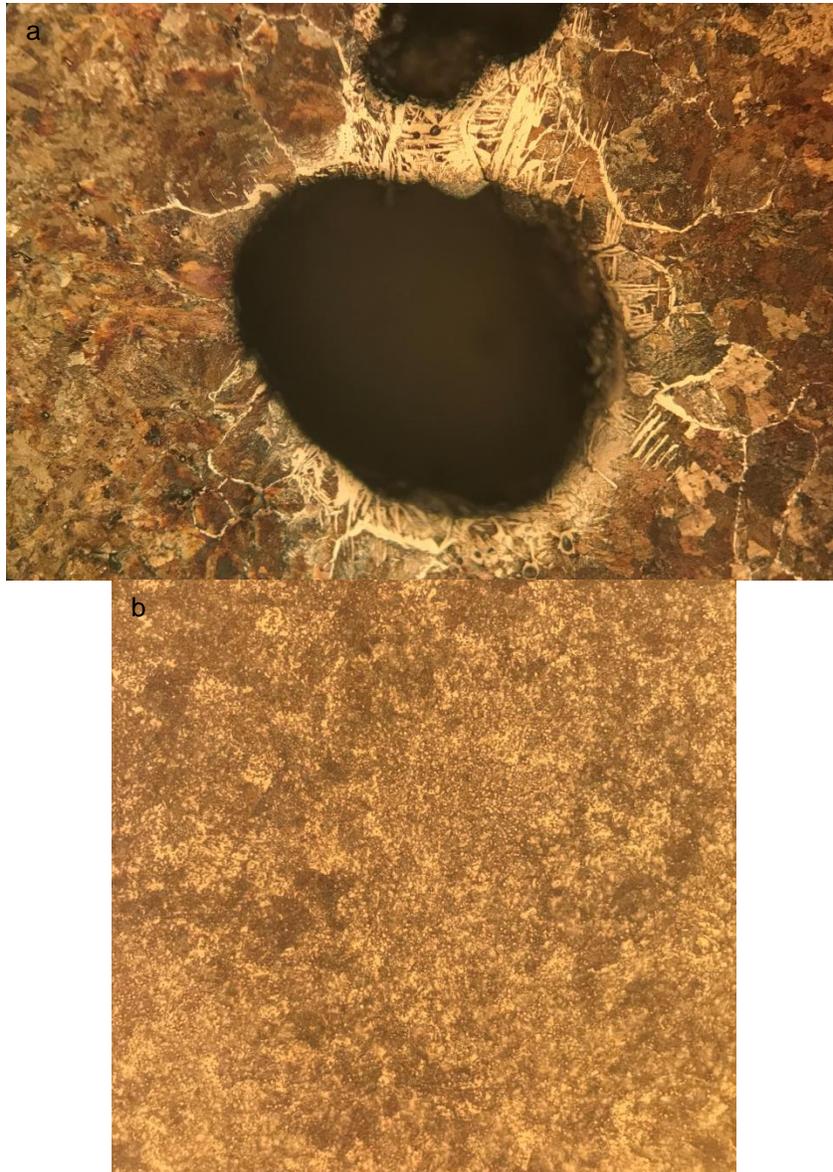


Figura #6. Efecto del proceso termomecánico sobre la microestructura de la aleación. a) Microestructura de colada formada por 90 % perlita y 10 % cementita. Nital, 200X. b) Microestructura de la muestra, refinada por el proceso termomecánico. Nital, 1000X.

5.4.2. Micrografías de MEB de la estructura.

La microestructura de la muestra observada mediante microscopía electrónica de barrido se presenta en las figuras #7-12. Se observan pequeños esferoides y placas de carburo de hierro distribuidos sobre la matriz ferrítica equiaxial, así como partículas ligeramente elongadas de $(Fe,Mn)S$, inclusiones de escoria y perlita.

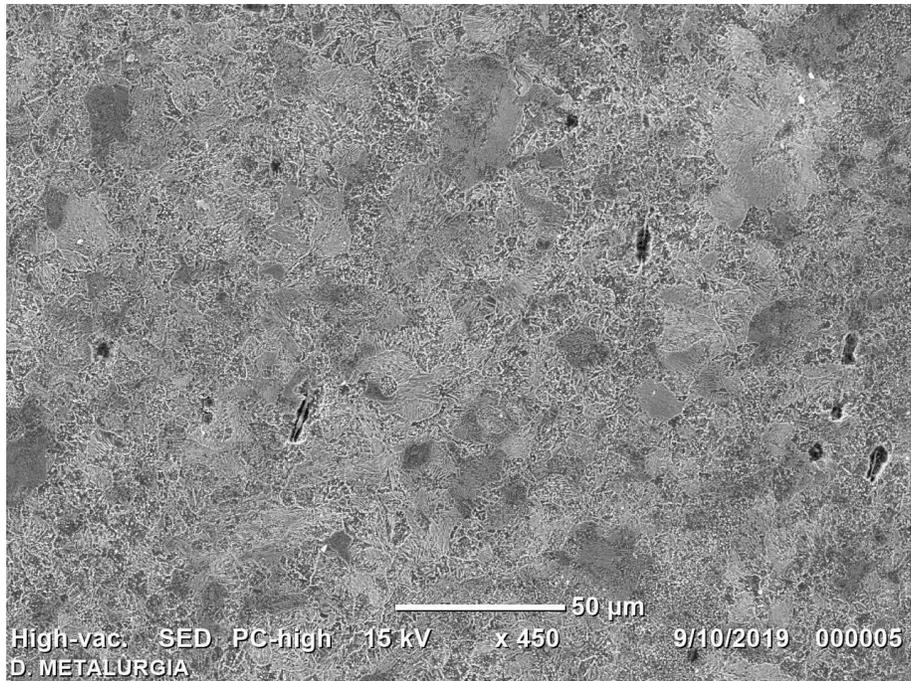


Figura #7. Micrografía de MEB de la muestra. Se observa la distribución del carburo de hierro y de las partículas ligeramente elongadas de (Fe,Mn)S sobre la matriz ferrítica.

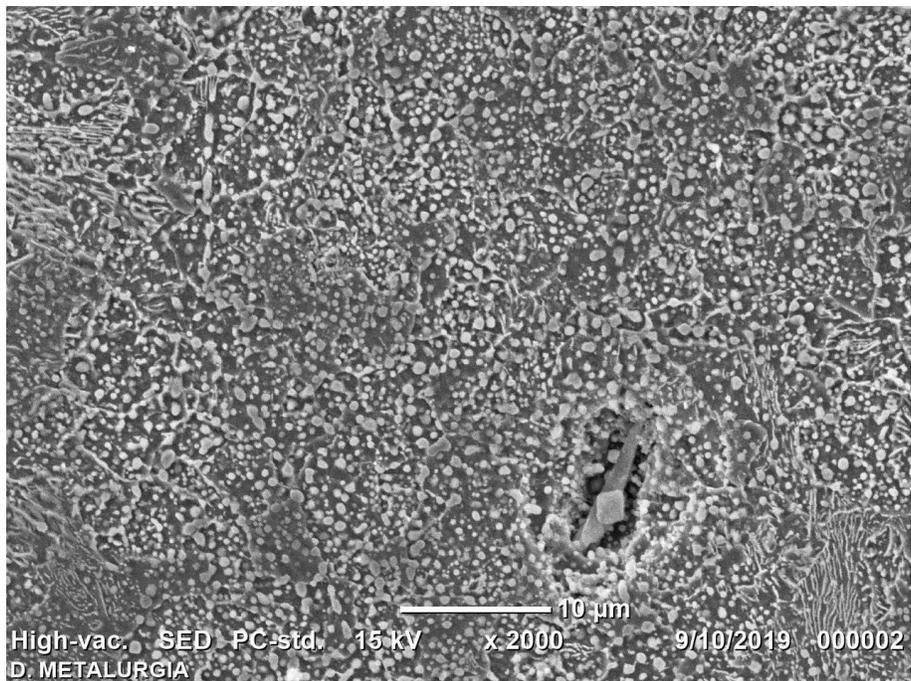


Figura #8. Micrografía de MEB de la muestra. Se observa la matriz ferrítica equiaxial con pequeños esferoides y algunas láminas de carburo de hierro.

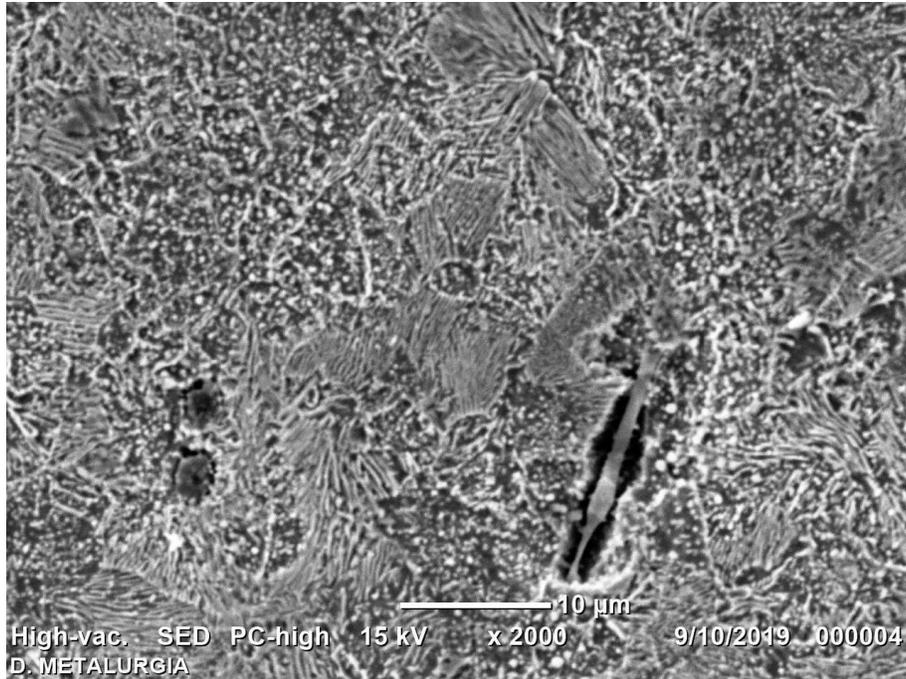


Figura #9. Micrografía de MEB de la muestra. Se observa aparente perlita degenerada, carburos esferoidales sobre la matriz ferrítica e inclusiones de escoria y de (Fe,Mn)S.

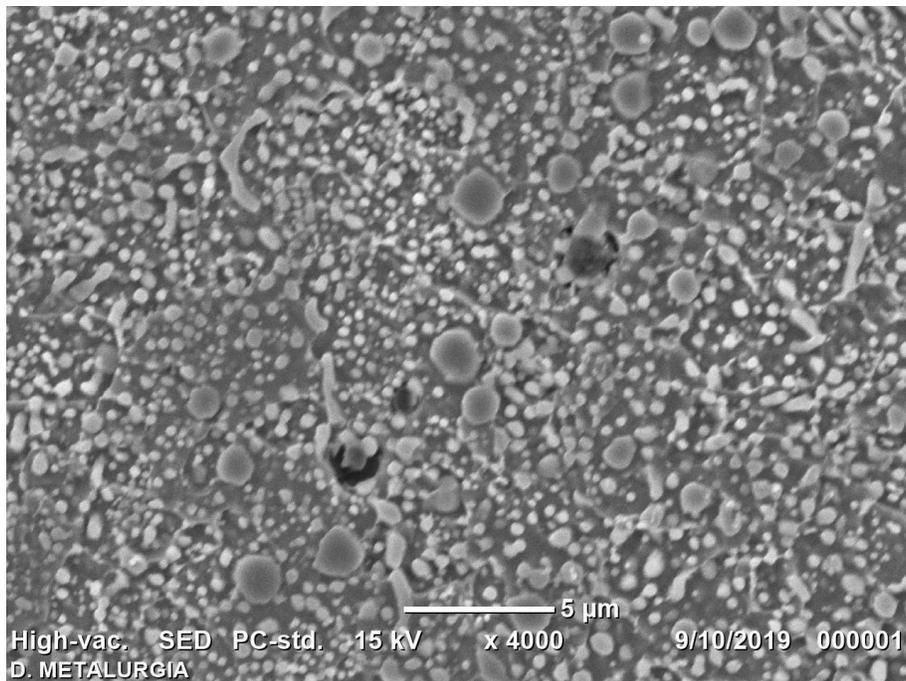


Figura #10. Micrografía de MEB de la muestra. Se observan carburos de hierro esferoidales con diámetros <1 y <2 μm sobre la matriz ferrítica.

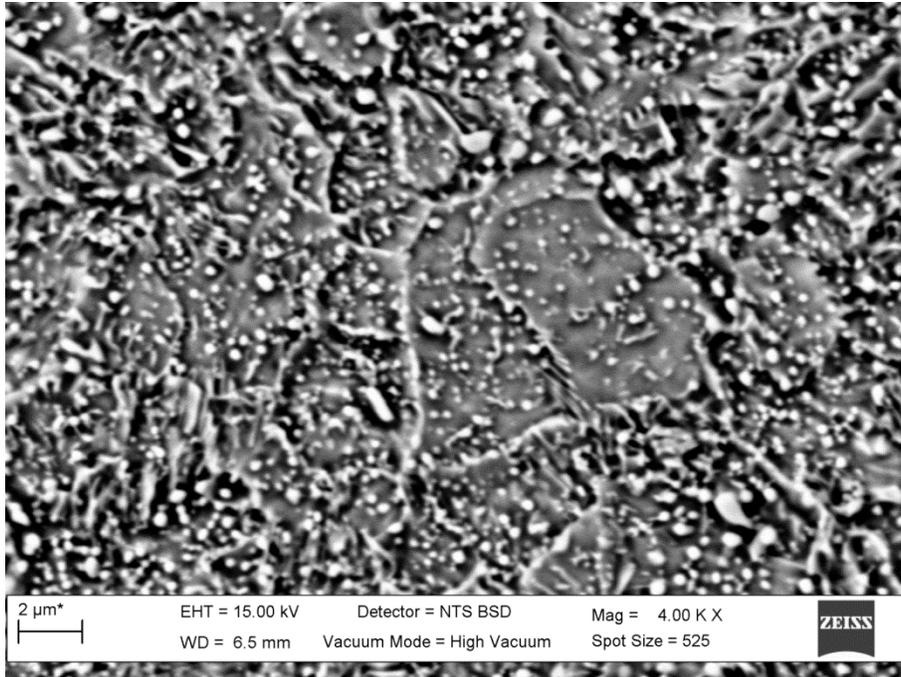


Figura #11. Micrografía de MEB de la muestra. Se observa la matriz ferrítica equiaxial con carburos de hierro esferoidales con diámetros de 2-8 y <1 μm, respectivamente.

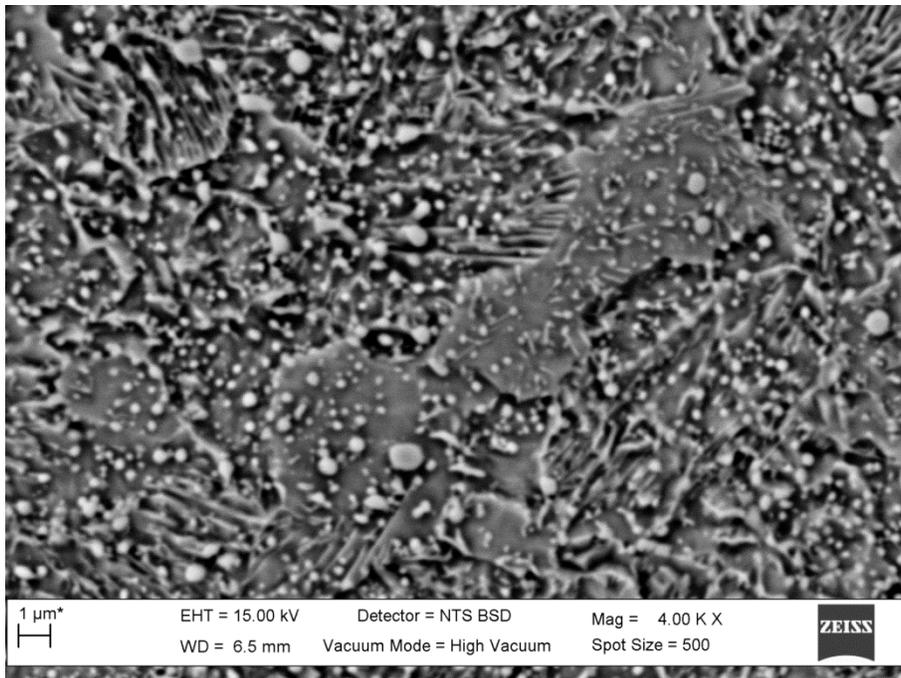


Figura #12. Micrografía de MEB de la muestra. Se observa una colonia de perlita y la matriz ferrítica equiaxial con carburos de hierro esferoidales y Widmanstätten.

5.5. Propiedades mecánicas.

5.5.1. Ensayos de tensión y compresión.

Se realizaron los ensayos de tensión y compresión a dos probetas rectangulares de 49x18x4 y 15x6x6 mm, respectivamente, cortadas y maquinadas a partir de la muestra. Las probetas no pudieron fabricarse de mayor tamaño ni con sección reducida para tensión y forma cilíndrica para compresión debido a la escasez de material y a los defectos que tenía, produciendo que las pendientes de las curvas en la región elástica sean menores que las reportadas en los aceros y, de esta manera, impidiera estimar el módulo de elasticidad real de la aleación. No se contó con un extensómetro adecuado para medir la deformación en probetas de estas dimensiones, por lo que la deformación reportada corresponde al movimiento del cabezal de la máquina. El diagrama esfuerzo-deformación resultante de dichos ensayos, realizados a una velocidad de 1 mm/min, se muestra en la figura #13. Se puede observar que las probetas se deformaron elásticamente de acuerdo a la ley de Hooke en ambos ensayos, así como pequeñas ondulaciones debidas a fallas en el agarre de las mordazas en tensión y a deformación heterogénea en compresión. Se obtuvieron, en tensión, resistencias: máxima, a la fluencia y a la fractura de 105, 67 y 68 ksi, respectivamente, mientras que, en compresión, las resistencias a la compresión y a la fluencia fueron de 209 y 72 ksi, respectivamente, y la probeta no presentó fractura con 230kN, la carga máxima de la máquina universal. Las resistencias a la fluencia fueron determinadas mediante el método de 0.2 % indicado en las normas ASTM E 8¹⁶ y 9¹⁷, la resistencia a la compresión fue estimada en la parte en la que la curva presenta su primera irregularidad, perdiendo su sección cuadrada original, y los porcentajes de elongación fueron medidos juntando las dos partes de la probeta fracturada de tensión y midiendo la diferencia de las alturas inicial y final de la probeta de compresión, resultando 7 y 77 %, respectivamente. La falta de una sección reducida en la probeta de tensión y la heterogeneidad de la deformación en la de compresión debida a los defectos en su superficie impidieron la medición de sus porcentajes de reducción de área. Dado que la fractura de la probeta de tensión ocurrió a través de un poro en su superficie, seguramente su resistencia a la tensión y porcentaje de elongación sean mayores.

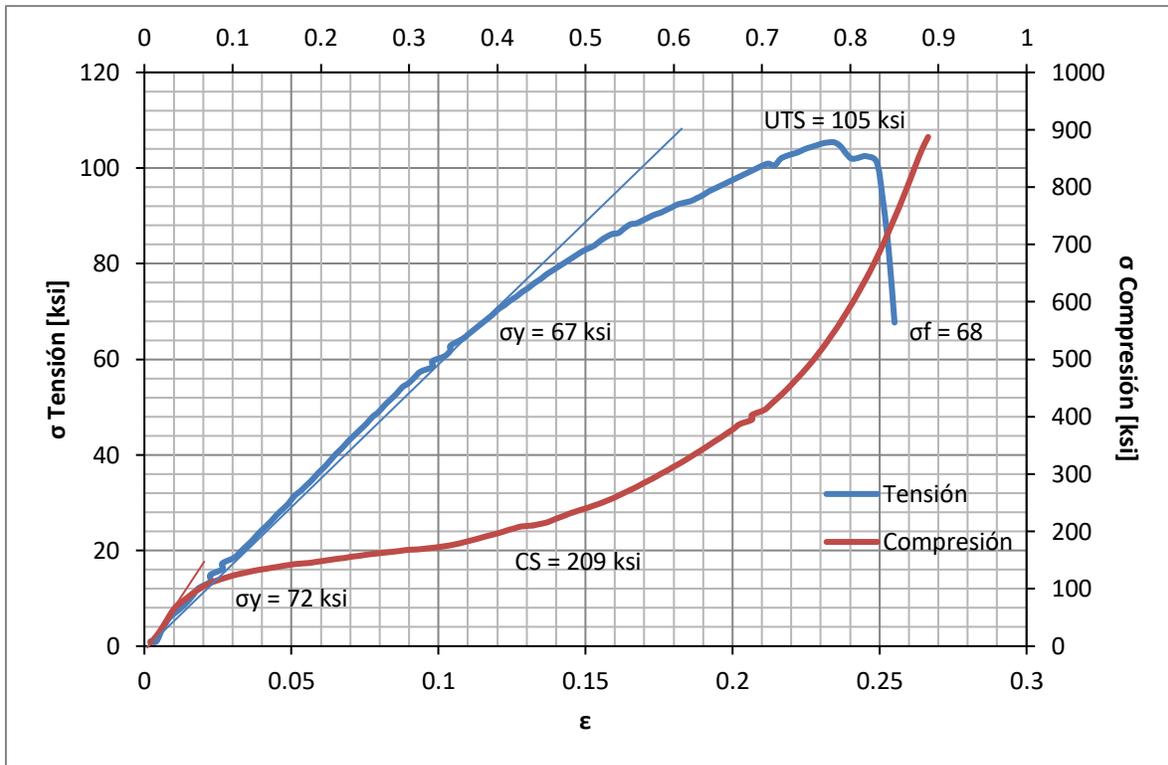


Figura #13. Diagrama esfuerzo-deformación ingenieril a la tensión y a la compresión de la muestra, realizado a una velocidad de 1 mm/min.

5.5.2. Ensayos de resistencia a la penetración.

Se hicieron los cinco ensayos de resistencia a la penetración en la sección longitudinal de la muestra utilizando la escala Rockwell tipo C, los cuales dieron como resultado 21.3, 21.8, 21.6, 22.3 y 22.6, cuyo promedio es 21.92 HRC, en el rango de un acero perlítico¹⁸. Esto equivale a 235 HB y a una resistencia a la tensión de 118 ksi aproximadamente (anexo 10.2)¹⁹⁻²¹.

Se hicieron tres ensayos de resistencia a la penetración sobre la matriz y uno sobre una partícula de (Mn,Fe)S, de la muestra, dando como resultado 31.7, 29.3, 31.8 y 12.2 HRC, respectivamente, cuyo promedio es 30.9 HRC para la matriz. No fue posible hacer mediciones en los carburos esferoidales debido a que se encontraban dentro de la matriz. El valor obtenido en la partícula de (Mn,Fe)S es similar a los registrados en la literatura²².

5.5.3. Ensayos de resistencia al desgaste.

Se hicieron los ensayos de desgaste a una probeta rectangular de 15x6x6 mm cortada y maquinada a partir de la muestra. Se colocó un peso de 3.35 kg (33 N) sobre la probeta y se utilizó un rodillo de 6 cm de diámetro y 48 HRC con una velocidad promedio de 1068 rpm durante 20 minutos por ensayo. Los resultados están graficados en la figura #14. Se observa que la pérdida de masa de la probeta es bastante pequeña y relativamente lineal tras una hora de desgaste interrumpido.

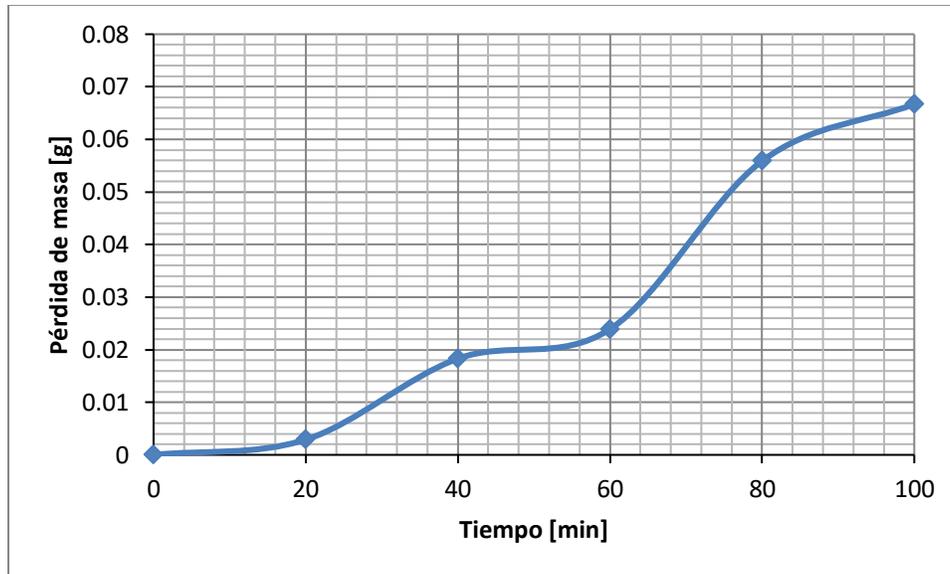


Figura #14. Pérdida de masa contra tiempo de la probeta con un peso de 3.35 kg (33 N) contra un rodillo de 6 cm de diámetro y 48 HRC a una velocidad promedio de 1068 rpm.

5.6. Prueba de polarización.

Se hizo una prueba de polarización, por duplicado, de la muestra, en agua con NaCl 0.1 M. Se utilizó un electrodo de referencia de Ag-AgCl, se dieron 5 minutos para medir el potencial de reposo y se hizo el barrido desde -500 a 500 mV de sobrepotencial a una velocidad de 60 mV/min. Las curvas de polarización obtenidas se muestran en la figura #15 junto con las rectas de Tafel trazadas, cuya pendiente se estimó en 80 mV/década de corriente. Los datos se recortaron desde -300 a 300 mV de sobrepotencial. Se observa que la corrosión de la aleación es continua, al igual que en los aceros al carbono. La aparente caída de corriente en la región catódica se debe al área pequeña de la celda utilizada.

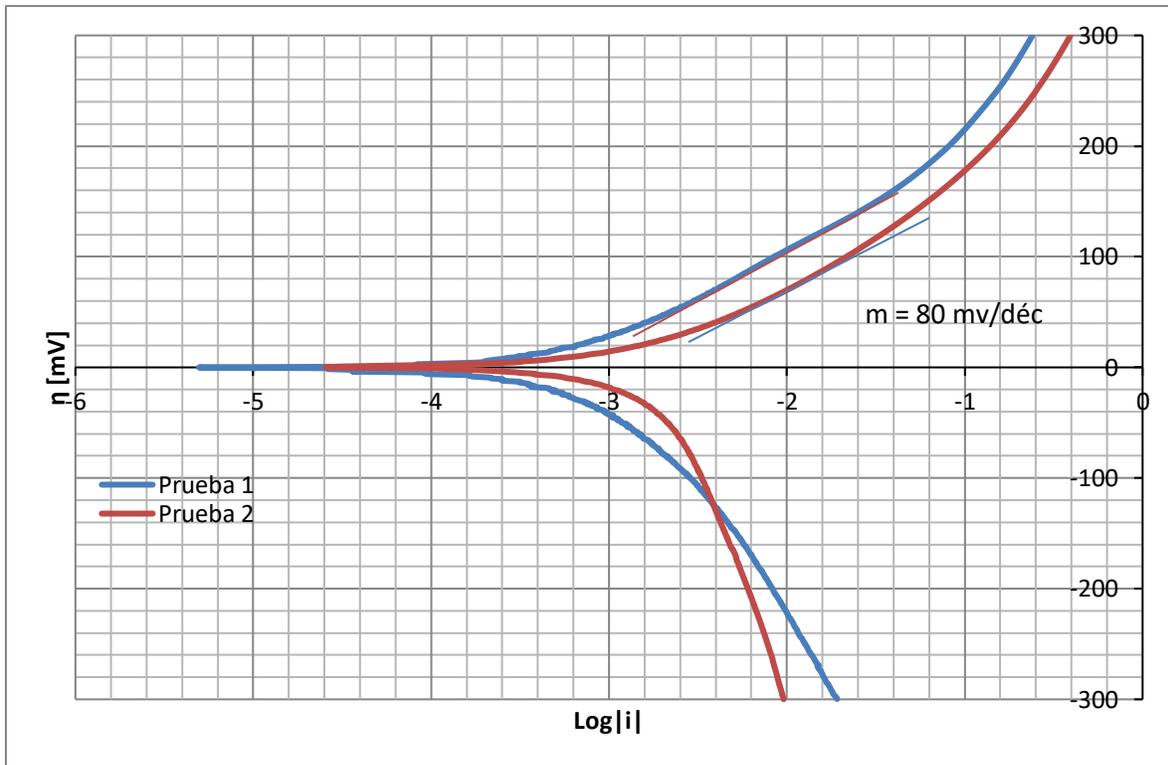


Figura #15. Curvas de polarización obtenidas para la muestra en agua salada (NaCl 0.1 M) a una velocidad de barrido de 60 mV/min.

6. Discusión.

6.1. Composición química.

La composición química de la aleación resultó un poco diferente a lo calculado debido a que el hierro colado descarburado generó mucha escoria, por lo que la cantidad de hierro inicial fue menor de la estimada. Es posible que el azufre y el fósforo perjudiquen levemente las propiedades y comportamientos del material al superar ligeramente los límites tolerados por la AISI para aceros al carbono, que son de 0.05 y 0.04 %, respectivamente. Seguramente la cantidad relativamente alta de manganeso neutralice los efectos nocivos de ambos elementos, particularmente los del azufre, el cual perjudica el conformado en caliente del acero²³, siendo una de las características en las que se basó el diseño de la aleación. El manganeso se añadió para mejorar la templabilidad, formabilidad y tenacidad del material, y disminuir su temperatura de transición de tenaz a frágil. Aunque el incremento en energía de impacto absorbida

disminuye desde los aceros de bajo carbono a los de medio carbono²³, haciendo probable que casi no influya en aceros de ultra alto carbono, la disminución de la temperatura de transición de tenaz a frágil es más abrupta conforme aumenta el contenido de carbono, por lo que seguramente habrá una tendencia similar en aceros de ultra alto carbono, especialmente porque se piensa que este efecto es causado por refinamiento de grano y endurecimiento por disolución, características presentes en la muestra²⁴. La pequeña cantidad añadida de níquel tuvo el objetivo de mejorar la tenacidad de la fase ferrítica y compensar levemente la pérdida de plasticidad por el alto contenido de carbono. Las pequeñas porciones de cromo y vanadio se incluyeron para estabilizar a la cementita y mantenga su morfología esferoidal mediante la formación de M_3C , donde M es hierro, cromo o vanadio²⁵. Dada la tendencia del vanadio a grafitizar los aceros de ultra alto carbono⁶, sólo se añadió una cantidad mínima en comparación con el cromo. Se pensó que la mejora en el conformado en caliente proporcionada por el manganeso compensaría la decadencia de la formabilidad debida al incremento en resistencia otorgado por el níquel, cromo y vanadio.

6.2. Proceso termomecánico.

Las grietas que se formaron durante el proceso termomecánico evidencian que la muestra no tuvo buena formabilidad. Estas se presentan: en la superficie de materiales difíciles de forjar o cuando el lingote se somete a esfuerzos excesivos, su temperatura es baja o su calidad es pobre; las grietas internas se atribuyen a cambios drásticos en la forma del material o al flujo de metal y enfriamiento impropios²⁶⁻²⁸. La deformación de la muestra fue uniaxial y se hizo en etapas, por lo que no hubo un cambio drástico de forma. La composición química de la aleación no parece dificultar su forja: a pesar de la disminución de plasticidad al aumentar el contenido de carbono, hay evidencia de operaciones de forja exitosas en aceros que tienen más carbono que esta aleación²⁹; la presencia de cromo y níquel en cantidades menores no debió afectar en mayor medida la formabilidad de la muestra; aunque la plasticidad de la aleación mejorará si se disminuyen los niveles de azufre y fósforo, actualmente no se encuentran muy por encima del rango máximo tolerado para aceros al carbono y la adición del manganeso debería de ser suficiente para suprimir los efectos de estas impurezas. La

microestructura de la muestra no parece ser perjudicial: la cementita se encuentra como esferoides diminutos distribuidos uniformemente en una matriz de ferrita equiaxial refinada y no como una red continua alrededor de los granos, por lo que no fragiliza a la aleación; pese a la cantidad relativamente elevada de partículas de (Fe,Mn)S debida a la cantidad de azufre ligeramente alta, estas fueron pequeñas, poco elongadas y blandas de acuerdo con las mediciones de microdureza y las micrografías de MEB en comparación con las elongaciones que pueden alcanzar encontradas en la literatura³⁰, por lo que es improbable que contribuyeran considerablemente en la formación de las grietas. La temperatura baja, calidad del lingote pobre y tanto flujo de metal como enfriamiento impropios fueron deficiencias presentes en el proceso termomecánico que, en general, fue rudimentario: se disponía de aproximadamente 30 segundos para martillar la muestra antes de que alcanzara, de acuerdo a su color, unos 500 °C¹⁵ y perdiera gran parte de su plasticidad; una vez terminada la deformación, la muestra debía ser reintroducida a la mufla dentro del menor tiempo posible porque un retraso de apenas unos segundos era suficiente para que la temperatura del próximo ciclo cambiara considerablemente, entre 10-20 °C dada la potencia de la mufla; no se usó un termopar para monitorear la temperatura de la muestra debido a que se complicaría más su manipulación, por lo que la temperatura de la muestra seguramente es menor a la indicaba por la mufla; la gran porosidad del lingote debió producir flujo metálico no uniforme y diferencias de temperatura. La formación de grietas se atribuye a los procesos de fusión y termomecánico de la aleación, por lo que seguramente su formabilidad será más alta si se mejoran las prácticas de desgasificación y se procesa termomecánicamente bajo condiciones óptimas. Pese a ello, se obtuvieron mejores resultados al incrementar la temperatura y velocidad de deformación. La deformación mecánica se hizo con el objetivo de romper y esferoidizar la red continua de carburo de hierro y refinar el tamaño de grano³¹, mientras que la cantidad de deformación se mantuvo dentro del rango en el que se estiman las mejores propiedades mecánicas⁷.

6.3. Estructura.

La microestructura de la aleación, formada por carburos pequeños y esferoidales distribuidos uniformemente sobre una matriz ferrítica equiaxial y algo de perlita, es

similar a la que tienen los UHCS con superplasticidad². Este comportamiento requiere una estructura con granos de 10 μm o menos de diámetro, tal como los que se pueden apreciar en las figuras #10-12⁷, pero no se pudo evaluar la muestra a alta temperatura para corroborar si es superplástica, además de que los defectos que presentó seguramente hubieran dificultado obtener buenos resultados. Basándose en el cálculo de la figura #2, se puede estimar que la fase blanca es cementita aleada o, más concretamente, un carburo complejo de fórmula $(\text{Fe},\text{X})_3\text{C}$, donde X puede ser Cr, Mn, Mo o V^{25,32-37}. Dada la cantidad de aleantes y las condiciones fuera del equilibrio del proceso termomecánico, es posible que estos carburos en realidad sean los registrados por Okamoto³⁸: Fe_4C , Fe_5C_2 , Fe_7C_3 y Fe_2C que contienen 20, 29, 30 y 33 % atómico de carbono, respectivamente. Sus efectos sobre las propiedades de la aleación deben ser muy similares a los de la cementita debido a que son pequeños, esferoidales y están distribuidos uniformemente sobre la matriz ferrítica, lo que disminuye la concentración de esfuerzos de sus interfaces incoherentes independientemente de su estructura cristalina. Entre ellos, sólo se predijo la precipitación de 0.055 % peso de M_7C_3 desde 28 a 20 °C (figura #2). El carburo M_{23}C_6 no se puede formar a menos que una parte de los átomos metálicos sean de otro elemento además del hierro, requiriendo al menos un 3.45 % atómico por sitio, razón por la que no se encuentra entre los análisis realizados pese a la predicción de 0.35 % peso a temperatura ambiente³⁹. Se espera cierta incertidumbre en los resultados debido a que el análisis químico puntual es semi-cuantitativo y el equipo con el que se hizo genera ruido al cuantificar el carbono porque las columnas del recipiente son de grafito y este redondea siempre al 100 %, quitando de otros elementos parte de lo que les corresponde y dándoselo al carbono. El contenido de carbono alto de la matriz puede ser causado por la presencia de carburos diminutos localizados en la zona del análisis, como los observados en las figuras #10-12 y por el ruido generado por el equipo. Dado que el diagrama CCT niega la posibilidad de obtener bainita con un enfriamiento continuo, el microconstituyente con la fase laminar debe ser perlita, ya sea que esté presente como colonias laminares comunes (figura #12) o como perlita degenerada (figura #9)⁴⁰. Esta diferencia morfológica no debería de afectar significativamente a la aleación puesto que la mayoría de los carburos son esferoidales. Su abundancia en las micrografías en

comparación con la pequeña cantidad de carburo proeutectoide calculada con la regla de la palanca (anexo 10.1) no apoya la idea de que el proceso de forja sólo afectara a este microconstituyente, dejando intacto al carburo que se formó en la perlita. Aunque la deformación mecánica se hizo con el objetivo de romper la red continua de carburo de hierro, sólo se observó cerca de los poros en la estructura de colada y, en su lugar, se concentró y precipitó con morfología Widmanstätten en estas mismas regiones de la aleación (figura #6a), por lo que la deformación mecánica en su mayoría sólo quebró y refinó la estructura perlítica inicial².

Los demás elementos presentes en cantidades considerables, siendo estos Mn, Cr, Mo y V, no formaron sus respectivos carburos debido a que estaban presentes en muy baja cantidad respecto al carbono; en su lugar, formaron parte del carburo de hierro al reemplazar átomos de hierro en la red cristalina, lo cual lo estabiliza, ya que dichos elementos deben difundirse al momento de disolverse⁴¹. Esto es similar a lo que se piensa que ocurre en las espadas de Damasco²⁵: elementos formadores de carburos como V, Mo, y Cr presentes en partes por millón segregan durante la solidificación de los lingotes entre las dendritas y forman arreglos que son alineados en planos por la deformación mecánica; la precipitación y la disolución de la cementita durante los ciclos térmicos en estas regiones es empobrecida debido a que los elementos formadores de carburos reducen la movilidad de la interfaz austenita/cementita. Dado que el efecto es el mismo tanto para el crecimiento como para la disolución de las partículas de la cementita, no se produce una densidad mayor de partículas de carburos en las regiones interdendríticas respecto a las dendríticas. Sin embargo, la nucleación de nuevas partículas limita la precipitación de la cementita en cada enfriamiento, por lo que hay una menor cantidad de partículas en las regiones dendríticas debido a que en ellas la disolución es más rápida. Esto promueve el engrosamiento de las partículas más grandes que se disolvieron más lento en las regiones interdendríticas, dando como resultado, luego de varios ciclos térmicos, una densidad mayor de partículas de cementita en esas regiones. La distribución homogénea de los elementos formadores de carburos en el mapeo de composición química (figura #5) descarta que su segregación participara en la esferoidización del carburo de hierro y estima, junto con el cálculo termodinámico de la composición química de la ferrita (figura #3a) y la tendencia

del níquel a segregar⁴¹, que dicho elemento forme parte de la matriz ferrítica. Los ciclos térmicos y el mecanismo de maduración de Ostwald debieron promover la formación y disolución constante de las partículas de cementita y su crecimiento, respectivamente, tal como en las espadas de Damasco.

6.4. Tratamiento térmico.

Otra característica que dichas aleaciones comparten con esta es una templabilidad muy mala^{8,42}: los diagramas cinéticos predicen un valor de $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$ para obtener un 90 % de martensita y el diámetro crítico de un UHCS similar a este, con 1.25 % C y 0.5 % Mn, es de apenas 6.9 mm^{10} . El alto contenido de carbono, que incrementa la cantidad de austenita retenida⁴³, y los límites de los granos refinados, que son sitios de nucleación para la perlita y la bainita¹⁰, impiden la transformación de toda la austenita a temperatura ambiente aunque el enfriamiento se complete en menos del tiempo indicado en los diagramas TTT y CCT (figura #4), que ronda entre 5 y 11 segundos, respectivamente. Este gran retraso en la transformación difusional de la austenita puede deberse a la presencia de Mn, Cr y Ni en cantidades apreciables ya que estos deben difundir hacia la ferrita o hacia la cementita, disminuyendo la velocidad de la interface durante la transformación⁴¹. El valor tan bajo de temperatura que debe alcanzarse para obtener la estructura martensítica no sólo sería difícil de implementar a nivel industrial debido a su costo alto, sino que también podría provocar grandes esfuerzos residuales causados por la distorsión que acompaña el cambio de una disolución sólida intersticial a una sobresaturada. Sería posible aprovechar la forma de los diagramas cinéticos para hacer un martemple y minimizar el daño por fragilidad, pero la temperatura tan baja del segundo enfriamiento seguiría limitando esta posibilidad en la práctica. Otros estudios demuestran que se necesitan cantidades considerables de cromo y de otros elementos para aumentar la templabilidad del acero¹⁰, lo que cambiaría drásticamente las propiedades de la aleación y requeriría disminuir la cantidad de manganeso dado su efecto adverso sobre los aceros endurecidos mediante transformación martensítica²³, disminuyendo la formabilidad de la aleación, en especial si el elemento añadido para mejorar la templabilidad es cromo. Si bien la martensita es el microconstituyente más fuerte del acero, no es la única

alternativa para incrementar su resistencia. La bainita, por ejemplo, no sólo es más resistente que la perlita, sino que también es el microconstituyente con la mayor resistencia a la corrosión del acero⁴⁴, por lo que parece más conveniente retomar la forma de las curvas de transformación y utilizar tratamientos isotérmicos para producir una estructura bainítica. Es prácticamente imposible obtener bainita a partir de un enfriamiento continuo ya que la curva del final de la transformación perlítica se encuentra por encima de la del inicio de la bainita durante casi todo el intervalo disponible, pero se cuenta con tiempo suficiente para someter a la muestra a un tratamiento isotérmico a 400 °C durante 28 minutos para obtener la estructura deseada de acuerdo con el diagrama TTT teórico (figura #4a).

6.5. Resistencia mecánica.

Aunque la muestra presentó resistencias a la tensión y a la fluencia relativamente elevadas sin necesidad de una estructura martensítica o bainítica, al comparar el diagrama esfuerzo-deformación obtenido (figura #13) con los de los UHCS en la literatura⁴⁵, tanto las resistencias como las elongaciones se mantienen muy por debajo de las de los aceros que presentan superplasticidad. No se puede hacer una comparación directa dado que las probetas utilizadas no tuvieron la forma ni las medidas de las normas ASTM E 8¹⁶ y E 9¹⁷, no se utilizó un extensómetro y presentaron defectos de manufactura. Pese a ello, la probeta en tensión tuvo un comportamiento similar y valores aceptables de resistencia a la tensión, a la fluencia y a la penetración, siendo su bajo porcentaje de elongación su mayor deficiencia, lo cual seguramente fue causado por la porosidad presente en la muestra al provocar una ruptura prematura. La resistencia a la tensión estimada con base en la resistencia a la penetración (anexo 10.2)¹⁹, al ser mayor a la experimental, seguramente es el valor mínimo de resistencia que se obtendría de la probeta sin defectos y realizando el ensayo bajo norma. De esta manera, se puede comparar a la aleación con un acero 1060 laminado⁴⁶, el cual tiene las mismas resistencias a la tensión, a la fluencia y a la penetración, mayor porcentaje de elongación y es mucho más fácil de procesar, pero no tiene las características de una estructura refinada y parcialmente globulizada, como mayor tenacidad y resistencias al desgaste y a la fatiga. Considerando la ausencia de la red continua de

carburo de hierro en la muestra, se estima que el porcentaje de elongación real en tensión sea al menos similar al del acero 1060 laminado, es decir, un 17 %⁴⁶.

Posiblemente la mayor prueba de que la aleación presenta buena plasticidad incluso a temperatura ambiente sea la deformación obtenida en el ensayo de compresión (figura #13). Aunque se formaron grietas en las orillas de la probeta de compresión, estas fueron causadas por los defectos superficiales que poseía y no son evidencia de falta de plasticidad. Si la aleación presentara fragilidad, todos los costados de la probeta presentarían grietas, pero uno de sus lados permaneció libre de ellas, lo que evidencia que estas fueron causadas por los defectos superficiales del proceso de manufactura. La gran reducción de longitud obtenida indica que, a pesar de tales defectos, la aleación puede deformarse sin romperse, permitiendo el uso de acciones correctivas durante el proceso de manufactura tal como el sellado de grietas laterales durante el proceso termomecánico realizado. Seguramente la plasticidad de la aleación mejorará tanto en tensión como en compresión al controlar los niveles de azufre y fósforo. La resistencia a la compresión es lo suficientemente adecuada para permitir que la aleación sea procesada termomecánicamente sin invertir grandes cantidades de energía, facilitando su producción a nivel industrial. El módulo de elasticidad del material debe ser similar al valor teórico de 30,000 ksi del acero¹⁹ debido a que no se aprecia un cambio de rigidez en los UHCS reportados en otros estudios⁴⁵, por lo que seguramente la aleación es rígida y resiliente. Dado que la falta de material no hizo posible realizar ensayos de impacto Charpy para evaluar la tenacidad de la aleación, se estima que no será alta al igual que con otros UHCS, pero posiblemente sea mejor que la de un UHCS sin aleantes por las adiciones de manganeso y níquel.

6.6. Resistencia a la penetración.

Si bien el valor de la resistencia a la penetración puede modificarse de acuerdo con el tratamiento térmico y está en función principalmente del contenido de carbono, en un acero templado desde temperaturas de austenita alcanza un máximo entre 0.8-0.9 % C, debido al aumento en la cantidad de cementita, y luego disminuye debido al aumento en la cantidad de austenita retenida, blanda, producido por la caída de la temperatura M_s ⁴³. Si esta aleación fuera templada entre 20-30 °C o más por encima de A_{c1} podría

obtener durezas del orden de 65 HRC⁴³, lo cual incrementaría su versatilidad para otras aplicaciones donde la resistencia sea un factor de mayor importancia, pero la baja templabilidad del acero dificulta fortalecerlo mediante temple. La mayor microdureza de la matriz pareciera indicar que reducir la cantidad de azufre incrementaría la dureza al limitar la cantidad de partículas blandas de (Fe,Mn)S, pero seguramente sólo son hechos aislados. Es más probable que la huella más pequeña registró de mejor manera la resistencia de la estructura refinada de la muestra.

6.7. Resistencia al desgaste.

La resistencia al desgaste es de las mejores características encontradas en esta aleación (figura #14). La muestra presentó una pérdida de masa apreciablemente baja dadas las condiciones del ensayo basado en la norma ASTM G 99⁴⁷. Este comportamiento puede atribuirse a su microestructura que contiene carburos, tanto esferoidales embutidos en la matriz ferrítica como laminares en la perlita, y a su composición química con alto contenido de carbono y cantidades apreciables de manganeso y elementos formadores de carburos²³. Se estima que la perlita tenga mejor desempeño frente al desgaste que la bainita⁴⁸, una característica en la que esta aleación resulta útil dada su imposibilidad de obtener una estructura bainítica con un enfriamiento continuo. Posiblemente la perlita resista mejor el desgaste debido a la morfología de sus láminas grandes de carburo de hierro en comparación con los carburos diminutos de la bainita.

6.8. Resistencia a la corrosión.

Las curvas de polarización (figura #15) evidencian que la resistencia a la corrosión de la aleación en agua salada es similar a la de los aceros al carbono convencionales. Dado que su contenido en cromo y silicio es bajo, posiblemente también se comporte como los aceros al carbono en otros medios. Se puede incrementar su resistencia a la corrosión si se produce una estructura bainítica mediante un tratamiento isotérmico. De otra manera, se debe considerar que este acero no presenta buena resistencia a la corrosión y que debe protegerse mediante los métodos convencionales para un uso en específico, tal como con un acero al carbono ordinario.

7. Argumentación.

La tabla #6 resume los comportamientos observados en la aleación. La alta resistencia y plasticidad del acero lo hacen conveniente para aplicaciones estructurales, pero su procesamiento especial y alto nivel de carbono y elementos aleantes adicionales lo ponen en desventaja contra los aceros al carbono convencionales tanto en costo como facilidad de producción. Sin embargo, su resistencia al desgaste superior lo hace más adecuado para aplicaciones en las que el material está expuesto a daño abrasivo más que mecánico. Además, la versatilidad de propiedades mecánicas que se puede obtener mediante tratamientos isotérmicos incrementa su rango de aplicaciones, incluyendo la mejora en resistencia a la corrosión de los componentes fabricados mediante una estructura bainítica, la cual no puede obtenerse fácilmente en aceros al carbono. En conclusión, la aleación diseñada es apta para aplicaciones tales como dados, engranajes, muñones, bielas, rieles de ferrocarril, ejes, rines, brocas, destornilladores, cuchillos y tijeras industriales, cojinetes, partes de tractores para remover tierra, cierres y cuerpos trituradores para molinos de minería.

Tabla #6. Resumen de propiedades y comportamientos obtenidos en la aleación.

Propiedad	Valor	Comportamiento
HRC	22 HRC	Poco duro
E	≈30,000 ksi	Muy rígido
U _R	Se estima alto	Resiliente
σ _y	67 ksi	Muy resistente
UTS	105-118 ksi	Muy resistente
CS	209 ksi	Muy resistente
% Elongación	>7	Plástico
% Reducción	77	Plástico
U _T	Se estima bajo	Poco tenaz
Pérdida de masa	0.0667 g	Muy resistente
Pendiente de Tafel	80 mV/déc (NaCl 0.1 M)	Activo

8. Conclusión.

La aleación diseñada es apta para aplicaciones tales como dados, engranajes, muñones, bielas, rieles de ferrocarril, ejes, rines, brocas, destornilladores, cuchillos y tijeras industriales, cojinetes, partes de tractores para remover tierra, cierres y cuerpos trituradores para molinos de minería.

9. Referencias.

[1] Sherby, O. D., Oyama, T., Kum, D. W., Walser, B. y Wadsworth, J. (1985). Ultrahigh carbon steels. *JOM*, 37(6), 50-56.

[2] Sherby, O. D., Walser, B., Young, C. M. y Cady, E. M. (1975). Superplastic ultra-high carbon steels. *Scripta Metallurgica*, 9(5), 569-573.

[3] Sato, E., Furimoto, S., Furuhashi, T., Tsuzaki, K. y Maki, T. (1999). Microstructure Control for Superplasticity of an Ultra-High Carbon Steel. *Materials Science Forum*, 304-306, 133-138.

[4] Zhang, J. G., Lin, Y. J., Hillert, M., Selleby, M., Shi, H. S., Yan, B., Zhang, H., Luo, G. M., Li, X. J. y Wang, J. (2004). Microstructure and mechanical properties of spray formed ultrahigh-carbon steels. *Materials Science and Engineering A*, 383(1), 45-49.

[5] Oyama, T., Sherby, O. D., Wadsworth, J. y Walser, B. (1984). Application of the divorced eutectoid transformation to the development of fine-grained, spheroidized structures in ultrahigh carbon steels. *Scripta Metallurgica*, 18(8), 799-804.

[6] Wadsworth, J. y Sherby, O. D. (1997). The History of ultrahigh carbon steels. *Lawrence Livermore National Lab*.

[7] Comité ASM Handbook. (1988). *ASM Handbook Forming and Forging* (9.^a ed., vol. 14). ASM International.

[8] Avery, W. B. (1982). *The Influence of Heat Treatment on the Microstructure and Properties of Fine-Grained UHCSs* [Tesis de doctorado, Universidad Leland Stanford Junior].

- [9] Tsai, H. (1990). *Superplasticity in ultrahigh carbon steels and their laminates* [Tesis de doctorado, Universidad Leland Stanford Junior].
- [10] Lesuer, D. R., Syn, C. K., Goldberg, A., Wadsworth, J. y Sherby, O. D. (1993). The case for ultrahigh-carbon steels as structural materials. *JOM*, 45(8), 40-46.
- [11] Sunada, H., Wadsworth, J., Lin, J. y Sherby, O. D. (1979). Mechanical properties and microstructure of heat-treated ultrahigh carbon steels. *Materials Science and Engineering*, 38(1), 35-40.
- [12] Caligiuri, R. D., Eiselstein, L. E. y Sherby, O. D. (1987). Properties and Applications of Ultrahigh Carbon Steel Laminates. 499-525.
- [13] Sherby, O. D., Wadsworth, J., Caligiuri, R. D., Eiselstein, L. E., Snyder, B. C. y Whalen, R. T. (1979). Superplastic bonding of ferrous laminates. *Scripta Metallurgica*, 13(10), 941-946.
- [14] Verhoeven, J. D., Pendray, A. H. y Berge, P. M. (1993). Studies of Damascus steel blades: Part II-Destruction and reformation of the patterns. *Materials characterization*, 30(3), 187-200.
- [15] Feirer, J. L. (1990). *Metalistería: Arte y ciencia del trabajo con metales* (6.ª ed.). (F. G. Noriega, trad.). McGraw-Hill Interamericana.
- [16] Norma ASTM E8/E8M - 13a. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.
- [17] Norma ASTM E 9 - 89a R00. Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature.
- [18] Abbaschian, R., Abbaschian, L. y Reed-Hill, R. E. (2009). *Physical Metallurgy Principles* (4.ª ed.). Cengage Learning.
- [19] Callister jr, W. D. (1995). *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. Reverté.

- [20] *Brinell and Rockwell hardness conversion table chart*. (s. f.). Engineers Edge. Consultado el 16 de noviembre de 2019. https://www.engineersedge.com/hardness_conversion.htm
- [21] *Steel Hardness Conversion Table*. (s. f.). Steel Express Limited. Consultado el 16 de noviembre de 2019. <https://www.steelexpress.co.uk/steel-hardness-conversion.html>
- [22] Matsuno, F., Nishikida, S. I. y Ikesaki, H. (1985). Mechanical properties of manganese sulphides in the temperature range between room temperature and 1000 °C. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 25(9), 989-998.
- [23] Davis, J. R. (ed.). (2001). *Alloying: understanding the basics*. ASM International.
- [24] Sakamoto, H., Toyama, K. y Hirakawa, K. (2000). Fracture toughness of medium-high carbon steel for railroad wheel. *Materials Science and Engineering A*, 285(1-2), 288-292.
- [25] Verhoeven, J. D., Pendray, A. H. y Gibson, E. D. (1996). Wootz Damascus steel blades. *Materials Characterization*, 37(1), 9-22.
- [26] Bawa, H. S. (2003). *Workshop Practice*. McGraw-Hill Education.
- [27] Patel, B. V., Thakkar, H. R. y Mehta, S. B. (2014). Review of analysis on forging defects for quality improvement in forging industries. *International Journal of Emerging Technologies and Innovative Research*, 1(7), 871-876.
- [28] Van Tyne, C. J. y Walters, J. (2016). Understanding Material Forging Defects. *Forge magazine, 10th Anniversary: 10-Top Forging Industry Articles*, 34-37.
- [29] Wadsworth, J., Eiselstein, L. E. y Sherby, O. D. (1979). The development of ultrafine, superplastic structures in white cast irons. *International Journal of Materials in Engineering Applications*, 1(3), 143-153.
- [30] Maciejewski, J. (2015). The effects of sulfide inclusions on mechanical properties and failures of steel components. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 15(2), 169-178.

- [31] Sherby, O. D., Young, C. M., Walser, B. y Cady jr, E. M. (1976). *U.S. Patent No. 3,951,697. Washington, DC: Oficina de Patentes y Marcas de EE.UU.*
- [32] Glowacki, Z. y Barbacki, A. (1972). Influence of matrix on chromium contents in cementite. *Journal of the Iron and steel institute*, 210(9), 724.
- [33] Stickels, C. A. (1974). Carbide refining heat treatments for 52100 bearing steel. *Metallurgical Transactions*, 5(4), 865-874.
- [34] Wadsworth, J. y Sherby, O. D. (1978). Influence of chromium on superplasticity in ultra-high carbon steels. *Journal of Materials Science*, 13(12), 2645-2649.
- [35] Kagawa, A. y Okamoto, T. (1979). Lattice parameters of cementite in Fe–C–X (X= Cr, Mn, Mo, and Ni) alloys. *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 20(11), 659-666.
- [36] Beswick, J. M. (1987). The effect of chromium in high carbon bearing steels. *Metallurgical Transactions A*, 18(11), 1897-1906.
- [37] Umemoto, M., Liu, Z. G., Masuyama, K. y Tsuchiya, K. (2001). Influence of alloy additions on production and properties of bulk cementite. *Scripta Materialia*, 45(4), 391-397.
- [38] Comité ASM International Alloy Phase Diagram y comité ASM Handbook. (1992). *ASM Handbook Alloy Phase Diagrams* (10.^a ed., vol. 3). ASM International.
- [39] Jack, D. H. y Jack, K. H. (1973). Invited review: carbides and nitrides in steel. *Materials Science and Engineering*, 11(1), 1-27.
- [40] Lewandowski, J. J. y Thompson, A. W. (1986). Effects of the prior austenite grain size on the ductility of fully pearlitic eutectoid steel. *Metallurgical transactions A*, 17(3), 461-472.
- [41] Porter, D. A., Easterling, K. E. y Sherif, M. Y. (2009). *Phase Transformations in Metals and Alloys* (3.^a ed.). CRC Press.

[42] Verhoeven, J. D., Pendray, A. H. y Dauksch, W. E. (2004). The continuing study of damascus steel: Bars from the alwar armory. *JOM*, 56(9), 17-20.

[43] Totten, G. E. (ed.). (2006). *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies* (2.^a ed.). CRC Press.

[44] López Legorreta, R. M. (1992). *Relación microestructura-comportamiento ante la corrosión en los aceros 1045 y 1060 en diferentes estados de tratamiento térmico* [tesis de licenciatura, Universidad Nacional Autónoma de México]. TESIUNAM. <http://132.248.9.195/pmig2016/0175880/Index.html>

[45] Syn, C. K., Lesuer, D. R. y Sherby, O. D. (1994). Influence of microstructure on tensile properties of spheroidized ultrahigh-carbon (1.8 Pct C) steel. *Metallurgical and materials Transactions A*, 25(7), 1481-1493.

[46] Comité ASM Handbook. (1991). *ASM Handbook Heat Treating* (10.^a ed., vol. 4). ASM International.

[47] Norma ASTM G 99 - 04. Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus.

[48] Viáfara, C. C., Castro, M. I., Vélez, J. M. y Toro, A. (2005). Unlubricated sliding wear of pearlitic and bainitic steels. *Wear*, 259(1-6), 405-411.

10. Anexos.

10.1. Cálculo de la cantidad de microconstituyentes presentes en la microestructura de colada considerando condiciones de equilibrio:

$$\text{Cantidad de perlita: } \frac{C_{Q_{Fe_3C}} - C_{Q_0}}{C_{Q_{Fe_3C}} - C_{Q_P}} \times 100 \% = \frac{6.67 - 1.374}{6.67 - 0.77} \times 100 \% \cong 89.76 \%$$

$$\text{Cantidad de cementita: } \frac{C_{Q_0} - C_{Q_P}}{C_{Q_{Fe_3C}} - C_{Q_P}} \times 100 \% = \frac{1.374 - 0.77}{6.67 - 0.77} \times 100 \% \cong 10.24 \%$$

10.2. Cálculo de la resistencia a la tensión esperada con base en la dureza:

$$UTS(\text{Mpa}) = 3.45 \times HB = 3.45 \times 235 = 810.75 \text{ MPa} \cong 118 \text{ ksi}$$

Agradecimientos.

Al I.Q.M. Guillermo Fausto Salas Banuet del DIM-FQ-UNAM por el apoyo a lo largo de todo el proyecto y en la obtención del hierro colado utilizado en la fabricación del acero estudiado en este proyecto.

Al Dr. José Federico Chávez Alcalá, al Mtro. Israel Guadarrama Hernández y al Mtro. Fabián Gutiérrez López del DIM-ESIQIE-IPN, así como al Dr. Antonio Enrique Salas Reyes del DIM-FQ-UNAM por el apoyo en la fabricación del acero utilizado para la realización de este proyecto.

Al Dr. Adrián Manuel Amaro Villeda del DIM-FQ-UNAM por el apoyo en la realización de los análisis químicos por medio del espectrómetro de emisión óptica.

A la Dra. Adela Margarita Reyes Salas del Laboratorio de Microscopía Electrónica-LANGEM-IGL-UNAM y a la Dra. Guillermina González Mancera del DIM-FQ-UNAM por el apoyo en el uso de los microscopios electrónicos de barrido.

Al Mtro. José Guadalupe Ramírez Vieyra del DIM-FQ-UNAM por el apoyo en la realización de los ensayos de tensión y compresión, así como en el tratamiento de sus resultados.

Al Mtro. Sergio García Galán del DIM-FQ-UNAM por el apoyo en la realización de los ensayos de resistencia a la penetración.

Al Dr. José Alejandro García Hinojosa del DIM-FQ-UNAM por el apoyo en la realización de los ensayos de resistencia al desgaste y en el tratamiento de sus resultados.

A la Mtra. Paola Roncagliolo Barrera del DIM-FQ-UNAM por el apoyo en la obtención del acero 1018 utilizado en la fabricación del acero estudiado en este proyecto, así como en la realización de las pruebas de polarización y en el tratamiento de sus resultados.

Dedicatoria.

A toda mi familia y mis seres queridos, quienes me ayudaron a llegar hasta aquí.