



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLÁS DE
HIDALGO.**

**LICENCIATURA EN INGENIERÍA EN INNOVACIÓN TECNOLÓGICA DE
MATERIALES.**

**Efecto de la adición simultanea de Ti y W en un acero con alto contenido de
carbono.**

TESIS

PARA OBTENER EL GRADO DE:

INGENIERA EN INNOVACIÓN TECNOLÓGICA DE MATERIALES.

PRESENTA: EVA HERNÁNDEZ MORALES.

DIRECTOR DE TESIS:

DR. FRANCISCO VAPEANI GUERRA LÓPEZ.

COA-SESOR DE TESIS:

DR. ARNOLDO BEDOLLA JACUINDE

Morelia, Michoacán, junio 2022.

DEDICATORIA.

A mis padres, por su apoyo incondicional en todo momento.

AGRADECIMIENTOS.

Agradezco a Dios por darme la oportunidad de llegar hasta estos momentos y poder terminar una etapa más de mi vida. Y así mismo agradezco por la vida de las personas que aprecio y que pueden disfrutar conmigo de este logro.

De igual forma agradezco a mis padres por darme el apoyo y confianza de perseguir mis sueños, y no quitarme la oportunidad de seguirme preparándome profesionalmente. Por estar siempre a mi lado dándome consejos de seguir adelante y no rendirme. Y también, formar parte en el transcurso de mi formación personal.

Agradezco a mis hermanos por el apoyo brindado durante el transcurso de mi carrera, por contar con su apoyo todo el tiempo. Y por su gran ejemplo de cada uno de ellos. En particular, agradezco a mi hermana Edith por estar siempre conmigo en todo momento, en los malos y buenos momentos, por apoyarme para no rendirme y seguir siempre adelante.

Agradezco a mis asesores el Dr. Francisco vapeani guerra López y el Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde por darme la oportunidad de realizar las prácticas profesionales en el laboratorio del departamento de fundición y también llevar acabo la tesis, así como brindarme su atención criterio y confianza para formarme como ingeniero.

Agradezco al Mtro. Héctor Valdés Vera por apoyarme durante la elaboración de la tesis, por su disposición y contribuir en mi aprendizaje. Por el apoyo que me brindo cuando ingrese al laboratorio y de igual manera por ser un buen compañero de trabajo.

Al Dr. Víctor Hugo López Morelos, director del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales por darme la oportunidad de realizar la tesis en el instituto y por la aprobación para disponer de las instalaciones. También muy agradecida con el Dr. Ramiro Escudero García, coordinador de la Licenciatura en Ingeniería en Innovación Tecnológica de Materiales, por el apoyo brindado durante los tramites de titulación.

Agradezco a mis compañeros del laboratorio por ser parte de los conocimientos que ahora tengo. Y por el apoyo que me brindaron durante las prácticas profesionales.

ÍNDICE GENERAL

Índice general	1
Índice de figuras	4
Índice de tablas	7
Resumen	8
Abstract.....	9
CAPITULO I. INTRODUCCIÓN.....	10
1.1 Justificación	11
1.2 Objetivos.....	12
1.2.1 Objetivo general	12
1.2.2 Objetivos particulares	12
1.3 Hipótesis	13
1.4 Metas científicas	13
CAPITULO II. MARCO TEORICO.....	14
2.1 Generalidades	14
2.2 Clasificación de los aceros	14
2.2.1 Aceros simples	15
2.2.2 Aceros aleados	16
2.2.3 Aceros de alta aleación	18
2.3 Aceros grado herramienta.....	19

2.3.1 Características y aplicaciones para aceros grado herramienta.....	20
2.3.1.1 Trabajo en frio	20
2.3.1.2 Trabajo en caliente	21
2.3.1.3 Trabajo a impacto	21
2.4 Aceros de alta velocidad	22
2.4.1 Propiedades físicas de los aceros de alta velocidad.....	24
2.4.2 Tratamientos térmicos de los aceros de alta velocidad.....	24
2.5 Comportamiento al desgaste de los aceros	26
2.6 Mecanismo de desgaste	27
2.7 Mecanismo de endurecimiento	29
2.7.1 Por solución solida	30
2.7.2 Precipitación	30
2.7.3 Por deformación	32
2.8 Elementos formadores de carburos.....	33
2.9 Características de los elementos base de la aleación a fabricar.....	34
2.9.1 Tungsteno.	34
2.9.2 Titanio.....	34
2.9.3 Manganeso.....	35
2.10 Dispersión carburos	35
2.11 Características microestructurales de aceros aleados con contenido de titanio, tungsteno y manganeso	37
CAPITULO III. DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	42
3.1 Fabricación del material	43
3.2 Colada del acero	43

3.3	Seccionamiento del material fabricado.....	44
3.4	Preparación metalográfica	45
3.5	Caracterización microestructural.....	46
3.6	Difracción de Rayos-X.....	47
3.7	Medición de volumen de los carburos.....	48
3.8	Tratamiento térmico	49
3.9	Endurecimiento en frío.....	49
3.10	Ensayos de dureza y microdureza	50
CAPITULO IV. RESULTADOS Y DISCUSIONES.....		51
4.1	Caracterización en condiciones de colada.....	51
4.1.1	Composición química.....	51
4.1.2	Predicciones termodinámicas de las fases en equilibrio.....	51
4.1.3	Caracterización por microscopia Óptica.....	54
4.1.4	Caracterización por Microscopia Electrónica de Barrido (MEB)	56
4.2	Caracterización posterior al tratamiento térmico y trabajado en frío.....	62
CAPITULO V. CONCLUSIONES		68
CAPITULO VI. REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS		69

ÍNDICE DE FIGURAS.

Fig. 1 Efecto de los elementos de aleación en el contenido eutectoide	17
Fig. 2 Tipos de abrasión. a) Abrasión de dos cuerpos y b) Abrasión de tres cuerpos.....	28
Fig. 3 Representación de esfuerzos de tensión impuestos sobre átomos de la matriz por una impureza sustitucional de menor tamaño	30
Fig. 4 Representación esquemática de la obstrucción de una dislocación causada por precipitación	31
Fig. 5 Representación esquemática de la formación de dislocaciones por la fuente de Frank-Rea	33
Fig. 6 Microestructura de carburo tipo Fe(MoTi)C obtenida mediante la técnica de metalurgia en polvos	36
Fig. 7 Micrografías de Fe-17Cr-3.79C, a) Sin adición de Ti, b) Con 1,5% en peso de Ti	38
Fig. 8 Efecto del tungsteno sobre la microestructura de un HCCI Fe-25Cr-4.5C hipereutectico en condiciones de colada diferentes adiciones de tungsteno: a) 0% W, b) 3% W, c) 15% W [63]....	40
Fig. 9 Microscopia electrónica de barrido de la aleación templada en agua y revenido a 800°C .	41
Fig. 10 Diagrama de flujo de la metodología durante el desarrollo del proyecto.	42
Fig. 11 a) Horno de inducción al vacío marca Consarc, b) Acero fundido en la lingotera.....	44
Fig. 12 Cortadora metalografica Buehler® modelo AbrasiMet 250.	44
Fig. 13 a) Pulidora Marca Buehler modelo MetaServ, b) Desbaste del acero con ligas de SiC, c) Liga de 250 utilizada para el pulido de las muestras con paño de nylon y pasta de diamante.....	45
Fig. 14 a) Muestra siendo atacada con el reactivo Nital al 2% por 5 segundos, b) Secado de la muestra, c) Por último se observa en el microscopio.....	45
Fig. 15 Microscopio marca Nikon modelo Epiphot 300.	46

Fig. 16 Microscopio electrónico de barrido marca Jeol modelo 7600.	47
Fig. 17 Difractómetro de Rayos-X marca Bruker® modelo D8 Advance Davinci.....	47
Fig. 18 a) Micrografía MEB de la aleación 1E, b) Micrografía tomadas del software Sigma Sca.....	48
Fig. 19 a) Micrografía MEB de la aleación 2E, b) Micrografía tomadas del software Sigma Scan.....	48
Fig. 20 Horno eléctrico marca Carbolite™.....	49
Fig. 21 a) Trabajo en frío de la aleación 2E, b) Muestra deformada.....	49
Fig. 22 a) Frasco de baquelita conductora, b) Prensa de montaje de la marca Buehler del modelo SimpliMet Mounting Press, c) Muestra montadas en baquelita.....	50
Fig. 23 a) Durómetro para la medición de dureza HRC y microdurometro HV	50
Fig. 24 Predicciones termodinámicas de las fases de las aleaciones, a) 1E y b) 2E.....	52
Fig. 25 Predicción termodinámica de la composición química de la fase austenita de la aleación 2E	53
Fig. 26 Diagrama de porcentaje en peso de la formación de la fase carburo primario MC de la aleación 2E.....	54
Fig. 27 Micrografías del Microscopio Óptico de las aleaciones: a) 1E y b) 2E	55
Fig. 28 Micrografías obtenidas del MEB de los aceros fabricados: a) 1E y b) 2E.....	56
Fig. 29 Patrón de difracción de Rayos-X de la aleación: a) 1E y b) 2E.....	57
Fig. 30 Microestructura de electrones secundarios de la aleación: a) 1E y b) 2E.....	57

Fig. 31 Micrografía MEB y mapas de elementos EDS para C, Ti, W, Ni, Mn en la aleación 1E	59
Fig. 32 Micrografía MEB y mapas de elementos EDS para C, Ti, W, Ni, Mn en la aleación 2E	60
Fig. 33 Micrografía MEB del carburo tipo (TiW)C en la aleación: a) 1E y b) 2E.....	61
Fig. 34 Mapeo EDS de los elementos de Ti y W en el carburo tipo (TiW)C de la aleación 2E.....	62
Fig. 35 Microestructuras del MEB de la aleación 1E: a) Directamente de colada, b) Tratada térmicamente.....	62
Fig. 36 Predicciones termodinámicas de los tratamientos térmicos para la aleación 1E a 750°C	62
Fig. 37 Difracción de Rayos-X de la aleación 1E tratada térmicamente.....	63
Fig. 38 Microestructura del microscopio Electrónica de Barrido para la aleación 2E: a) Sin deformar y b) Deformada.....	64
Fig. 39 Patron de difracion de Rayos-X para la aleacion 2E que fue Trabajado en Frio.....	65

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. Designación AISI-SAE-NOM para aceros simples y aleados	18
Tabla 2. Análisis químico y dureza de aceros grado herramienta para trabajo en frío, en caliente y para trabajo a impacto	19
Tabla 3. Tipos de aceros de alta velocidad	22
Tabla 4. Propiedades físicas para aceros de alta velocidad	24
Tabla 5. Tratamiento térmico para aceros de alta velocidad.	25
Tabla 6. Composición química de los aceros aleados fabricados (% en peso).	43
Tabla 7. Composición del reactivo Nital.	46
Tabla 8. Composición química de los aceros aleados fabricados (% en peso).	51
Tabla 9. Porcentaje en volumen de carburo para la aleación 1E y 2E..	55
Tabla 10. Dureza HRC y microdureza HV de las aleaciones fabricadas.	66

RESUMEN

El presente proyecto tiene como objetivo el desarrollo de un acero reforzado con carburos primarios del tipo MC mediante la adición de Titanio y Tungsteno durante el proceso de fusión. La presencia de carburos promueve el endurecimiento de las aleaciones, lo cual se puede ver reflejado en un incremento de la resistencia al desgaste. Debido a la estequiometría del carburo, cinética de precipitación y estructura cristalina, los carburos (Ti,W)C se forman en las primeras etapas de solidificación. Además, el incremento en densidad debido a la presencia de W en el carburo MC impide que estos carburos floten y se aglomeren como sucede con los carburos de titanio. Por lo tanto, se espera la presencia de carburos poco interconectados y bien distribuidos de elevada dureza, que promuevan el endurecimiento de la aleación sin afectar considerablemente a sus propiedades mecánicas, Así mismo, la adición de manganeso es con la finalidad de promover el endurecimiento de la matriz por trabajado en frío. El trabajo de investigación comprende la fabricación de diferentes aleaciones por fundición, la caracterización microestructural de las diferentes aleaciones en condiciones de colada. La caracterización se llevó a cabo por medio de microscopía óptica, electrónica, difracción de rayos-X.

PALABRAS CLAVE: Acero, carburos, titanio, tungsteno, manganeso, dureza.

ABSTRACT

The objective of this project is developing a steel reinforced with primary MC type carbides as a product of Ti and W addition during the melting process. The presence of these carbides promotes the hardening of the alloys, which can be reflected in an increase in wear resistance. Due to carbide stoichiometry, precipitation kinetics, and crystal structure, (Ti,W)C carbides are formed in the early stages of solidification. In addition, the increase in density due to the presence of W in the MC carbide reduces the buoyancy of the particles and agglomerating as it occurs with titanium carbides. Therefore, the presence of non-interconnected and well-distributed carbides of high hardness is observed, which promote the hardening of the alloy without considerably affecting its mechanical properties. Likewise, Mn addition promotes the hardening of the matrix by cold working. The research work includes the manufacture of different alloys by metal casting, the microstructural characterization of the different alloys in casting conditions and hardness tests. The characterization was carried out by means of optical and electronic microscopy, and X-ray diffraction.

CAPITULO I. INTRODUCCIÓN

Los aceros grado herramienta son aleaciones base hierro con adiciones de elementos aleantes como son, cromo, molibdeno, vanadio, tungsteno, cobalto, entre otros [1].

Con la adición de algunos de los elementos aleantes mencionados anteriormente se espera:

- Aumentar la resistencia mecánica.
- Mejorar su templabilidad.
- Aumentar su resistencia a la corrosión y a la oxidación.

La adición de estos elementos y su elevado contenido de carbono provee a estos aceros una resistencia al desgaste, elevada resistencia a la pérdida de dureza por calentamiento, además de presentar una aceptable tenacidad. La dureza de estos aceros se debe a su microestructura, la cual está típicamente compuesta por carburos formados por los diferentes elementos aleantes dispersos en una matriz martensítica que se puede conseguir por tratamiento térmico [2].

La dureza de las diferentes especies de carburo puede variar ampliamente dependiendo de su estequiometría, estructura cristalina y la naturaleza de los elementos que lo componen. En el caso particular de los carburos de titanio y tungsteno del tipo MC, estos pueden alcanzar durezas del orden de 2500 HV, lo cual los hace muy deseables como fases de refuerzo [3], este tipo de carburos se forman a alta temperatura, en el caso particular de los carburos de tungsteno su obtención se realiza a través de reducción carbotérmica debido al alto punto de fusión del tungsteno [4]. Guerra y colaboradores [5] han logrado obtener aceros reforzados con carburos (TiW)C mediante la adición de este tipo de carburos durante el proceso de colada, mejorando la resistencia al desgaste de las aleaciones, demostrando que es posible obtener carburos del tipo (TiW)C gracias a la adición simultánea de titanio y tungsteno en proporciones adecuadas empleando técnicas simples de aleación durante el proceso de fundición y vaciado de aleaciones de hierro con elevado contenido de cromo.

Por lo tanto, en el presente proyecto se propone la obtención de un acero con elevado contenido de carbono para promover la formación de carburos del tipo (TiW)C para mejorar la resistencia al desgaste [6].

1.1 JUSTIFICACIÓN

Los aceros con alto contenido de carbono y elementos formadores de carburos son comúnmente utilizados en aplicaciones en las que es necesario tener alta resistencia al desgaste y conseguir altos niveles de dureza en el material que no pueden lograrse con aceros de menor contenido de C.

Este tipo de aceros aleados son conocidos por su elevada resistencia al desgaste, por lo que son comúnmente utilizados donde se requiere resistencia a un ambiente de desgaste severo [7].

Los aceros aleados se usan principalmente cuando se pretende conseguir cualquiera de las siguientes propiedades:

- Desarrollar el máximo de propiedades mecánicas con un mínimo de distorsión y fragilización;
- Fabricar un acero muy tenaz.
- Mejorar la maquinabilidad.

En cuanto a las aplicaciones de este tipo de materiales se utilizan para la fabricación de bielas, palancas, puntas de ejes, ejes de transmisión, tornillos, tuercas.

Como la dureza es una propiedad importante en este tipo de aleaciones, la adición de manganeso es ampliamente utilizada para promover su endurecimiento por deformación como ha sido observado en los aceros Hadfield. Además, la adición de estos elementos puede tener un fuerte efecto sobre la temperatura de inicio de la transformación martensítica, ya que el manganeso es un fuerte estabilizador de la austenita. De igual manera, la estructura austenítica de colada puede ser sometida a tratamiento térmico para formar una mezcla bifásica de martensita y austenita con una cantidad de pequeñas partículas de carburos precipitados, incrementando así su dureza, por lo que la adición de estos elementos tendrá cierta influencia en la microestructura y propiedades mecánicas [8].

Por lo tanto, en este trabajo se realizará un estudio sobre el efecto de la adición de Ti y W en la microestructura y resistencia al desgaste de un acero con alto contenido de carbono, así como la adición de diferentes contenidos de manganeso con la finalidad de producir un endurecimiento secundario.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Objetivo general

- Determinar el efecto de la adición de titanio y tungsteno en un acero con alto contenido de carbono sobre su microestructura y sus propiedades mecánicas.

1.2.2 Objetivo particulares

- Lograr en condiciones de colada la formación de carburos de titanio y de tungsteno a partir de la adición simultánea de estos elementos durante la fusión.
- Conseguir un acero aleado con diferentes contenidos de manganeso.
- Obtener una mejora en las propiedades mecánicas de dureza por la adición de los elementos aleantes (Ti, W y Mn).
- Conseguir mediante tratamiento térmico la fase martensita.
- Aumentar la dureza mediante el mecanismo de trabajado en frío.

1.3 HIPÓTESIS

Resultados experimentales previos obtenidos por el grupo de investigación, han demostrado que se puede dar lugar a la formación de carburos de titanio y tungsteno (TiW)C en condiciones de colada a partir de la adición simultánea de estos elementos durante el proceso de fusión en fundiciones de hierro con alto contenido de Cr y C [5]. Por lo tanto, se cree que es posible obtener un acero con elevado contenido de carbono reforzado con la presencia de este tipo de carburos mediante la adición simultánea de Ti y W en proporciones adecuadas. Además, se espera que la adición de un elevado contenido de manganeso en la aleación pueda promover el endurecimiento por deformación de la matriz como se ha observado en los aceros Hadfield [8]. Finalmente, se espera que las modificaciones microestructurales producto de las diferentes composiciones químicas (Ti, W y Mn) provoquen una mejora en las propiedades mecánicas en cuanto a su dureza.

1.4 METAS CIENTÍFICAS.

- Obtener aceros con contenidos de 0.3, y 10% en peso de Mn.
- Caracterizar microestructuralmente las diferentes aleaciones mediante microscopía óptica y electrónica.
- Identificar las fases presentes mediante DRX y microanálisis por espectroscopía de energía dispersiva (EDS).
- Obtener un acero con un porcentaje de al menos 5% en volumen de carburos (TiW)C directo de colada mediante la adición de Ti y W.

CAPITULO II. MARCO TEÓRICO.

2.1 Generalidades.

El acero es uno de los materiales más importantes en la Ingeniería y construcción, esto se debe a que aproximadamente el 80% de todos los metales producidos corresponden al acero. El acero obtiene este grado de importancia por su combinación de resistencia, facilidad de fabricación y un amplio rango de propiedades con bajo costo. Algunos aceros son relativamente blandos y dúctiles y pueden ser utilizados para la fabricación de varias partes que conforma los cuerpos de automóviles, entre otras cosas. Pueden ser endurecidos suficientemente para servir como aceros para herramientas de corte; otros pueden ser hechos para poseer resistencia y tenacidad para uso en ejes de automóviles, envases o recipientes contenedores [10].

Existe una gran variedad en la forma de identificar y clasificar a los aceros. Sin embargo, la mayoría de los aceros utilizados industrialmente presentan una designación normalizada expresada por medio de cifras, letras y signos. Hay dos tipos de designaciones para cada tipo de material, una simbólica y otra numérica. La designación simbólica expresa normalmente las características físicas, químicas o tecnológicas del material y, en muchos casos, otras características suplementarias que permitan su identificación de una forma más precisa.

Por otro lado, la designación numérica expresa una codificación alfanumérica que tiene un sentido de orden o de clasificación de elementos en grupos para facilitar su identificación. En este caso, la designación no tiene un sentido descriptivo de características del material [11].

2.2 Clasificación de los aceros

La clasificación de los aceros depende de su contenido de carbono y de otros elementos de aleación, se puede dar de la siguiente forma como [12]:

- Aceros simples.
- Aceros aleados.
- Aceros alta aleación.

2.2.1 Aceros simples.

Este tipo de aceros se pueden definir como aleaciones base hierro que contienen un rango de 0.02 hasta el 2% de carbono con pequeñas cantidades de otros elementos que se consideran como impurezas tales como P, S, Mn, Cu, Si, etc.

Los aceros simples se clasifican de acuerdo a su contenido de carbono en:

- Aceros de bajo carbono.
- Aceros de medio carbono.
- Aceros de alto carbono.

Cada uno de los grupos anteriores tienen características bien definidas como se muestra a continuación:

Aceros de bajo carbono ($0.02 < \%C < 0.3$)

- Son dúctiles.
- Soldables.
- No se pueden tratar térmicamente.
- Poseen una resistencia mecánica moderada.
- Maquinables.
- Baratos.

Aceros de medio carbono ($0.3 < \%C < 0.65$)

- Son templables (Se pueden someter a temple y revenido).
- Poseen buena resistencia mecánica.
- Ductilidad moderada.
- Baratos.

Aceros de alto carbono ($\%C > 0.8$)

- Son templables.
- Duros y resistentes al desgaste.
- Difíciles de soldar.
- Poco tenaces.

- Baratos.

Entre las principales aplicaciones de los aceros simples se pueden mencionar a las siguientes:

- Estructuras.
- Elementos de máquinas (ejes, resortes, engranes, etc.).
- Tornillos.
- Herramientas de mano.

2.2.2 Aceros aleados.

Los aceros aleados son aceros puros a los que se les agrega de manera intencional ciertos elementos de aleación, entre los que se pueden mencionar: cromo, molibdeno, níquel, tungsteno, vanadio, silicio, manganeso, etc.

Su principal finalidad es la mejora de sus propiedades como:

- Aumentar la resistencia mecánica.
- Mejorar su templabilidad.
- Aumentar su resistencia a la corrosión y a la oxidación.

La adición de algunos elementos anteriormente mencionados promoverá una solución sólida y el fortalecimiento de ciertos precipitados [12]:

- **Niobio (0.03% - 0.09%):** Retarda el proceso de recristalización entre fases, para dar lugar a la formación de austenita, de igual manera, forma precipitados de (C, N) que son inducidos por deformación. Por lo que, permite una supresión adicional de recristalización evitando la migración de átomos sublímites de grano austenítico y, proporcionan una gran cantidad de núcleos en la austenita deformada para la formación de finas partículas de ferrita durante el enfriamiento.
- **Titanio (0.01%):** Promueve la formación de precipitados para el endurecimiento del material, también puede actuar como delimitador de grano austenítico, si se tiene altas cantidades de este elemento se presentan problemas con la resistencia al impacto.
- **Vanadio (0.04% - 0.15%):** provoca mejor resistencia al acero, en combinación con el niobio se agrega para la formación de precipitados de vanadio, formando nitruros en ferrita

o durante la transformación de la austenita a ferrita, causando un incremento en la resistencia, pero si se tiene un alto contenido de vanadio puede retrasar la recristalización del material.

- **Aluminio (0.05% - 0.08%):** Normalmente se usa para desoxidación del material por su bajo costo, también puede actuar como inhibidor del crecimiento del grano.
- **Manganeso (1.5%):** este puede adoptar un efecto fortalecedor de la solución sólida. Cuando se tiene una combinación con azufre se forman inclusiones de MnS, se consideran preferentes que la formación de FeS en el acero. Para los aceros modernos, la cantidad de azufre es muy baja ya que evitan la formación de los mencionados sulfuros.
- **Molibdeno (0.3%):** actúa de manera similar al manganeso, aumentando la resistencia a la corrosión atmosférica.
- **Silicio (0.2%):** también se considera como un desoxidante, pero en elevadas cantidades ya que es perjudicial para el acero.
- **Fosforo:** No afecta a la estructura del acero cuando es laminado en caliente, al contrario, endurece la fase ferrita.
- **Carbono:** Un alto contenido incrementa la formación de la fase ferrita, pero se considera que a elevadas cantidades reduce la soldabilidad y fragiliza el acero.

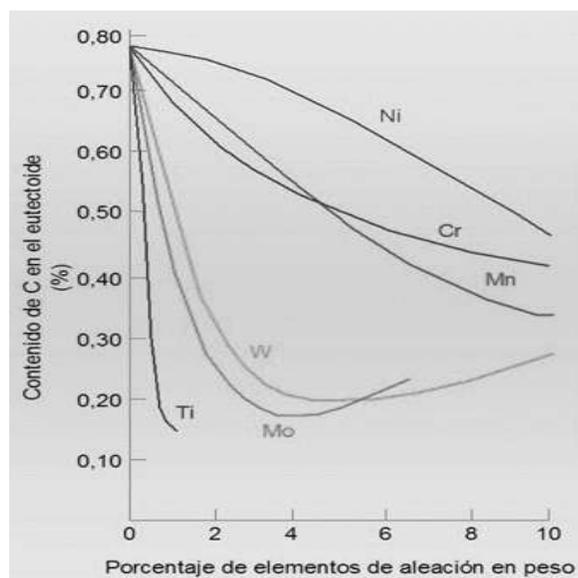


Fig. 1 Efecto de los elementos de aleación en el contenido eutéctico [13].

Como se ha mencionado anteriormente la adición de ciertos elementos de aleación pueda dar lugar a la formación de carburos lo cual mejora la dureza y resistencia, sin embargo, su adición produce

una disminución en el porcentaje de carbono requerido para obtener la composición eutectoide como se muestra en la Fig.1 [13]. Por lo tanto, una elevada adición de elementos formadores de carburos da como resultado la formación de un acero hiper-eutectoide con bajos contenidos de carbono.

Designación para los aceros.

Para designar a los aceros simples y aleados se utiliza un sistema de identificación de 4 dígitos desarrollado por American Iron and Steel Institute (AISI) [14] y Society of Engineers Automotive (SAE) [15] y que en México fue adoptado por Norma Oficial Mexicana (NOM).

Por ejemplo, en el caso del acero NOM - 1045; el primer dígito indica el principal elemento de aleación (carbono en este caso); el segundo dígito, la modificación del acero original y los dos últimos dígitos cual es el porcentaje de carbono en centésimas de punto, por ejemplo, en este caso el contenido de carbono es de 0.45%.

En la Tabla 1, muestra los principales elementos de aleación que dependen del primer valor del dígito para aceros de baja aleación.

Tabla 1. Designación AISI-SAE-NOM para aceros simples y aleados [15].

FAMILIA	PRINCIPAL ELEMENTO DE ALEACIÓN
1XXX	CARBONO
2XXX	NIQUEL
3XXX	NIQUEL-CROMO
4XXX	CROMO-MOLIBDENO
5XXX	CROMO
6XXX	CROMO-VANADIO
8XXX	CROMO-NIQUEL-MOLIBDENO
9XXX	CROMO-SILICIO

2.2.3 Aceros de alta aleación

Los aceros de alta aleación se clasifican en dos grandes grupos como:

- Aceros Inoxidables.
- Aceros grado herramientas.

2.3 Acero grado herramienta.

Los Aceros grado herramienta son generalmente aceros de mediana a alta aleación utilizados para la fabricación de piezas que requieran alta resistencia al desgaste y/o al impacto. Los aceros grado herramienta normalmente son suministrados en estado de baja dureza (recocido, revenido, o normalizado) para poder ser maquinados y posteriormente ser tratados térmicamente obteniendo así las propiedades mecánicas y dureza deseadas.

Para obtener el resultado óptimo de las piezas fabricadas con los aceros grado herramienta, es importante realizar los tratamientos térmicos cumpliendo en su totalidad los parámetros de las tablas específicas de la aleación a utilizar [16].

La Tabla 2, muestra la composición química y dureza de algunos aceros grado herramienta para trabajo en frío, caliente y a impacto.

Tabla 2. Análisis químico y dureza de aceros grado herramienta para trabajo en frío, caliente y a impacto [17].

ACERO GRADO HERRAMIENTA PARA TRABAJO EN FRÍO												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V	Cu	HRC
D-2	1.40	0.10	0.10	-	-	11.0	-	0.70	-	0.50	-	255 MAX
	1.60	0.60	0.60	0.03	0.03	13.0		1.20		1.10		
D-3	2.00	0.10		≤0.03	≤0.03	11.0	-	-	-	-	-	255 MAX
	2.35	0.60				13.5			1.00	1.00		
A-2	0.95	0.20	0.40	≤0.03	≤0.03	4.75	-	0.90	-	0.15	-	248 MAX
	1.05	0.40	1.00	-		5.50		1.40		0.50		
O-1	0.85	0.10	1.00	≤0.03	≤0.03	0.40	-	-	0.40	-	-	212 MAX
	1.00	0.50	1.40			0.70			0.60	0.30		
ACERO GRADO HERRAMIENTA PARA TRABAJO EN CALIENTE												

L-6	0.65 0.75	0.10 0.50	0.25 0.80	≤ 0.030	≤ 0.030	0.60 1.20	1.25 2.00	- 0.50	-	-	-	235 MAX
H- 13	0.32 0.45	0.80 1.25	0.20 0.60	≤ 0.030	≤ 0.030	4.75 5.50	-	1.10 1.75	-	0.80 1.20	-	235 MAX
ACERO GRADO HERRAMIENTA PARA TRABAJO A IMPACTO												
S-7	0.45 0.55	0.20 1.00	0.20 0.90	0.03	0.03	3.00 3.50	-	1.30 1.80	-	0.35	-	229 MAX
S-1	0.40 0.55	0.15 1.20	0.10 0.40	≤ 0.030	≤ 0.030	1.00 1.80	-	- 0.50	1.50 3.00	0.15 0.30	-	229 MAX

Como se puede observar, estos aceros presentan elevados contenidos de carbono y elementos formadores de carburos, los cuales son esenciales para obtener una adecuada templabilidad, dureza y resistencia mecánica. Sin embargo, la adición de titanio no es común en este tipo de acero.

2.3.1 Características y aplicaciones para aceros grado herramienta.

2.3.1.1 Trabajado en frío.

- D-2 se emplea para herramientas de alta resistencia al desgaste en combinación con una moderada tenacidad, las buenas propiedades se obtienen mediante un tratamiento de recocido. Este tipo de acero presenta una matriz perlítica con partículas de carburos hexagonales irregulares, es por ello que se le aplica el recocido para darle mejores propiedades mecánicas, dándole un aumento en la ductilidad alrededor de 76%. Se utilizan para piezas de corte, embutir, troquelar, rodillos formadores, moldes para porcelana y refractarios, ya que es muy resistencia al desgaste y son difíciles de deformarlas. Este tipo de acero contiene 1.78C, 0.41Si, 0.3Mn, 13.17Cr, 0.46Mo, 0.19Ni, 0.17V% en peso [68].
- D-3 se trata de un acero con altos contenido de carbono y cromo, esto se endurecen con aceite y se puede identificar por la alta dureza que tiene. De igual forma, son buenos resistentes al desgaste por deslizamiento y abrasivo. Presenta estabilidad en el tratamiento térmico. Este tipo de acero se utilizan en la fabricación de rodillos de conformado, troqueles

de trefilado, conformado y troqueles de laminación. Está compuesto por 2.15C-0.40Mn-0.40Si-12.25Cr-0.25V % en peso.

- A-2 tiene altos contenidos de carbono, cromo y molibdeno, gracias a ello presentan excelentes propiedades de no deformación, buena resistencia a la abrasión, tenacidad. Se emplea para la fabricación de troqueles, rodillos, punzones, brochas, dados extrusores, y discos cortadores, etc. Este tipo de aceros están aleados con Cr-Mo-V. posee excelente capacidad de endurecimiento, alta resistencia a la compresión [17].

2.3.1.2 Trabajado en caliente.

- L-6 son adecuados para inyección de plástico, de fácil soldabilidad, se utiliza en la industria refractaria, dados cortadores, discos para corte, dados formadores, sierras de corte de madera, punzones, etc. Contiene C-Cr-Mo-Ni con la finalidad de aumentar la tenacidad, presentan alta dureza superiores de 64 HRC.
- H-13 presenta buena resistencia al desgaste en caliente por su resistencia a la fatiga térmica, debido al ciclo de calentamiento y enfriamiento en aplicaciones de herramientas para trabajo en caliente. Su contenido es de 0.40C-0.40Mn-1Si-5.25Cr-1.35Mo-1V% en peso. De acuerdo a su buena combinación de alta tenacidad y resistencia al agrietamiento por la fatiga térmica el acero se utiliza para hacer dados extrusores para Aluminio y Latón, cuchillas, dados forjados, etc.

2.3.1.3 Trabajo a impacto.

- S-7 esta clasificación de aceros grado herramienta son muy resistentes a los golpes, tiene una excelente combinación de tenacidad y resistencia al desgaste, la composición de este acero es 0.5C-0.25Si-0.75Mn-3.25Cr% en peso. Tiene una densidad de 7833 kg/m³, módulo de elasticidad de 207 GPa y 28,5 W/m/°K de conductividad térmica. Se emplea en servicios pesados formado/cortado, dados formadores, cuchillas, punzones, recortadoras, remachadoras.
- S-1 es un acero con gran resistencia al calor, son muy resistentes al impacto para aplicaciones de trabajo en frío y en caliente. El contenido de Tungsteno le da resistencia a la fatiga, el cromo le da resistencia a la abrasión. Se emplea para punzonar con máxima

tenacidad y resistencia al choque, dados cabeceadores para tornillos, cortadores de tubo, brocas para concreto, rodillos expansores, herramientas neumáticas, etc.

2.4 Aceros de alta velocidad.

Los aceros de alta velocidad son distinguidos por su alta dureza y resistencia, son difíciles de trabajar mecánicamente debido a la formación de redes de carburo eutéctico durante su solidificación [18].

Este tipo de aceros están diseñados principalmente para aplicaciones de herramientas de corte como brocas de máquina, machos, fresas, cortadores de engranajes, hojas de sierra, etc., este tipo de acero hacen adecuado para aplicaciones de dicha herramienta por su alta resistencia a la abrasión dando una larga vida al material [19].

Para considerar como un acero de alta velocidad es necesario cumplir con los requisitos que se señalan en la especificación ASTM A600 [20] en el que nos menciona la composición química de los aceros. Por ejemplo, los aceros de alta velocidad M₅₀ y M₅₂ se consideran aceros intermedios de alta velocidad por su menor contenido de aleación. Por otra parte, los aceros M₃₅ y M₄₂ son aceros de súper alta velocidad porque exhiben una dureza en caliente mejorada [21].

La fabricación de aceros de alta velocidad como el acero M₃₂, se puede llevar a cabo por dos técnicas: prensado isostático en caliente (HIP) y fusión selectiva con láser (SLM), para este tipo de aceros es difícil de procesar por SLM debido al alto contenido de carbono y elementos formadores de fases duras [22].

Como se observa en la Tabla 3 los diferentes tipos de aceros de alta velocidad y su respectiva composición química.

Tabla 3. Tipos de aceros de alta velocidad [17] [23].

ACERO PARA HERRAMIENTAS DE ALTA VELOCIDAD								
Química de material convencional según las especificaciones ASTM A600								
Tipo de acero	Composición química típica (%)						Dureza	
	Carbono	Cromo	Tungsteno	Molibdeno	Vanadio	Cobalto	máximo recocido	típico templado

	C	Cr	W	Mo	V	Co	Media pensión	HRC
M ₂	0,83	4.15	6.15	5.1	1,95	-	255	64
M ₃	1.05	4.15	6.15	5,75	2.5	-	255	66
M ₄	1.3	4.25	5,85	4,75	4.1	-	255	65
M ₇	1.02	3.8	1.8	8,6	1,9	-	260	64
M ₄₂	1.1	3.9	1,6	9.5	1.2	8.25	277	67
PM M ₄	1.4	4	5,65	5.2	4	-	255	65
PM T ₁₅	1,6	4	12.25	-	4.9	5	275	66
PM M ₄₈	1,5	3,75	9,75	5.25	3.1	8.5	310	68
PM ₂₃	1,28	4	6.4	5	3.1	-	260	64
PM ₃₀	1,25	4.2	6.4	5	3.1	8.5	260	65
PM ₆₀	2.3	4.2	6.5	7	6.5	10,5	340	67
PM A ₁₁	2,45	5.25	5 máx.	1.3	9,75	5 máx.	255	63

J.M Torrialba y colaboradores [24] trabajaron en la investigación de un acero de alta velocidad como el M₂ y T₁₅ en el que se analizaron para mejorar sus propiedades mecánicas para aplicaciones como herramientas de corte ya que este tipo de aceros son sometidos a trabajo de alta resistencia al desgaste, para lograr tener mejor resistencia, y alta dureza en caliente se realizaron la adición de 10% en peso de polvo de Ti y W para distintas composiciones, para así formar carburos durante el proceso de sinterización.

Como resultado se obtuvo una mejora en las propiedades mecánicas como la resistencia a la flexión debido a la adición de Ti y W por la formación de carburos, los cuales tuvieron una buena distribución en todo el material, por lo que al estar estos presentes durante la sinterización al vacío ayudaron a la disminución de la porosidad.

2.4.1 *Propiedades físicas de los aceros de alta velocidad.*

Los aceros de alta velocidad como el M₂, M₃ y M₄₂ se considera como un acero con grandes propiedades de dureza, resistencia al desgaste; se usa en matrices para trabajo en frío y aplicaciones de corte. Sus propiedades físicas como se muestra en la Tabla 4 [25] le permiten tener gran tenacidad, una buena resistencia al desgaste y dureza.

Tabla 4. Propiedades físicas para aceros de alta velocidad.

PROPIEDADES FÍSICAS			
	M ₂	M ₄₂	M ₃
Densidad.	8144 kg/m ³	7806 kg/m ³	8166 kg/m ³
Módulo de elasticidad.	207 GPa	207 GPa	207 GPa
Maquinabilidad.	50-60% de un acero con 1% de carbono.	35-40% de un acero con 1% de carbono.	37-42% de un acero con 1% de carbono.

2.4.2 *Tratamientos térmicos de los aceros de alta velocidad.*

Los tratamientos térmicos consisten en someter un material a un ciclo térmico que está bien definido con cierto rango de tiempo-temperatura, este cambia de acuerdo al tipo de aleación. Este ciclo se puede dividir en tres etapas: 1) calentamiento, 2) mantenimiento la temperatura y 3) enfriamiento.

La estructura y las propiedades del acero dependen de la tasa de enfriamiento que a su vez está gobernado por factores como la masa que es también un punto muy importante que se debe considerar para el tiempo de enfriamiento; las muestras pueden ser delgadas y gruesas, es recomendable un espesor de ½ hr/in para asegurar la uniformidad de la temperatura [26].

Para los aceros de alta velocidad y grado herramienta el tratamiento térmico que se le aplica es con la finalidad de endurecer y posteriormente se le aplica un proceso de temple para mejorar sus propiedades mecánicas.

El templado para los aceros de trabajo en frío se lleva a cabo a una temperatura que van hasta 960°C, con lo que se obtiene un tamaño de grano fino, mejorando la resistente a la abrasión y al desgaste. Además, a estas temperaturas no se presenta la disolución de los carburos en la austenita. En el caso de los aceros trabajados en caliente se debe limitar el crecimiento de grano de la austenita donde se presenta la disolución de los carburos de la aleación debido al incremento en solubilidad

del carbono y otros elementos formadores de carburos en esta fase; esto sucede a temperaturas de austenización del orden de 1120°C previas al temple [27].

Estos tipos de aceros son también sometidos a tratamientos térmicos para mejorar aún más sus propiedades, las especificaciones de temperatura para cada etapa del tratamiento se mencionan en la Tabla 5 [28].

Tabla 5. Tratamiento térmico para aceros de alta velocidad.

Acero	Recocido	Precalentamiento	Austenización	Templado
M ₂	843-871 °C	815-843 °C	1190-1218 °C	551-565 °C
M ₃	843-871 °C	815-843 °C	1196-1210 °C	551-565 °C
M ₄₂	857-898 °C	815-815°C	1162-1190 °C	551-565 °C

Se han realizado una gran cantidad de investigaciones con el propósito de mejorar las propiedades mecánicas de los aceros grado herramienta donde el principal objetivo reside en mejorar la resistencia al desgaste manteniendo un grado aceptable de tenacidad. L. Klueh y colaboradores [29] evaluaron el efecto del V y Ti sobre las propiedades mecánicas de aceros Cr-W. Donde el incremento del contenido de V fue de 0.1 hasta 0.5 % con una composición de un acero con 2.25Cr-2W-0.1C% en peso. Se observó un incremento del 20 % del esfuerzo de cedencia, además de una disminución de la temperatura de transición dúctil-frágil. Cuando se incrementa el contenido de V a 0.5% se obtuvo un ligero incremento en la resistencia mecánica, así como un incremento en los valores de energía absorbida. Este efecto se atribuye a la formación de carburos finos V₄C₃ pero de igual manera la formación de carburos de tipo MC₃ y M₇C₃.

Por otra parte, la adición de un 0.2 % de Ti a diferentes tipos de aceros aleados produjo una disminución de un 10 al 30 % del esfuerzo de cedencia acompañada de un incremento de la tenacidad, por lo que la aleación modificada con Ti, la cual fue tratada térmicamente con un revenido a una temperatura de 700°C mostrando una mejora en la resistencia debido a la formación de carburos tipo MC, a diferencia de los aceros sin contenido de Ti.

Sh. Kheirandish y colaboradores [30] estudiaron el efecto del reemplazo del tungsteno por el de titanio, se trabajó con un acero con alto contenido de molibdeno de alta velocidad tipo M_6 , para esta investigación se planteó el problema, el cual fue que durante la solidificación se forman grandes redes de carburos a lo largo de todo el material. Por lo que en investigaciones previas afirman que la adición de Ti en un acero fundido de alta velocidad mejora la distribución de los carburos en la microestructura, dando lugar a una mayor dispersión y morfología de los carburos presentes de tipo M_6C .

Así mismo se observó que la adición de este elemento favoreció la obtención de mayores valores de dureza posterior al temple debido al efecto que tiene el titanio sobre la temperatura de inicio de transformación martensítica (M_s) así como la disminución de la cantidad de carbono disuelto en la fase austenita, por otro lado se observó que conforme fue aumentando el contenido de titanio, la dureza del material a su vez también aumentaba por la formación de carburos de tipo TiC, esto hasta un contenido de Ti de 0.7 % en peso, por lo que a mayores cantidades de Ti hasta un 3.5 % en peso se podían observar carburos globulares tipo M_6C con una mejor distribución en la microestructura.

2.5 Comportamiento al desgaste de los aceros.

De acuerdo con la norma DIN 50320 [31] se puede definir el desgaste como la pérdida progresiva del material de la superficie de un cuerpo sólido. El factor de desgaste es muy influyente en nuestro entorno ya que podemos observar en cualquier lugar; frecuentemente esto sucede en equipos en movimiento, maquinaria, herramientas de trabajo, etc.

A. Bedolla Jacuinde y colaboradores [32] realizaron la fabricación y caracterización microestructural de un hierro blanco aleado con Cr-V-Ti para aplicaciones de desgaste en donde se demostró que la resistencia al desgaste y la dureza del material mejoraron después del tratamiento térmico de temple, obteniendo una matriz de martensita con austenita retenida reforzada con carburos tipo M_7C_3 , TiC rico en Ti, VC carburo de vanadio y VMoC mezcla de vanadio y molibdeno.

Se demostró que en el ensayo de desgaste por abrasión el material en condiciones de colada presentó deformación en su microestructura. Por otro lado, los carburos presentes en la matriz martensítica, impidieron incrustación de partículas abrasivas y remoción de material.

V.N Najafabadi y colaboradores [33] realizaron un estudio para determinar el efecto de la adición de Ti sobre la microestructura y comportamiento al desgaste de un acero Hadfield, en esta investigación los tratamientos de temple y solubilizado realizados mostraron que la microestructura libre de Ti en peso fue 100% austenítica, mientras que las otras muestras se observó una microestructura austenítica con precipitación de carburos por el contenido de Ti.

Debido a la formación de esta microestructura se observó que hubo un aumento en la dureza y resistencia al desgaste por la adición de Ti, observándose que la mejor resistencia al desgaste fue para una muestra con 0.6% en peso de Ti, de igual manera se llevaron a cabo estudios de trabajo en frío mediante deformación mecánica, en las cuales en algunas de estas muestras ocurrió una transformación de fases de austenita a martensita debido a la deformación mecánica mejorando significativamente sus propiedades mecánicas como la dureza y resistencia al desgaste

A.G. Kostryzhev y colaboradores [34] realizaron el estudio de la resistencia al desgaste de la fase martensita de un acero aleado con contenido de Ti en donde se evaluó el efecto de este como microaleante para aumentar simultáneamente la dureza y tenacidad a través de la formación de precipitados gruesos de tipo TiMoVCN, carburos finos TiC y partículas finas Fe₃C.

Como resultado se dio un aumento en la relación de Ti/C en cuanto a la dureza y resistencia, mostrando una dependencia con un máximo de tenacidad y un mínimo de resistencia al desgaste (tanto abrasivo como impacto), sin embargo, se observó que, aunque el Ti le da buenas propiedades de resistencia y desgaste, la formación de los carburos dificultó la formación de los precipitados finos de Fe₃C esto debido al agotamiento significativo del carburo.

2.6 Mecanismo de desgaste.

Se pueden identificar cuatro principales mecanismos de desgaste:

- Adhesión: es la formación y rompimiento de enlaces adhesivos en la interfaz.
- Abrasión: remoción de material debido a ralladuras.

- Fatiga superficial: fatiga y formación de grietas en regiones superficiales debido a ciclos de esfuerzo que producen separación de partículas de material.
- Reacción triboquímica: formación de productos de una reacción química como resultado de las interacciones químicas entre los elementos del tribosistema.

En el desgaste por abrasión se puede llevar a cabo en dos formas, como abrasión por desgaste de dos cuerpos (Fig.2a), esta forma consiste en que el material duro de la superficie sea deslizado con otro cuerpo; abrasión por desgaste de tres cuerpos (Fig.2b), en donde la partícula tiene la libertad de deslizarse o girar entre dos superficies en contacto como el aceite o lubricante que se considera como un sistema de deslizamiento [35].



Fig. 2 Tipos de abrasión. a) Abrasión de dos cuerpos y b) Abrasión de tres cuerpos.

Kennon y colaboradores [36] realizaron estudios en aceros al carbono con un contenido de 0,1%-1,4% de carbono, los cuales fueron tratados térmicamente, obteniendo fases como vainita y martensita, estos fueron sometidos a desgaste abrasivo, para estos aceros fueron analizados y comparados, demostrando que la fase vainita tuvo una mayor resistencia al desgaste en comparación de la martensita, de igual manera se observó que para un acero con un contenido de carbono de 1.2 % tratado térmicamente bajo un recocido obtuvo una mejor resistencia al desgaste en comparación con un tratamiento térmico de temple o recocido de esferoidización.

Rabinowicz y colaboradores [37] analizaron el estudio de un modelo para determinar la resistencia al desgaste, este estudio se realizó sobre partículas cónicas de angularidad en forma de canales en el material, donde se obtiene la ec.1.

$$2 \frac{dV}{dL} = \frac{K}{3} \frac{P}{H} \quad \text{ec.1}$$

Donde H es la dureza, dv/dL es la tasa de pérdida de volumen con respecto a la distancia entre el abrasivo y la muestra, K es el coeficiente de desgaste y P es la fuerza.

La resistencia al desgaste se define como la relación entre el volumen de material perdido y el volumen de material de referencia en pruebas pin-on-disc ejecutadas contra papeles abrasivos.

M. Evaristo y colaboradores [38] realizaron el estudio de la adición de Ti sobre el revestimiento W-S-Ti y la influencia en las propiedades mecánicas como la resistencia al desgaste en donde la aleación de las películas revestidas de Ti condujo a una mejora significativa en la dureza.

También se observó que el espesor del revestimiento incrementa continuamente con el aumento del contenido de Ti en las películas, por lo que, un elevado contenido de Ti produce una capa gruesa lo que incrementa su fragilidad. Sin embargo, se observó que el coeficiente de desgaste de las películas se redujo con el aumento del contenido de Ti mientras que el coeficiente de fricción se mantuvo constante, por lo que, para tener un buen comportamiento tribológico, la adición de Ti debe equilibrarse para que no haya una disminución en las propiedades.

Y. Zhang y colaboradores [39] analizaron el efecto de Ti y W en la microestructura y propiedades de un acero resistente a la abrasión en caliente, en donde se analizaron propiedades como dureza y resistencia al desgaste. Los resultados indicaron que las muestras con contenido de Ti y W tienen un notable incremento en la dureza y resistencia al desgaste, pero una ligera disminución en la resistencia a la oxidación. Las muestras con Ti y W formaron ciertos contenidos de carburos de W distribuidos en los granos y los límites de grano; estas muestras también mostraron un incremento en las propiedades como dureza y resistencia al desgaste en el material debido a la formación de carburos tipo MC, los cuales mostraron una mejora estabilidad térmica que los carburos $M_{23}C_6$.

2.7 Mecanismo de endurecimiento.

Existen tres mecanismos principales de endurecimiento: 1) solución sólida, 2) precipitación, 3) deformación. El refinamiento del tamaño de grano podría proporcionar un mecanismo de endurecimiento adicional, rara vez se usa debido a la naturaleza del ambiente de alta temperatura. Para mejorar las propiedades mecánicas se logra mediante el control del tamaño de grano [40].

2.7.1 *Por solución sólida.*

Un mecanismo adicional para reforzar y endurecer los metales consiste en alearlos [41] con átomos de impurezas que forman soluciones sólidas sustitucionales o intersticiales.

Las aleaciones son más resistentes que los metales puros, ya que los átomos añadidos que entran en solución imponen deformaciones de red en los átomos que se encuentran a su alrededor como se observa en la Fig. 3. Lo anterior resulta en interacciones entre dislocaciones y átomos de impurezas en la red distorsionada, lo cual provoca que el movimiento de dislocaciones sea restringido [42]; por tanto, es necesario aplicar un mayor esfuerzo para iniciar y continuar la deformación plástica en aleaciones endurecidas por solución sólida.

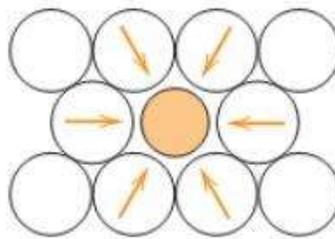


Fig. 3 Representación de esfuerzos de tensión impuestos sobre átomos de la matriz por una impureza sustitucional de menor tamaño [42].

2.7.2 *Precipitación.*

La resistencia y la dureza de algunas aleaciones metálicas pueden aumentar por la formación de partículas dispersas de una segunda fase dentro de la matriz; esto se puede conseguir mediante un proceso de transformación de fase, el cual se lleva a cabo comúnmente al aplicar trabajo y/o al exponer el material a determinada temperatura por debajo de su punto de fusión.

El proceso es llamado endurecimiento por precipitación y las partículas de la nueva fase se denominan precipitados. Este proceso también es conocido como endurecimiento por envejecido, ya que la resistencia es desarrollada con el tiempo o conforme la aleación “envejece” [43]. Los precipitados incrementan la resistencia de una aleación impidiendo el proceso de deformación que tiene lugar bajo carga [44].

La resistencia de los materiales está relacionada con el deslizamiento de dislocaciones al aplicar un esfuerzo; así, el movimiento de las dislocaciones es restringido cuando un obstáculo, por ejemplo, un precipitado, es encontrado a su paso. El bloqueo del deslizamiento de dislocaciones se vuelve más efectivo cuando las partículas son pequeñas y numerosas y cuando los planos de las partículas precipitadas son continuos con los planos de la red de la matriz.

Las partículas coherentes pueden tener un parámetro de red distinto al de la matriz, lo que resulta en distorsiones de red elástica alrededor de las partículas como se observa en la Fig. 4. El campo de deformación que rodea los precipitados interactúa con las dislocaciones. Específicamente la sección transversal de la interacción entre una dislocación en movimiento y un precipitado es mayor que la propia partícula, por tanto, se observa una mayor resistencia. Este mecanismo es conocido como precipitación coherente.

La más alta resistencia se alcanza generalmente cuando una gran cantidad de precipitados pequeños, circulares y espaciados estrechamente son dispersados coherentemente en una aleación. Estas condiciones proveen una oportunidad óptima para que las dislocaciones interactúen con la mayoría de estas partículas. Por razones energéticas, los precipitados coherentes nuclean con mayor rapidez que los precipitados incoherentes, debido a que la energía de la frontera entre la fase precipitada y la matriz es menor.

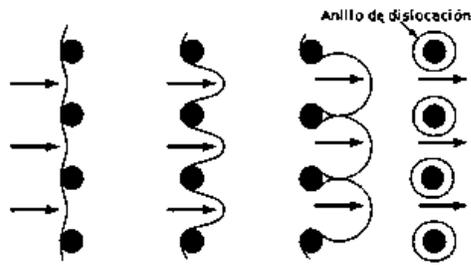


Fig. 4 Representación esquemática de la obstrucción de una dislocación causada por precipitación [44].

Esta rápida nucleación conlleva a tener gran cantidad de precipitados dispersos finamente, teniendo tamaños entre 3 y 10 nm. Además, la distancia entre precipitados coherentes a lo largo de un plano de deslizamiento es del orden de 50 nm, un valor que no puede ser alcanzado en la precipitación incoherente.

Y. Ren y colaboradores [45] realizaron el estudio del efecto de la deformación en las propiedades mecánicas de un compuesto de matriz de Ti reforzado con partículas de W, en esta investigación la matriz de Ti fue reforzada con un 20% en peso de partículas de W fabricado mediante metalurgia en polvos, evaluando las propiedades de resistencia a la tensión.

La microestructura del compuesto estaba constituida por refuerzos de partículas de W y aleado con una matriz de Ti, en la cual se tiene una interdifusión entre los átomos de W y Ti, formándose en varias regiones mediante el efecto Kirkendall. La difusión del W fue en regiones complejas produciendo múltiples fases, mejorando así sus propiedades mecánicas debido a los mecanismos de reforzamiento de la solución sólida durante la precipitación.

M. khaled y colaboradores [46] estudiaron el efecto de la adición de Ti sobre la estructura y propiedades de un hierro blanco con alto contenido de Cr y Mo, en este trabajo se realizó el análisis del comportamiento al desgaste y dureza al impacto de un hierro blanco con alto contenido de Cr y Mo aleado con Ti relacionándolo este con la microestructura y solidificación direccional, este fue aleado con diferente contenido de Ti.

Como resultado de tal adición de Ti se formaron pequeño precipitados o partículas duras de carburo TiC en la matriz austenita, con adiciones de 1.31 a 1.78 % en peso de Ti incrementando la dureza conforme se iba aumentando el contenido de Ti, por lo que de igual manera en esta investigación al realizar los ensayos de desgaste en condiciones de colada, con el método de pin-on-ring con una carga variada de 30-180 N, dio como resultado una máxima resistencia al desgaste con un contenido de 1.78 % de Ti; por otro lado las propiedades de impacto y resistencia a la tensión empezaron a disminuir debido a la formación de las partículas de Ti en la matriz austenítica, observándose así que para este tipo de aleación se obtiene un buen balance entre la resistencia al impacto y dureza al utilizar una composición de 16 % Cr-1.3 % Mo- 2.3 % Ni con una adición de 1.31 % en peso de Ti.

2.7.3 Por deformación.

También llamado trabajo en frío, es un proceso de endurecimiento importante para las aleaciones que implica deformar plásticamente el material durante la fabricación para aumentar en gran

medida el número de dislocaciones. Durante la fabricación, el metal es deformado mediante procesos de conformado como laminado, forjado y extrusión. El metal debe deformarse plásticamente para cambiar de forma permanente, y esta deformación crea dislocaciones que aumentan la resistencia. Las dislocaciones se forman en los límites de los granos, en las superficies libres y en las interfaces entre la matriz reticular y las partículas de la segunda fase.

Un gran número de dislocaciones también se forman por nucleación homogénea a través de un mecanismo llamado fuente de Frank-Read. Como se observa en la Fig. 5 la formación de dislocaciones requiere un esfuerzo mayor que el límite elástico que se aplicará al metal. Esto obliga a las dislocaciones a moverse a lo largo de los planos de deslizamiento hasta que encuentran un obstáculo que fija los extremos de la línea de dislocación. El obstáculo más común que provocan las dislocaciones son la presencia de partículas duras de la segunda fase dentro del grano. La dislocación intenta continuar moviéndose bajo la tensión aplicada, pero solo la sección de línea no fijada es capaz de moverse mientras que los extremos fijados permanecen estacionarios, esto hace que la dislocación se doble en el centro. La dislocación puede doblarse tanto que forma un núcleo alrededor de las partículas que están causando la fijación. Cuando la dislocación en un núcleo se toca a sí misma, se crea una nueva dislocación. La nueva dislocación se puede alejar libremente, mientras que la dislocación clavada permanece atrapada, y este proceso de formación de nuevas dislocaciones se repite muchas veces [44].

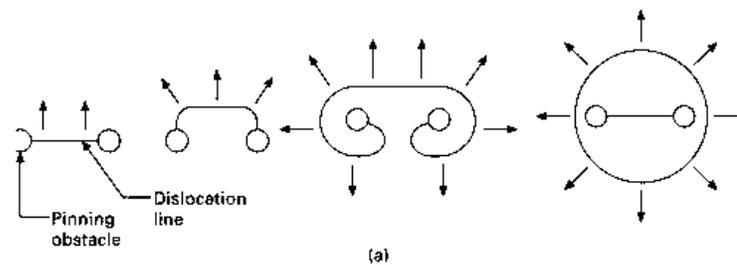


Fig. 5 Representación esquemática de la formación de dislocaciones por la fuente de Frank-Read [44].

2.8 Elementos formadores de carburos.

Los elementos de aleación que se emplean para la fabricación de aceros también se consideran formadores de carburos, por ejemplo, el manganeso, cromo, titanio, molibdeno, vanadio, niobio, tungsteno, etc.

El manganeso no forma carburos, sino que suele aparecer disuelto en la cementita. Cada elemento puede formar varios carburos distintos en función de las proporciones relativas del carbono y del elemento presente en el acero.

Cuando se añaden los elementos como, V, Ti, Mo, W y Cr durante la fusión estos se combinan con el carbono para formar partículas sólidas de carburos, las adiciones de elementos formadores de carburos dan como resultado una disminución de tamaño de grano en la microestructura y la dispersión de ellos, debido a esto los aceros tiene alta resistencia al desgaste, así como el aumento de la dureza del material [47].

2.9 Características de los elementos base de la aleación a fabricar.

Los elementos que se van a utilizar para la formación de carburos son los siguientes:

2.9.1 Tungsteno

Es un material muy duro y quebradizo. Tienen punto de fusión muy alto, elevada dureza. Además, cuenta con una densidad de 19.25 g/cm^3 , el tungsteno tiene buena conductividad eléctrica y térmica, así como buena resistencia a la corrosión. Mediante técnicas de metalurgia en polvos como sinterización y reducción carbonerica pueden obtener los carburos de tungsteno con alta resistencia y tenacidad.

La baja difusividad del tungsteno reduce la velocidad de crecimiento de los precipitados γ' . Este elemento se segrega en la fase γ , donde favorece al mecanismo de endurecimiento por solución sólida. Incrementa la vida a la termo fluencia debido a su baja velocidad de difusión. Además, ha demostrado tener un efecto de distribución de carburos MC de manera homogénea a través de regiones dendríticas e interdendríticas [48].

2.9.2 Titanio

Es un metal de transición abundante y menos costoso con una densidad de 4.5 g/cm^3 . Tiene buenas propiedades mecánicas y buena dureza, al reaccionar el carbono con el titanio pueden formar carburos de tipo TiC.

El titanio estimula la formación de precipitados γ' , es más efectivo que el aluminio al elevar la temperatura del solvus y el parámetro de red de dicha fase [49].

2.9.3 Manganeso:

El Mn es un material blando, tiene un punto de fusión alto y una densidad de 7.4 g/cm^3 , una manera de formar carburos de manganeso es por reducción carbonerica, en un rango de temperatura de 1273 a 1573° K , para que la reacción de formación de carburos MnC se lleve a cabo esta depende de la temperatura, y la conductividad del carbono [49].

2.10 Dispersión carburos.

Los carburos son compuestos que se forman a partir de la unión entre el carbono y un elemento. Los carburos toman un papel muy importante en las aleaciones esto pueden probar cambios en las propiedades de la aleación, de acuerdo con la composición química. Una forma de obtener mayores valores de dureza es mediante la formación de carburos como fase de refuerzos.

Los carburos se utilizan para mejorar la resistencia a la termofluencia a temperaturas elevadas, ya que, bajo cargas de servicio las fallas por termofluencia tiene lugar en los límites de grano principalmente. Los carburos precipitan preferentemente en los límites de grano, inhibiendo el deslizamiento del límite de grano, provocando que la termofluencia sea de manera intragranular, donde la difusión es más lenta [50].

De forma general, se pueden obtener carburos de tres tipos:

- Carburos primarios MC: para estos carburos se consideran el titanio, tantalio, zirconia y tungsteno principalmente, y también se forman durante la solidificación. Las partículas presentan una forma equiaxial o como fase eutéctica y tiene una estructura cristalina FCC.
- Carburos eutécticos: se forman durante la solidificación a partir de líquido enriquecido en soluto y presentan altos grados de interconexión debido al crecimiento cooperativo de la solidificación eutéctica.
- Carburos secundarios: se forman durante el procesamiento térmico de la aleación y se encuentran en los límites de grano, la forma que toman las partículas son irregulares, discontinuas y en bloque.

Los carburos primarios presentan una estequiometría MC y M_6C , donde M representa los elementos metálicos de aleación como molibdeno, titanio y niobio. Con la exposición prolongada a temperaturas elevadas los carburos MC y M_6C tienden a transformarse en $M_{23}C_6$ al igual que los carburos de cromo. Debido a que la mayoría de las aleaciones de alta temperatura contienen altos contenidos de cromo para la resistencia a la corrosión, la formación de carburos de $Cr_{23}C_6$ es inevitable en aleaciones con carbono. Los carburos pueden proporcionar refuerzo de la misma manera que los precipitados cuando nuclean dentro del grano, pero su efecto principal es cuando nuclean en el límite de grano para prevenir el deslizamiento del límite del grano mejorando la resistencia a la fluencia [50].

Otra forma de incrementar la dureza de los aceros mediante el uso de carburos como fase de refuerzos mediante la técnica de metalurgia de polvos donde se requiere de la síntesis del carburo en una etapa previa por medio de reducción a la temperatura. En la Fig. 6, se puede observar la presencia de carburos de tipo $(MoTi)C$ formándose sobre la matriz de la microestructura.

En donde el 70 % lo constituye el carburo color gris, mientras que el restante 30 % es hierro color blanco cuya aleación fue obtenida mediante metalurgia de polvos [51].

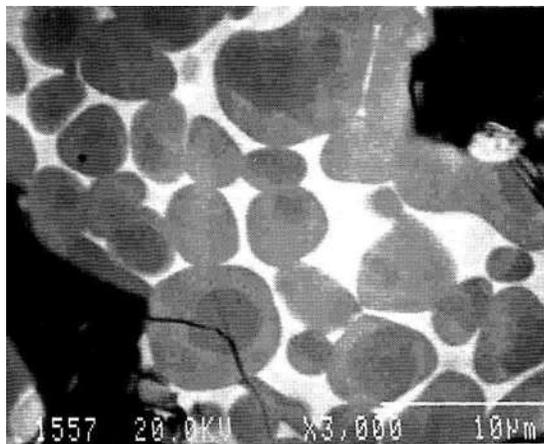


Fig.6 Microestructura de carburo tipo $Fe(MoTi)C$ obtenida mediante la técnica de metalurgia en polvos [51].

Guerra F.V. y colaboradores [5] se analizó el efecto de la adición simultánea de Ti y W sobre la microestructura y el comportamiento al desgaste de una fundición blanca con alto contenido de cromo, en donde la adición simultánea de Ti y W promovió la formación de carburos $(Ti, W)C$ primarios formados en las primeras etapas de la solidificación aumentando así la dureza debido a

la buena distribución de estos carburos en la matriz, además de que el W se encontró distribuido en las diferentes fases aumentando la microdureza, dando así como resultado un aumento en la resistencia al desgaste abrasivo del hierro aleado.

El tratamiento térmico de desestabilización, y la precipitación de carburos secundarios produjeron un endurecimiento secundario, demostrando que la adición de estos elementos en pequeñas cantidades promueve la formación de carburos (Ti, W) C durante la solidificación mejorando así notablemente sus propiedades mecánicas.

W. Xing y colaboradores [52] analizaron el efecto del contenido de Ti en la microestructura y propiedades mecánicas de la aleación W-Ti en donde se añadieron diferentes contenidos de Ti en peso, preparados mediante el proceso de metalurgia en polvo. Donde los resultados mostraron en la microestructura que las partículas de Ti estuvieron dispersas en toda la matriz con diferente morfología con un tamaño de partícula mayor a 20 μm .

Observándose que las partículas de Ti no se disolvieron en la matriz durante el proceso de sinterización, para los resultados de ensayos mecánicos por compresión realizados, se observó que la resistencia a la compresión fue mayor con un contenido de Ti de 1-2 % en peso, sin embargo con un contenido de Ti mayor de 2% el material presento deformación y fragilidad durante la resistencia a la compresión, esto debido a una alta aglomeración de carburos, por lo que estos al estar en mayor cantidad, no se encontraban bien distribuidos en la matriz, estando muy interconectados entre sí, dando lugar a la fragilización del material.

2.11 Características microestructurales de aceros aleados con contenido de titanio, tungsteno y manganeso.

Titanio

Los primeros trabajos de Wu y colaboradores [53] mostraron que la adición de 1,5% en peso de Ti condujo el refinamiento del carburo primario M_7C_3 para una aleación de acero con alto contenido de carbono.

Chung y colaboradores [54] agregaron varios contenidos de Ti que van desde 1 % en peso hasta 6 % en peso en una aleación de Fe-25Cr-4C notándose la transición de la aleación hipereutética a hipoeutética observando que el nivel de adición estaba por encima del 2% en peso.

De igual forma cuestionaron el uso de Ti debido a que la adición de este en un porcentaje mayor al dar lugar al empobrecimiento en carbono de la aleación al formar carburos de tipo TiC a partir del líquido, modificando la composición del líquido remanente de hipereutética a hipoeutética, lo que llevó a una reducción considerable de la fracción de volumen de carburos eutéticos.

Liu et al. [55] añadieron 1,5% en peso de Ti para una composición de un acero alto cromo Fe-17Cr-3,79C, reportando una disminución en el tamaño de los carburos primarios, (75% reducción) como se muestra en la Fig. 7. Estos investigadores observaron la formación de precipitados de tipo TiC antes del carburo primario M_7C_3 , que no solo refinó el carburo primario si no también consumió el carbono de la matriz, debido a que el Ti es un elemento fuertemente formador de carburos.

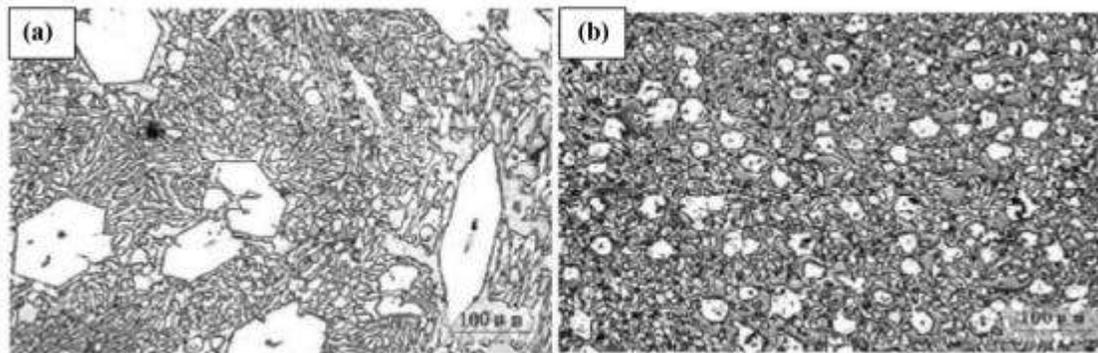


Fig. 7 Micrográficas de Fe-17Cr-3.79C, a) Sin adición de Ti, b) 1,5% en peso de Ti [55].

Así mismo, estos investigadores reportaron una reducción del 75% en tamaño de carburos primarios con 1.5% en peso de adición de Ti ya que, a mayores contenidos de titanio, se obtienen un mayor volumen de carburos primarios los cuales tienden a aglomerarse al crecer de forma libre a partir del líquido [55].

Como se mencionó anteriormente, el titanio es fuerte formador de carburos y nitruros, los cuales tienden a tener un aspecto más globular y actuar como centros de nucleación durante la solidificación, por lo que se ha considerado como un elemento refinador de la fase carburo en fundiciones base hierro con alto contenido de cromo. En un trabajo de investigación realizado por

Haik M. y colaboradores [56] el refinamiento de la fase carburo se atribuyó a la formación de carburos primarios globulares TiC a través de la reacción entre el Ti y carbono, lo cual también fue favorecido por la adición de inoculantes, dando lugar a la nucleación heterogénea del carburo M_7C_3 .

Como resultado, la resistencia al desgaste de las aleaciones se vio favorecida debido a la presencia de carburos de elevada dureza. Una ventaja importante de este tipo de carburos es su bajo grado de aglomeración e interconexión lo que puede ser favorable para mantener un grado aceptable de tenacidad.

Tungsteno

Cuando se agrega W, a un acero se puede dar lugar a la formación de carburos del tipo WC, W_6C , W_3C , sobre la matriz, por lo que se puede aumentar considerablemente la dureza y resistencia al desgaste de las aleaciones [57,58]. La estequiometría y distribución del carburo de W a obtenerse depende de la composición química, condiciones de enfriamiento y de la presencia de otras fases que pueden favorecer su formación.

El incremento en la adición de W da lugar a la formación de un mayor volumen de carburos, debido a su baja solubilidad en la austenita, por lo tanto, cuanto más tungsteno se añade, mayor es la dureza y la resistencia al desgaste [59]. Sin embargo, se ha reportado que las adiciones de tungsteno mayores del 1,0% en peso pueden reducir la tenacidad de las aleaciones debido a la formación de carburos eutécticos en combinación con otros elementos formadores de carburos los cuales presentan un alto grado de interconexión. La formación de carburos del tipo WC en aceros no ha sido reportada debido a la alta temperatura requerida para su formación, por lo que la adición de este tipo de carburos como fase de refuerzo se realiza por metalurgia de polvos y estos carburos son obtenidos por reducción carbotérmica, este tipo de carburo es altamente deseable debido a su elevada dureza (2600 HV). Estudios previos realizados por el grupo de investigación han demostrado que es posible formar carburos del tipo (Ti, W) C directo de colada mediante el control adecuado de la temperatura de vaciado y la composición química en hierros blancos con alto contenido de cromo.

De acuerdo con estos investigadores, la formación de carburos de tipo (Ti,W) C durante la solidificación consume una cantidad considerable de carbono para su formación debido a su

relación estequiométrica 1:1 metal-carbono, lo que reduce el volumen de carburos eutécticos de menor dureza y mayor grado de interconexión [60].

Anijdan y colaboradores [61] demostraron que la adición de tungsteno mejora considerablemente las propiedades mecánicas de la aleación Fe-28.84Cr3.03C con alto contenido de cromo, esto debido a la presencia de carburo de tungsteno WC en la matriz de la microestructura con un aumento de 1 % a 2,5% en peso del contenido de tungsteno. Aunque se observaron carburos de tungsteno, los mecanismos de refinamiento de los carburos primarios no fueron discutidos.

Lv y colaboradores [62] analizaron como tener una mejor distribución y formación de carburos primarios en la matriz de la microestructura, por lo que se le añadió un contenido de 2.75% en peso de W a la aleación Fe24-45Cr-3.08 con alto contenido de cromo. Como resultado de la adición de W se dio la formación de carburos de tipo WC_{1-x} , $W_6C_{2.54}$ y CW_3 sobre la microestructura de aleación, debido a la formación de estos carburos hubo un consumo de carburo en la matriz, lo que produjo una disminución en la fracción de volumen de carburos primarios.

Yamamoto y colaboradores [63] reportaron que la adición de W en contenidos de hasta 15% en peso produjo un incremento en el volumen de carburos primarios del tipo M_7C_3 , en una aleación con alto contenido de cromo y carbono Fe-25Cr-4.5C, por lo que se observaron carburos primarios masivos como se muestra en la Fig. 8. En este caso, el W también se disuelve en carburo M_7C_3 sustituyendo los átomos de Fe y Cr, causando una distorsión de este con altos niveles de adición de W. La presencia de estos carburos es favorable para mejorar la dureza y resistencia al desgaste en este tipo de aleaciones, la presencia de carburos de gran tamaño tiene un impacto negativo sobre la tenacidad del material, por lo que el refinamiento de esta fase resulta de gran interés.

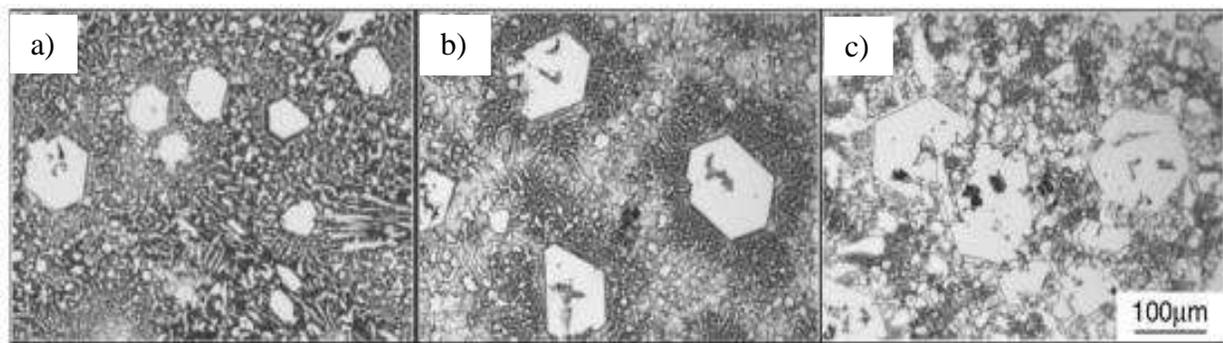


Fig. 8 Efecto del tungsteno sobre la microestructura de un HCCI Fe-25Cr-4.5C hipereutéctico en condiciones de colada con diferentes adiciones de tungsteno: a) 0% W, b) 3% W, c) 15% W [63].

Manganeso.

W. Zhuang y colaboradores [64] analizaron la microestructura y propiedades de un acero con alto contenido de Mn aleado con Ti, como resultado microestructuralmente se obtuvo una matriz austenítica con una dispersión de carburos TiC, en donde propiedades como la resistencia a la tensión, dureza y la resistencia al desgaste fueron medidas y comparadas con un acero con alto contenido de Mn, pero sin aleación de Ti. Estos investigadores observaron que el tamaño de grano del acero con alto contenido de Mn aleado con Ti fue refinado, mejorando así la dureza y resistencia al desgaste del acero. Se observó un incremento de dureza de 23 HRC a 53 HRC en comparación con el acero sin aleación de titanio debido a la formación de carburos, sin embargo, la resistencia a la tensión disminuyó debido a la aglomeración e interconexión de los carburos formados.

H. Oscar y colaboradores [65] evaluaron los cambios microestructurales en los aceros austeníticos aleados con un contenido de 9 y 13% de Mn y un contenido 1.4-2.0 % de Cr en peso. Analizaron los ciclos térmicos de temple y revenido sobre la estabilidad de la fase austenítica y en la presencia de precipitados secundarios de hierro $(Fe, Mn)_3C$ y cromo $(Fe, Cr)_7C_3$.

Como resultado del tratamiento térmico de revenido a 800°C se obtuvo una microestructura de matriz austenítica con formación de carburos en los límites de grano. La fase austenítica por efecto de la adición de elementos como el Mn y el Cr forma precipitados de carburos secundarios ocasionando una disminución del carbono en la interface austenita/carburo, por ello la etapa de disolución rápida se lleva a cabo en menor tiempo, las formaciones de los precipitados en los límites de grano de la austenita se pueden observar en la Fig. 9, esto no es favorable ya que la resistencia disminuye al haber una mayor interconexión de estos en la periferia.

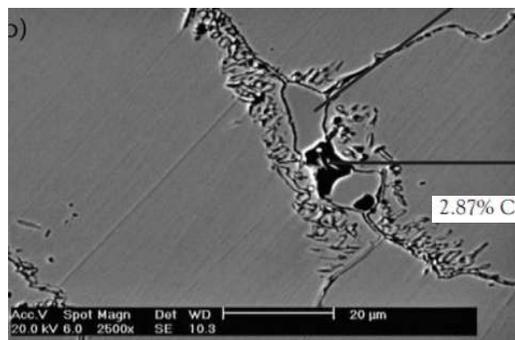


Fig. 9 Microscopía electrónica de barrido de la aleación templada en agua y revenido a 800°C

[66].

CAPITULO III. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

El presente trabajo de investigación se basará en las siguientes etapas mostradas en el diagrama de flujo de la Fig. 10.

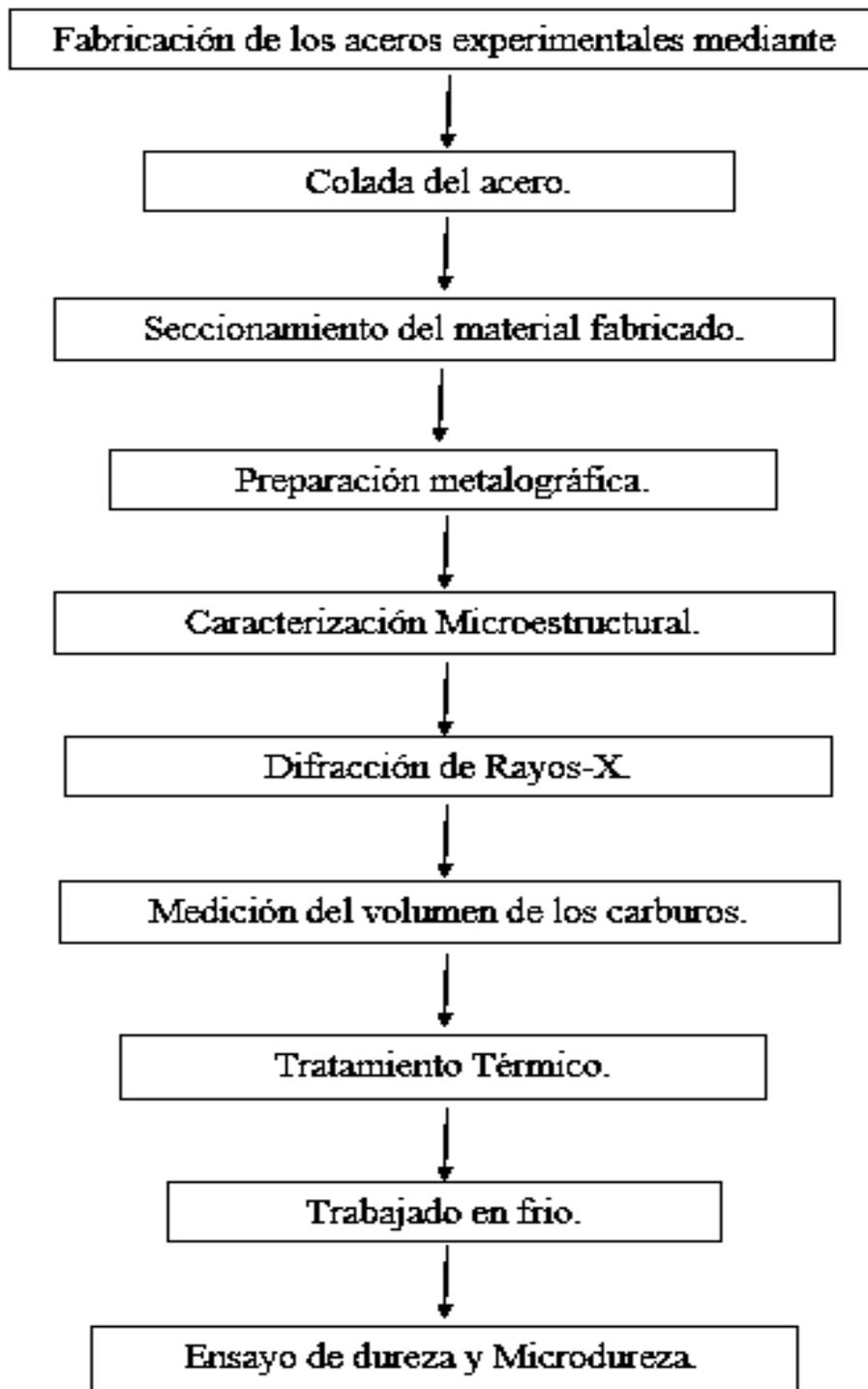


Fig. 10 Diagrama de flujo de la metodología durante el desarrollo del proyecto.

3.1 Fabricación del material.

Para la fundición de las aleaciones se realizó el cálculo de carga estimado para fundir 5 kg de material; para determinar la cantidad de elementos puros y ferroaleaciones que son necesarios para obtener diferentes composiciones químicas de las aleaciones.

Como se observa en la Tabla 6, las composiciones nominales muestran dos aleaciones con la composición química deseada, la aleación con 0.3% de Mn en peso que se considera como la base y se identifica como 1E, la aleación con 10% de Mn en peso que se distingue como 2E.

Tabla 6. Composición química de los aceros aleados fabricados (% en peso).

Aleación	%C	%Mn	%Mo	%Ni	%Cr	%Co	%Si	%Ti	%W	%Fe
1E	1.5	0.3	1	6	1	1	0.3	3	6	Bal
2E	1.5	10	1	6	1	1	0.3	3	6	Bal

Cabe mencionar, que algunos de los elementos tales como el manganeso, níquel, cromo, titanio, tungsteno entre otros, se añadieron a la carga metálica en su forma comercialmente pura. Por otro lado, para la adición de los elementos faltantes; se añadieron ferroaleaciones; las cuales, son a su vez también aleaciones que poseen el elemento de interés acompañado de otros elementos que deben ser considerados en el cálculo de la carga, ya que se agregan de forma simultánea en la composición.

3.2 Colado del acero.

La fabricación del acero aleado se realizó por medio de una fundición en un horno de inducción al vacío con capacidad de 5 kg, en donde solo se fundió un total de 4.5 kg y se vació a una temperatura aproximadamente de 1500°C en una lingotera que se encuentra dentro del horno para obtener lingotes de 10x20x20 cm como se observa en la Fig. 11, este procedimiento se llevó a cabo para las dos aleaciones a fabricar que presentan diferentes contenidos de titanio y tungsteno. Finalmente, la lingotera con el acero fundido se retiró del horno después de una hora aproximadamente.

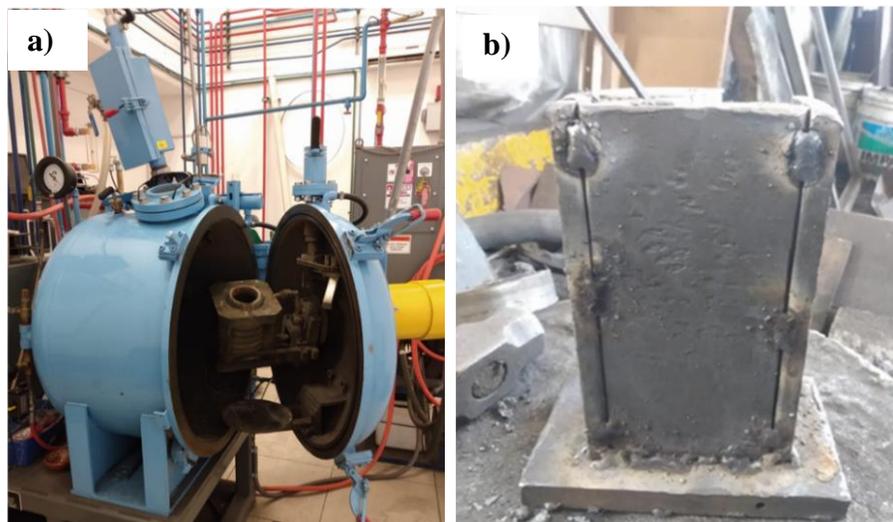


Fig. 11 a) Horno de inducción al vacío marca Consarc, b) Acero fundido en la lingotera.

3.3 Seccionamiento del material fabricado.

Las barras se seccionaron con una cortadora metalográfica de la Fig. 12 con la finalidad de evitar el calentamiento del material que pueda ocasionar un daño a la microestructura. Se obtuvieron muestras de 10 x 10 x 10 mm para llevarlo a caracterización.



Fig. 12 Cortadora metalografica Buehler® modelo AbrasiMet 250.

3.4 Preparación metalográfica.

En la Fig. 13 muestra la preparación metalográfica en la pulidora de la marca Buehler, modelo MetaServ 250; se utilizó papel abrasivo de carburo de silicio de grados 120, 240, 320, 400, 600, 800, 1200. Posteriormente, fueron sometidas a un pulido fino con suspensión de diamante de 6 y 1 μm sobre un paño de nylon.

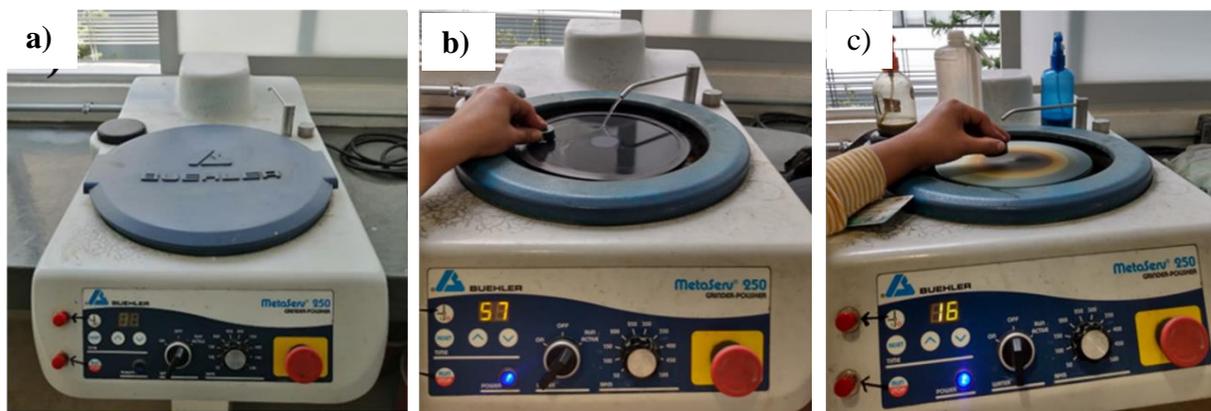


Fig. 13 a) Pulidora Marca Buehler modelo MetaServ, b) Desbaste del acero con ligas de SiC, c) Se utilizó una lija de 250 para el pulido de las muestras con paño de nylon y pasta de diamante.

Por último, se atacaron las muestras con el reactivo Nital al 2% cuya composición se encuentra en la tabla 7, para revelar la microestructura, generar mayor contraste y cuantificar la fracción de las fases Fig.14.

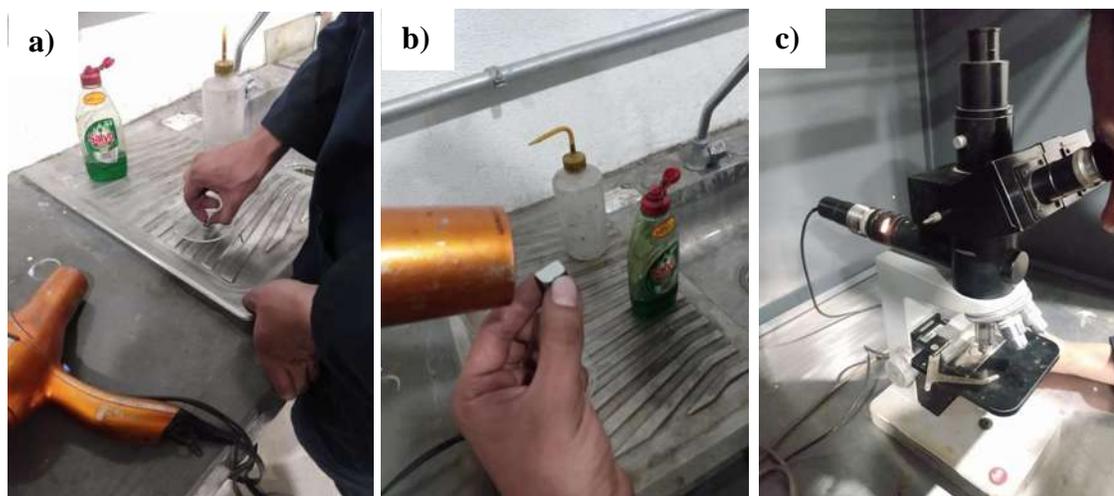


Fig. 14 a) Muestra siendo atacada con el reactivo Nital al 2% por 5 segundos, b) Secado de la muestra, c) Por último se observa en el microscopio.

Tabla 7. Composición del reactivo Nital al 2%.

REACTIVO	COMPOSICIÓN
Nital	2% Vol. de ácido nítrico 98% Vol. de alcohol metílico

3.5 Caracterización microestructural.

Una vez preparada las muestras se llevó a cabo la caracterización de los aceros fabricados en condiciones de colada mediante microscopía óptica MO como se observa en la Fig.15.

**Fig. 15** Microscopio marca Nikon modelo Epiphot 300.

Mediante Microscopía electrónica de barrido (MEB), se realizó un microanálisis por espectroscopía de energía dispersiva (EDS), en el cual también se obtuvieron mapeos y análisis químicos. Además, se observó la microestructura por medio de electrones retrodispersados para obtener un mayor contraste Fig. 16.



Fig. 16 Microscopio electrónico de barrido marca Jeol modelo 7600.

3.6 Difracción de Rayos-X.

Se sometió a ensayos de Difracción de Rayos-X con el difractor de la Fig. 17, para identificar y cuantificar las fases presentes en la aleación de acuerdo con los picos característicos de difracción de cada una de las fases presentes en la aleación. El ensayo se repitió para cada muestra en un difractor utilizando radiación $\text{Cu-K}\alpha$ en un rango de 2θ de 30 a 90° .



Fig. 17 Difractor de Rayos-X marca Bruker® modelo D8 Advance Davinci.

3.7 Medición de volumen de los carburos.

Se realizó la cuantificación del volumen de los carburos presentes en condiciones de colada, mediante el análisis de imágenes obtenidas del Microscopio Electrónica de Barrido (MEB) para la aleación 1E y la aleación 2E, estas imágenes fueron digitalizadas para llevar a cabo la cuantificación.

Como se observan las microestructuras de las Fig.18 y 19 la distribución que presentan los carburos en toda la matriz y así mismo el contraste entre los carburos MC que se encuentra marcados de color rojo y la matriz austenítica, permitiendo de esta manera calcular el volumen de carburos con la ayuda del Software Sigma Scan Pro versión 5.0.

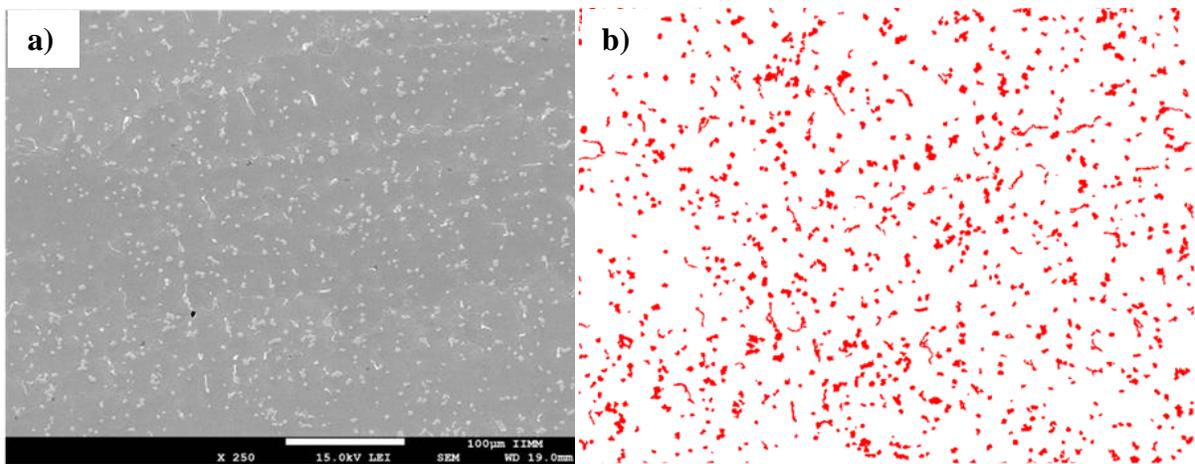


Fig.18 a) Micrografía MEB de la aleación 1E, b) micrografía tomadas del software Sigma Scan.

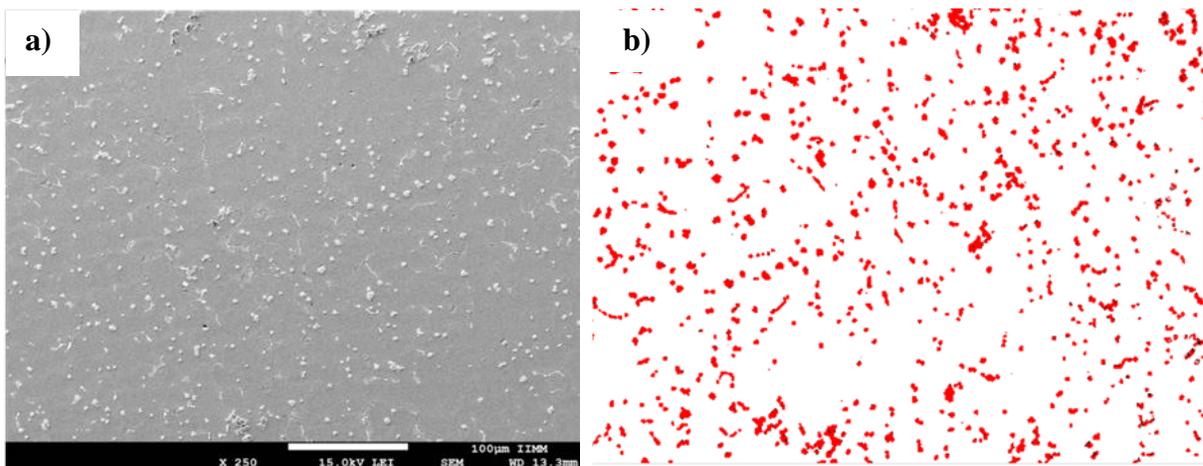


Fig.19 a) Micrografía MEB de la aleación 2E, b) micrografía tomadas del software Sigma Scan.

3.8 Tratamiento térmico.

El tratamiento térmico de temple se llevó a cabo en una mufla de calentamiento por medio de resistencia eléctrica en atmosfera de aire como se observa en la Fig.20. Las muestras se mantuvieron por un tiempo de 30 min. a una temperatura de 750°C y se enfriaron mediante salmuera.



Fig.20 Horno eléctrico marca Carbolite™

3.9 Endurecimiento en frío.

Como se puede observar en la Fig. 21 la aleación 1E y 2E se deformaron en todas las caras de la muestra con la ayuda de un marro. Este trabajo en frío se llevó a cabo con la finalidad de aumentar la dureza mediante la deformación por efectos del manganeso.



Fig. 21 a) Trabajo en frío de la aleación 2E, b) Muestra deformada.

Este trabajo en frío se realizó con la finalidad de tener una fase martensítica y así mismo obtener un alto grado de dureza. Para ello, fue necesario volver a realizar la preparación metalográfica para su análisis. Para una mejor preparación de las muestras, como se observa en la Fig. 22 se optó por montarlas en baquelita, que se trata de un polvo conductor termoestable fenólico relleno de grafito y mineral de la marca Buehler®.

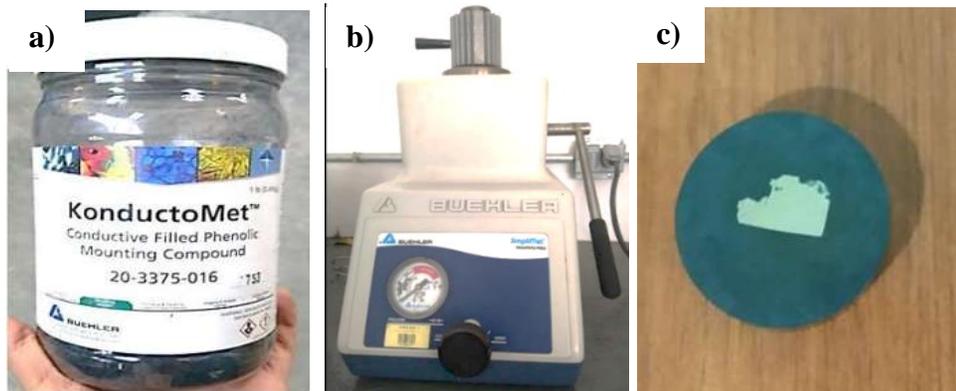


Fig. 22 a) Frasco de baquelita conductora, b) Prensa de montaje de la marca Buehler del modelo SimpliMet Mounting Press, c) Muestra montada en la baquelita.

3.10 Ensayo de dureza y microdureza.

La dureza general de las aleaciones fabricadas se realizó sobre la superficie de estas, con un durómetro como se observa en la Fig. 23 en escala Rockwell en escala C. Se utilizó un indentador de diamante con una carga de 100 gr por 15 segundos para la medición de dureza. También se obtuvieron microdurezas con una carga de 50 gr.



Fig.23 Durómetro para la medición de dureza HRC.

CAPITULO IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

A continuación, se muestran los resultados obtenidos durante la investigación, en donde se discuten y comparan con lo reportado por otras investigaciones. Durante la investigación se fabricaron 2 aleaciones con alto carbono y distintos contenidos de Mn. Las adiciones de los principales elementos de la aleación fueron 3% Ti, 6 % W en peso y una variación del 0.3 y 10 % de Mn en peso.

4.1 Caracterización en condiciones de colada.

4.1.1 Composición química.

Los análisis químicos realizados para cada uno de las muestras tomada de las aleaciones en condiciones de colada se muestran en la tabla 8, donde se puede observar la variación en la composición de los elementos como el Manganeso de un 0.3% y 10% en peso, para obtener diferentes fases en la microestructura atribuyéndolo a los principales elementos de la aleación como son Ti, W y Mn.

Tabla 8. Composición química de los aceros aleados fabricados (% en peso).

Aleación	%C	%Mn	%Mo	%Ni	%Cr	%Co	%Si	%Ti	%W	%Fe
1E	1.57	0.31	1.59	5.80	1.13	1.14	0.36	2.93	6.54	Bal
2E	1.62	9.95	1.03	6.53	1.06	1.03	0.33	3.36	6.03	Bal

4.1.2 Predicción termodinámica de las fases en equilibrio.

La Fig. 24 muestra la predicción termodinámica de la aleación 1E y la aleación 2E con la ayuda del software JMatPro (Java-Sabed Materials Properties), donde se observa el porcentaje en peso de cada una de las fases presentes en función de la temperatura.

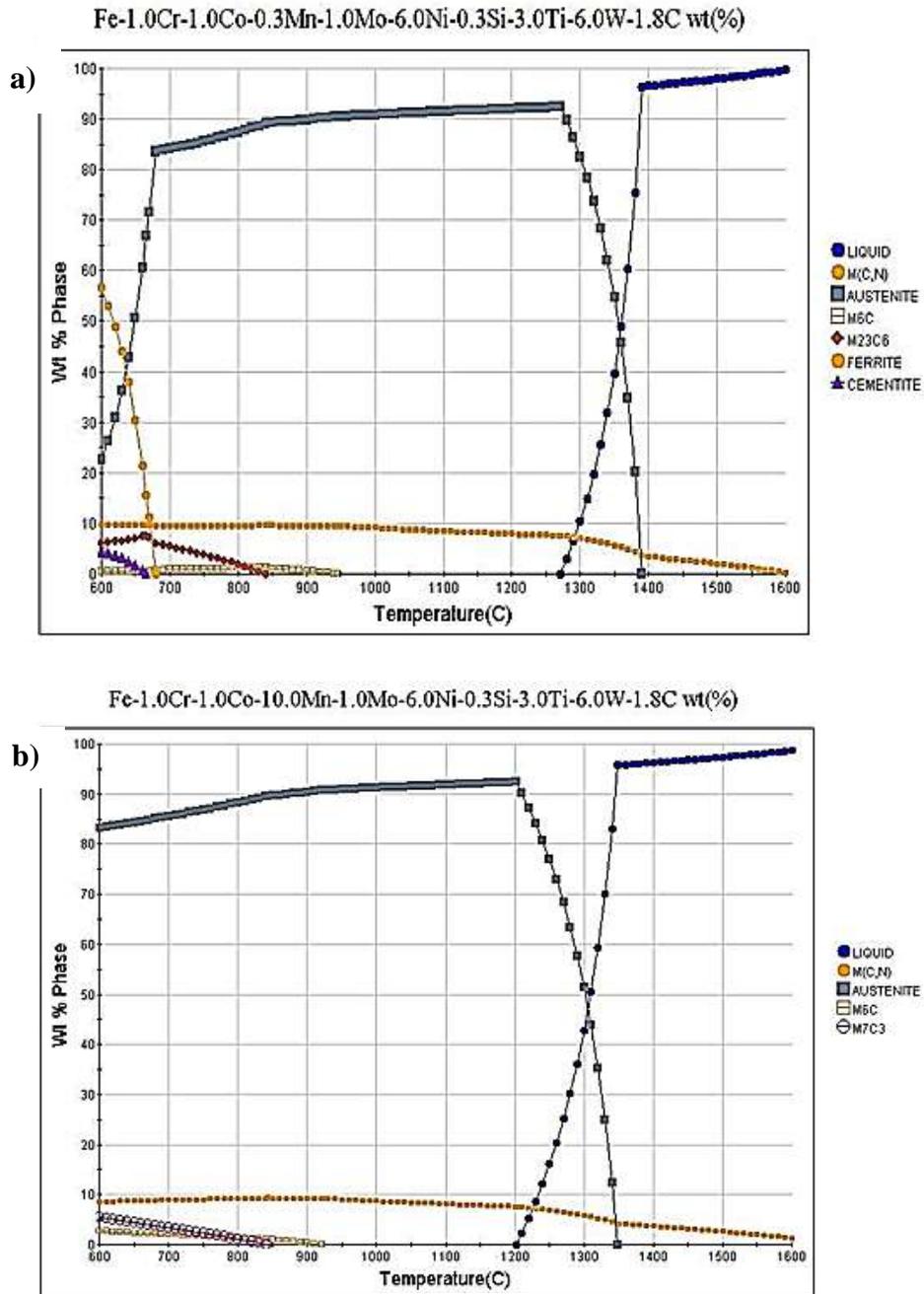


Fig. 24 Diagramas de fases de las aleaciones: a) 1E y b) 2E.

Con base a las predicciones termodinámicas de las aleaciones 1E y 2E, es posible observar algunas diferencias entre las Fig.24 a) y b). La principal diferencia importante que se puede notar en los diagramas es la temperatura que da inicio la solidificación de la austenita, en el caso de la aleación 1E sucede alrededor de una temperatura de 1389.9°C y 1400°C, alcanzando un porcentaje máximo de 93% de peso en la aleación, por otra parte, en el caso de la aleación 2E inicia a una temperatura

aproximadamente de 1348°C, por lo tanto, como se observó la primera en solidificar entre ambas aleaciones es la aleación 1E. Así mismo, se puede observar que en el caso de la aleación 1E se tiene una transformación de la austenita a la ferrita que inicia alrededor de una temperatura de 700°C. Cabe señalar que estas transformaciones se dan en condiciones de equilibrio, por lo que en un sistema real la austenita se puede retener mediante un enfriamiento severo en donde podemos obtener una transformación de austenita a martensita. Además, se observa la presencia de carburos del tipo $M_{23}C_6$ y cementita. En el caso de la aleación 2E se incrementa la estabilidad de la fase austenita, donde además existe una mayor solubilidad del carbono en esta fase, así también se tiene la formación del carburo tipo M_7C_3 como se observa en la Fig.25

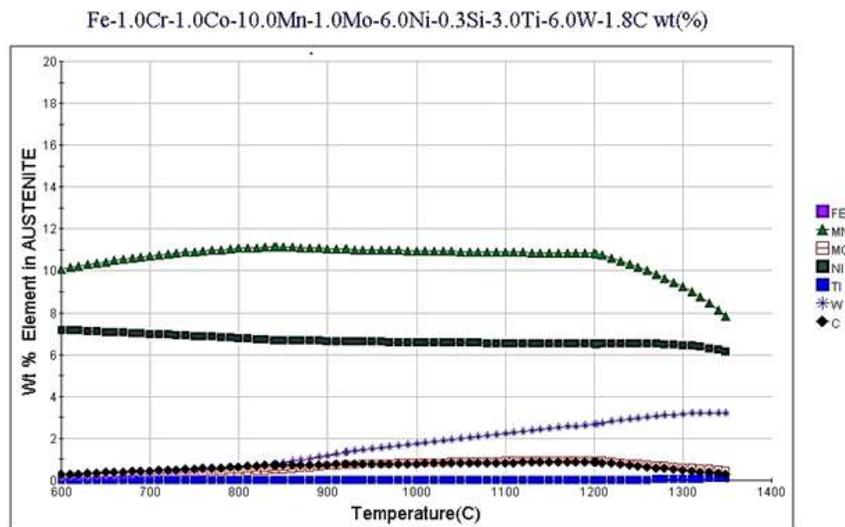


Fig. 25 Predicción termodinámica de la composición química de la fase austenita de la aleación con 10Mn-3Ti-6W%.

Como se muestra en la Fig. 25 al incrementar la solubilidad del carbono en la austenita reduce la cantidad de carbono disponible para la formación de carburos. Por lo tanto, se puede observar que el Mn tiene un efecto significativo sobre la estabilidad de esta fase. Como se sabe, se trata de un elemento gamagénico que puede ampliar el rango austenítico, así como también el Níquel que actúa como un estabilizador de la fase austenita [65].

Por otro lado, las fases que se obtienen en condiciones de colada normalmente corresponde a fases de alta temperatura, como es el caso de la fase carburo MC que se observa en la Fig. 24, este tipo de carburos actúan como nucleantes debido a que se forman a elevadas temperaturas en la fase líquida.

La formación de la fase carburo MC, la cual está compuesta principalmente por titanio, tungsteno y carbono como se observa en el diagrama de la Fig. 26, en donde el porcentaje en peso del titanio en el carburo empieza a disminuir conforme disminuye la temperatura, incrementando el contenido de tungsteno disuelto, siendo estos elementos afines junto con el carbono para la formación del carburo MC.

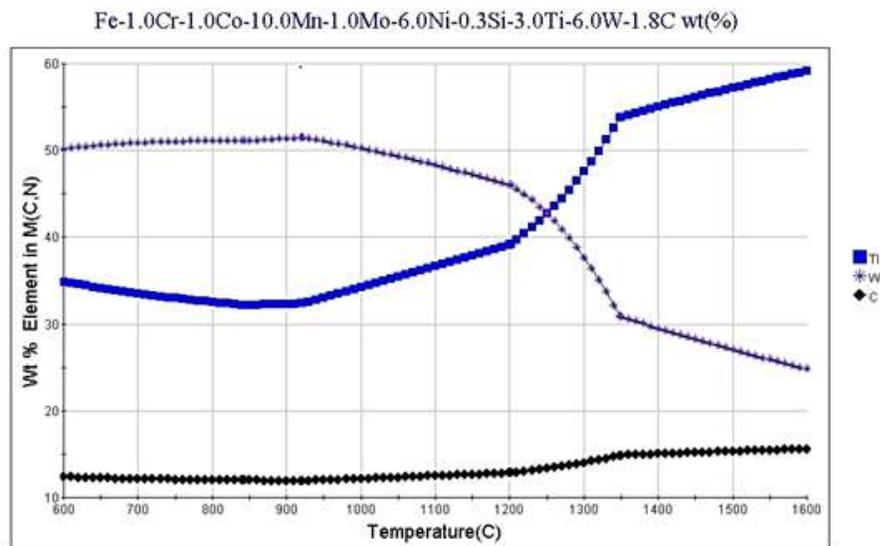


Fig. 26 Diagrama de porcentaje en peso de la formación de la fase carburo primario MC de la aleación 2E.

El mecanismo de formación del carburo primario MC consiste en la formación de un núcleo compuesto por Ti y C en el que puede estar presente pequeños contenidos de Nitrógeno, por lo que la estequiometría de este carburo es predominantemente TiC. El crecimiento de esta partícula permite el empobrecimiento de Ti en el líquido circundante dando lugar a la solución de W para favorecer el crecimiento del carburo (TiW)C, el cual puede ser considerado como una solución sólida que incrementa en su contenido de W desde el centro a la periferia.

4.1.3 Caracterización por microscopio óptico.

En las imágenes que se muestran en la Fig.27 se observan las microestructuras de las aleaciones fabricadas; aleación 1E y aleación 2E.

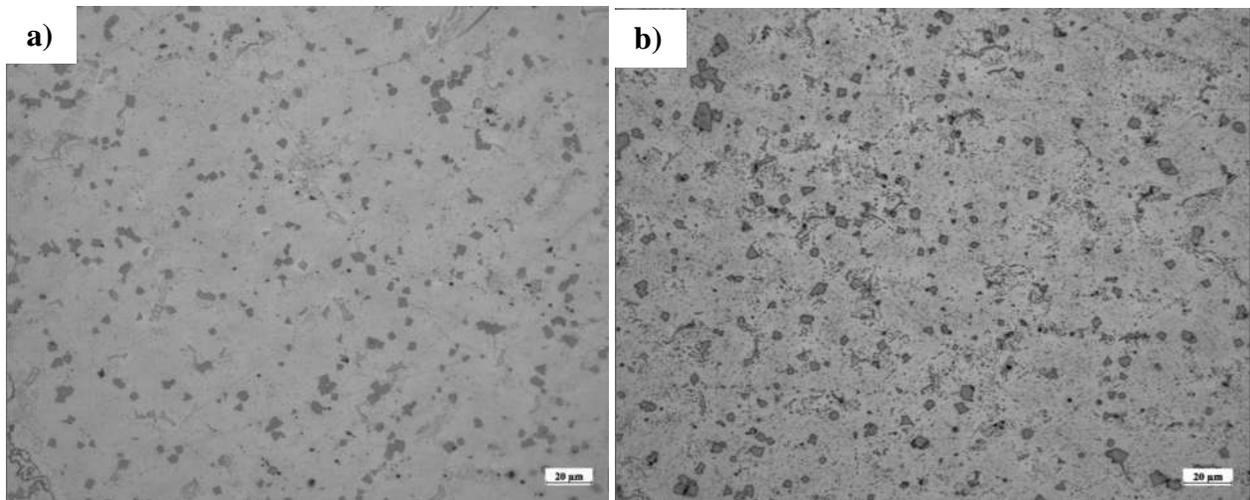


Fig. 27 Micrografías del Microscopio Optico de las aleaciones: a) 1E y b) aleación 2E.

Como se observa en la Fig. 27, la microestructura está compuesta por carburos primarios embebidos en una matriz austenítica, así mismo, se observa que estos carburos presentan una distribución relativamente uniforme en la matriz. A simple vista no se observa una notable diferencia en el volumen de carburo en ambas aleaciones, sin embargo, las predicciones termodinámicas mostraron una pequeña diferencia de alrededor de un 3% en volumen.

En la Tabla 9 se muestran los resultados de la cuantificación realizada mediante el software de análisis de imágenes Sigma Scan Pro.

Tabla 9. Porcentaje en volumen de carburo para la aleación 1E y 2E.

Acero 1E (0.3% Mn).	Acero 2E (10% Mn)
9.93%	6.56 %

Como se mencionó anteriormente, el Manganeso es un fuerte estabilizador de la fase austenítica la cual al incrementar el contenido de Mn, el volumen de carburos disminuye como se puede observar en la tabla 9, por lo tanto, con base a los resultados de la cuantificación de la fase carburo, la aleación 2E dio como resultado una mayor estabilización y cantidad de la fase austenítica, siendo una fase rica en carbono pero con un bajo porcentaje de carburos del 6.56% a diferencia de la aleación 1E que presenta una mayor fracción de volumen del 9.93% .

4.1.4 Caracterización por microscopía electrónica de barrido (MEB).

En la Fig. 28 se puede observar las micrografías de las aleaciones fabricadas obtenidas mediante el Microscopio Electrónica de Barrido.

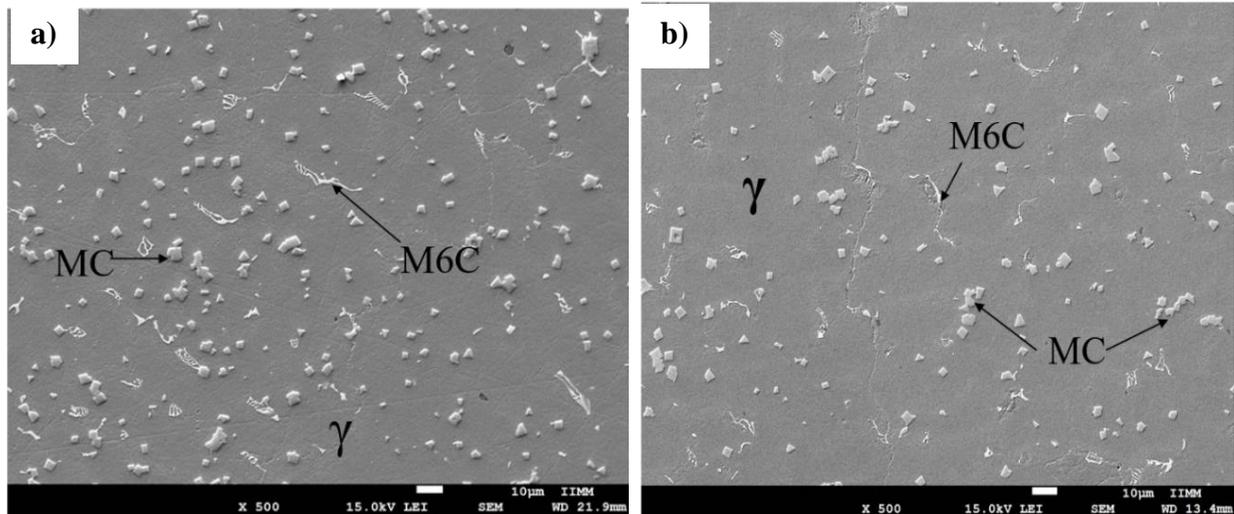


Fig. 28 Micrografías obtenidas del MEB de los aceros fabricados: a) 1E y b) 2E.

Como se puede observar en ambas aleaciones Fig.28 a) y b) las microestructuras están compuestas por carburos del tipo $(TiW)C$ y pequeñas cantidades de carburos tipo M_6C en una matriz austenítica. Las fases presentes en las aleaciones que se reflejan en las microestructuras concuerdan con las fases observadas en las predicciones termodinámicas obtenidas mediante el programa JmatPro mostradas anteriormente en la Fig. 24, donde se indica que durante la solidificación de la aleación 1E se promovió la formación de carburos primarios tipo $(TiW)C$ los cuales se forman en las primeras etapas de solidificación como fase primaria por lo que quedan embebidos en la matriz austenítica, debido a que los carburos tipo MC se forman principalmente a elevadas temperaturas por los contenidos aleantes, como han sido reportadas por diferentes investigadores [5,52,57].

La presencia de pequeñas cantidades de carburo del tipo M_6C se atribuye a la técnica de fusión utilizada donde la disolución del Fe-W no se llevó a cabo por completo cuando ya estaba disuelto el titanio debido a la gran diferencia en los puntos de fusión. De acuerdo a la termodinámica, nos indica que el carburo $(Te)C$ es la primera fase en precipitar durante la solidificación, seguida por la fase austenita y finalmente la formación de carburos M_6C . La presencia de las fases que se mencionaron anteriormente en cada una de las aleaciones fabricadas también se demostraron mediante el análisis por difracción de Rayos-X como se observa en la Fig. 29

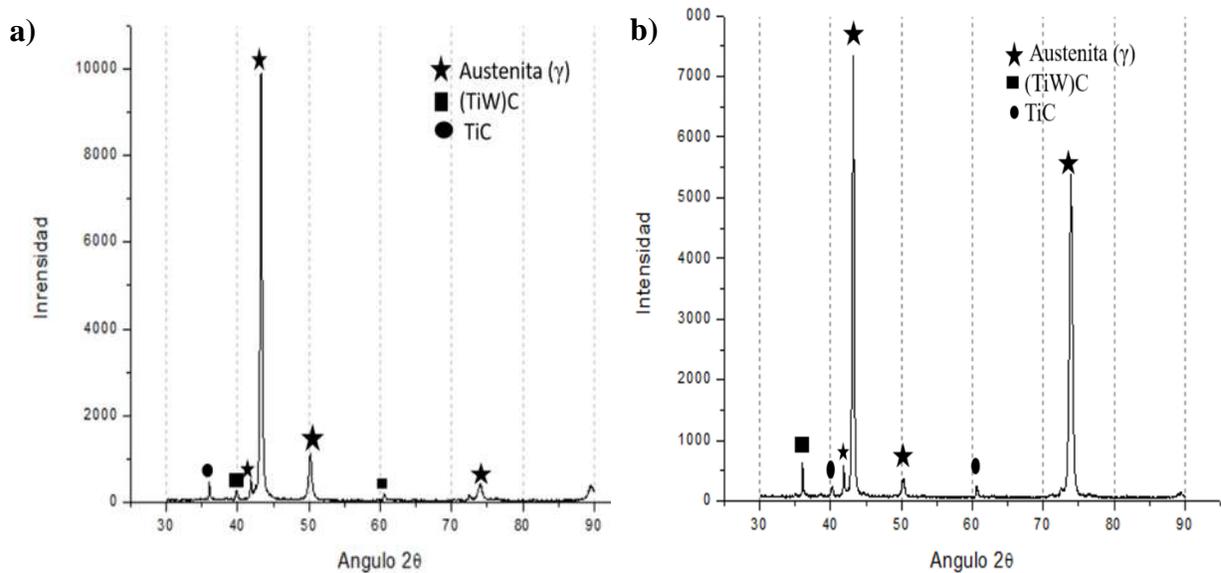


Fig.29 Patrón de difracción de rayos X de la aleación con: a) 1E y b) 2E.

De acuerdo con los resultados obtenidos se puede observar que en ambas aleaciones se tiene una matriz altamente austenítica, como también se tiene la presencia de la fase carburo TiC y carburos tipo (TiW)C en mayores volúmenes, como fue calculado anteriormente. Como se puede observar en la Fig. 30 a una mayor magnificación la presencia de los carburos (TiW)C y los carburos M_6C dispersos en la matriz.

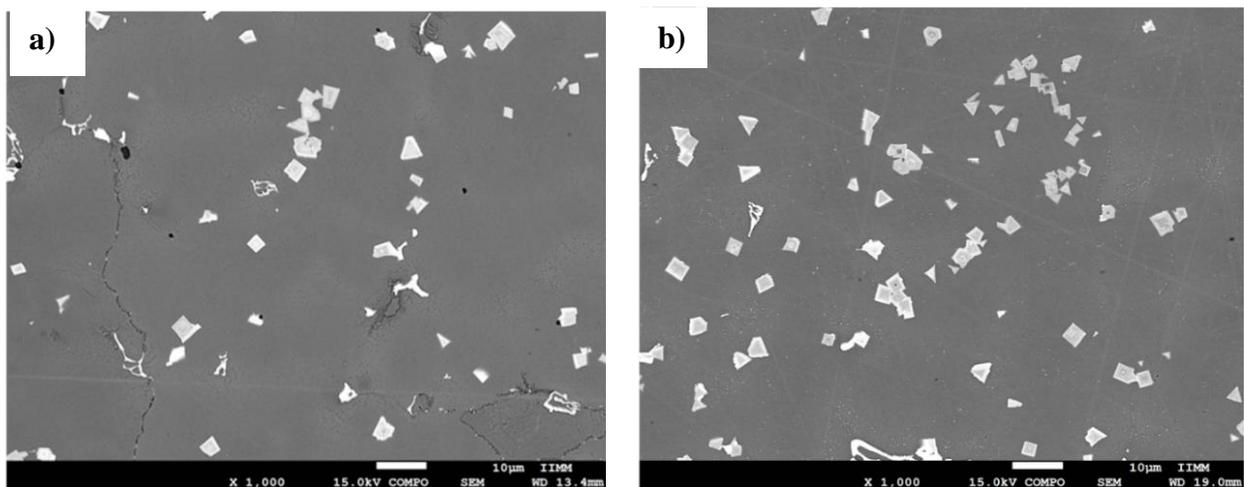
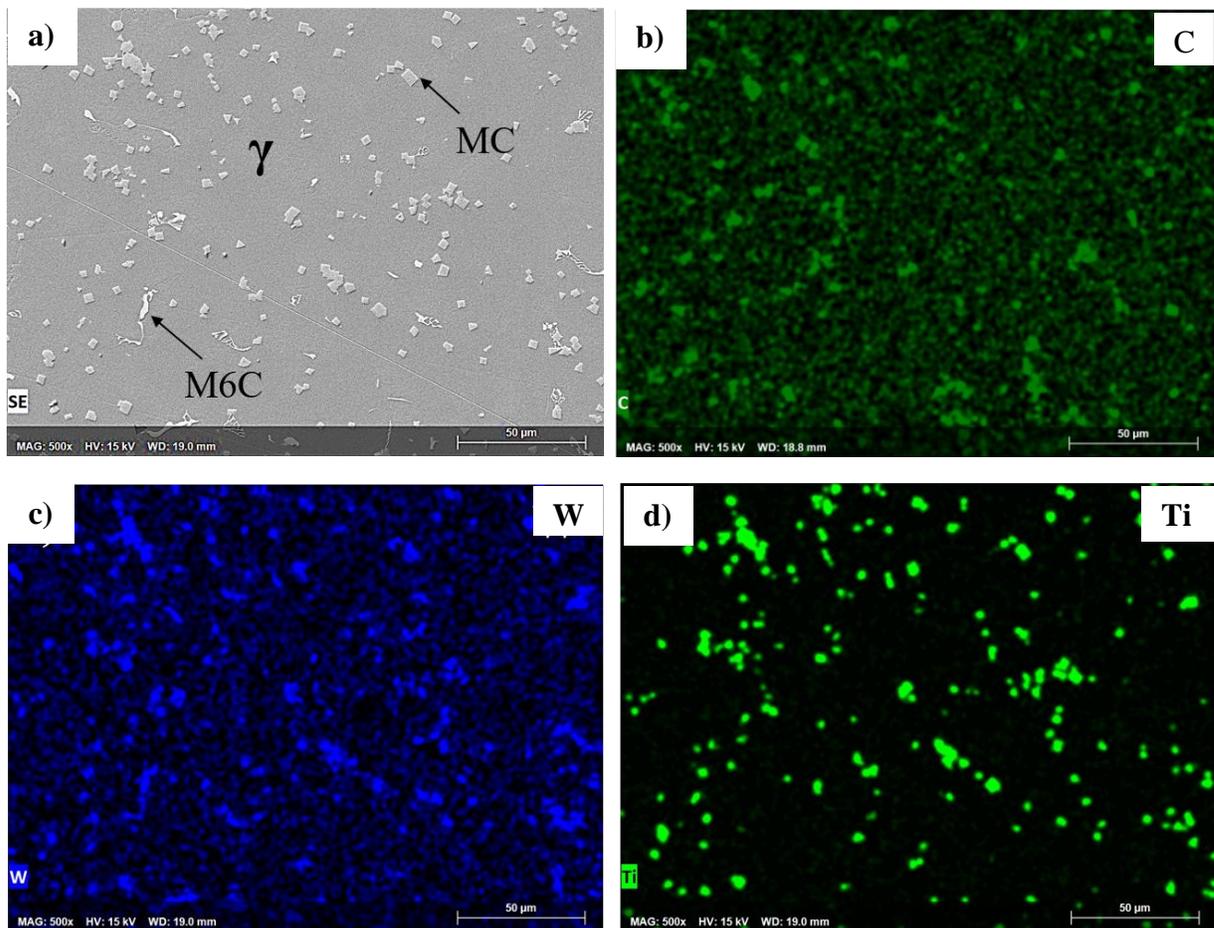


Fig. 30 Microestructura de electrones secundarios de aleación: a) 1E, b) 2E.

En las imágenes anteriores se pueden identificar con más claridad la presencia de los carburos tipo (TiW)C en la matriz austenita, por otro lado, estos carburos se encuentran bien distribuidos sobre la matriz ya que su formación sucede durante las primeras etapas de solidificación, atribuyéndole altos grados de dureza y por lo tanto altas resistencias al desgaste, como ha sido reportado por diversos investigadores [39,46,56,].

Los principales elementos que forman el carburo (TiW)C como son el Titani, Tungsteno y Carbono principalmente como se muestra en la Fig. 31, en donde se puede observar los mapeos elementales que señalan la distribución de cada uno de los elemnetos principales para la aleacion 1E.



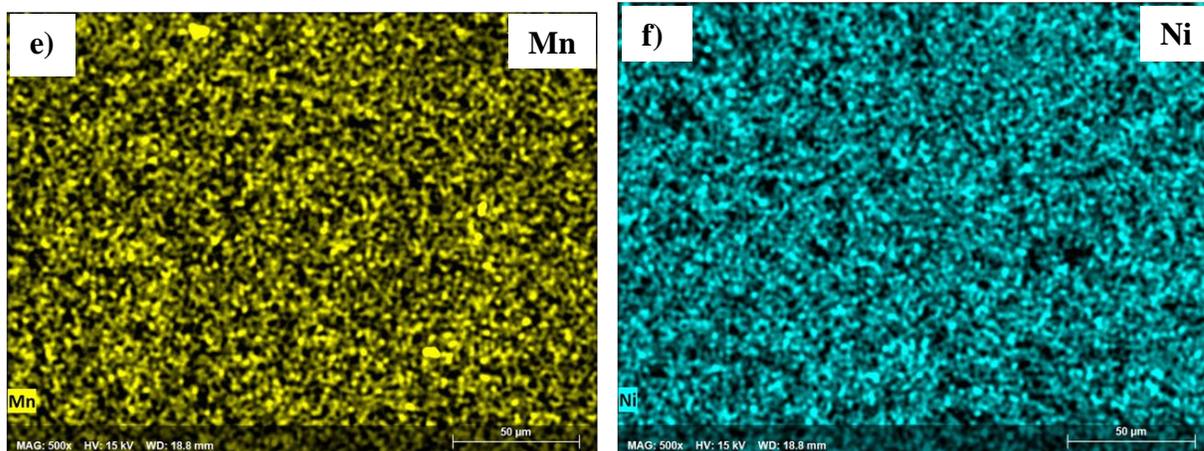
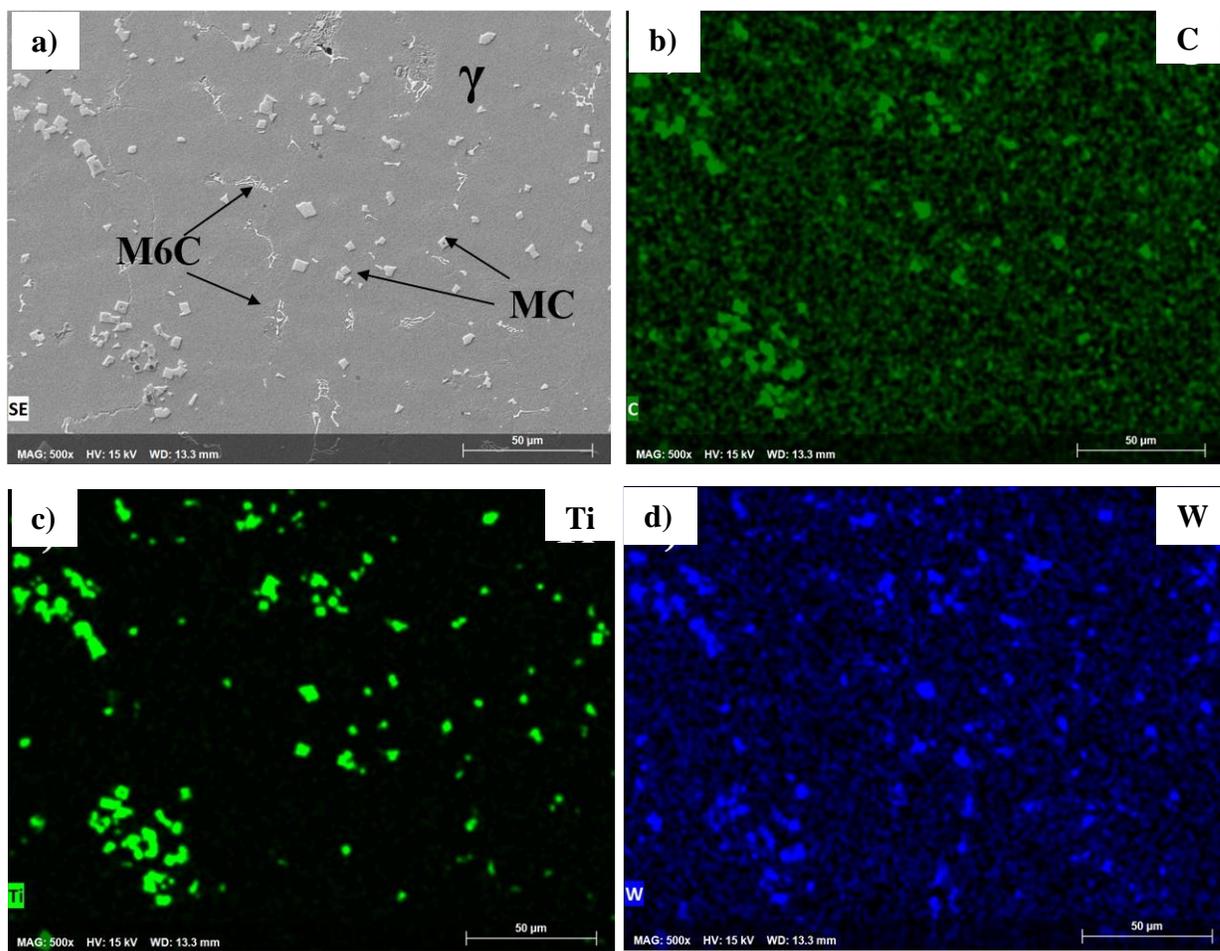


Fig. 31 Micrografía MEB y mapas de elementos EDS para C, Ti, W, Ni, Mn, en la aleación 1E.

Por otro lado, también se llevó a cabo una serie de mapeos para la aleación 2E, con fines comparativos como se observa en la Fig.32.



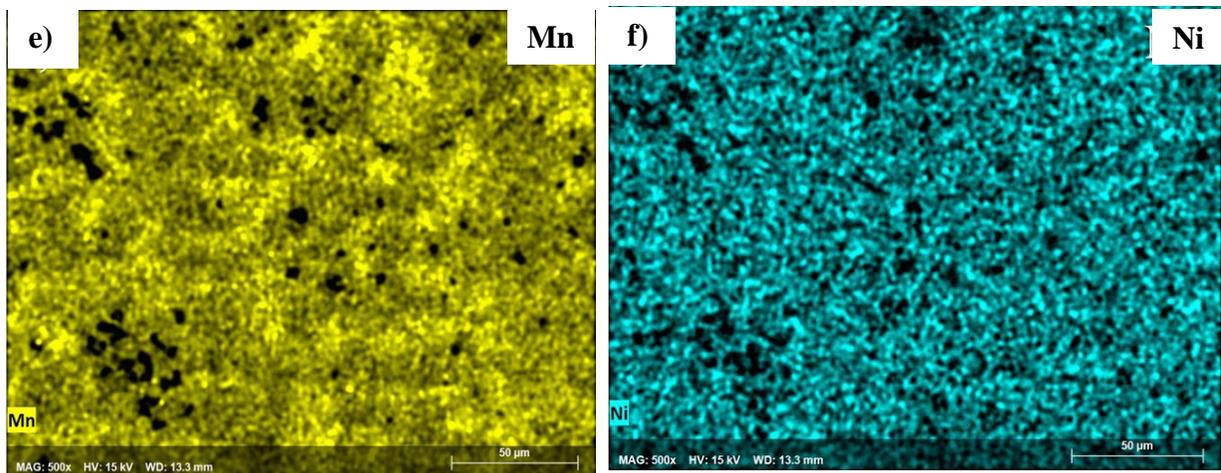
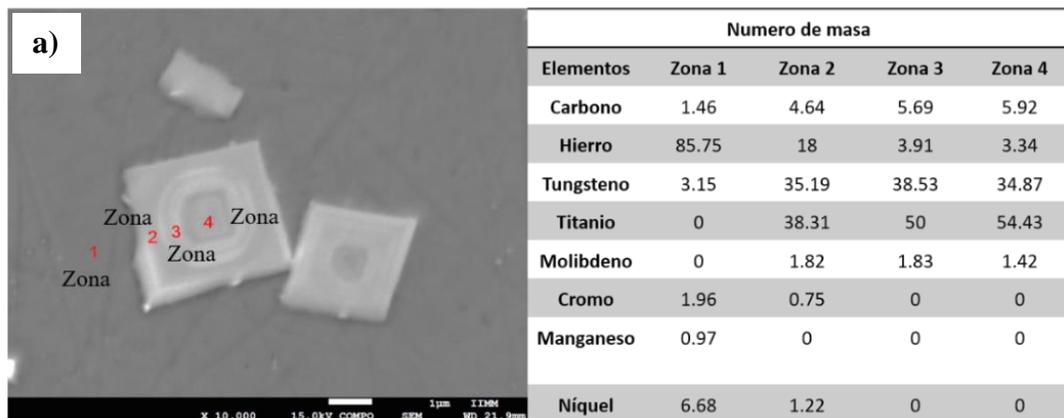


Fig.32 Micrografía MEB y mapas de elementos EDS para C, Ti, W, Ni, Mn, en la aleación 2E.

En las Fig.31 y 32 se puede observar que el Titanio, el tungsteno y carbono son los elementos principales formadores del carburo (TiW)C, estos elementos también se encuentran disueltos en la matriz, pero en pocas proporciones, a comparación del Níquel y Manganeso que permanecen disueltos en la matriz en su totalidad, trayendo consigo buenas propiedades mecánicas como una alta dureza.

Como se mencionó anteriormente, la distribución de estos elementos y el número de masa en el carburo (TiW)C varía de acuerdo a la disminución de temperatura; para una mejor identificación de estos elementos se realizaron microanálisis puntuales con el objetivo de conocer la composición en las diferentes partes de la fase carburo (TiW)C como se observa en la Fig. 33 estos análisis se tomaron en cuatro zonas importantes del carburo que son: matriz, periferia, intermedia y parte central. Además, en las tablas se muestran los resultados del microanálisis que se obtuvieron.



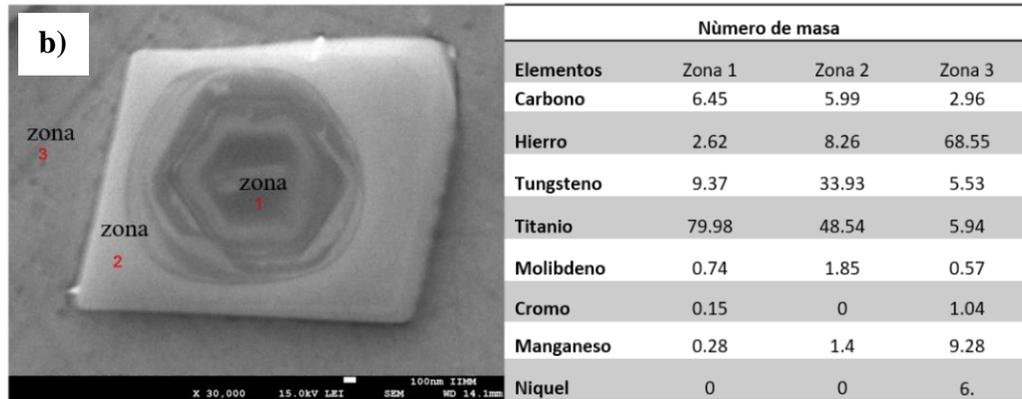


Fig.33 Micrografía MEB del carburo tipo (TiW)C en la aleación: a) 1E y b) 2E.

Como se puede observar en la Fig.33 a y b, el mayor contenido de titanio se encuentra en la parte del centro del carburo, el cual va disminuyendo de modo que nos acercamos a la periferia, como ha sido reportado por Guerra F.V y colaboradores [5] en donde se menciona que estas partículas se forman principalmente a partir de una solución sólida, formando un núcleo predominantemente de TiC, en donde se cumple la relación estequiometrica 1:1 metal-carbono para llevar a cabo la precipitación del carburo, el cual al disminuir la temperatura el contenido de titanio en el líquido circundante se va agotando y promueve la entrada del tungsteno en solución sólida en donde estas partículas incrementan hasta llegar a un tamaño considerable cuando el contenido de Ti y W es considerablemente bajo en el líquido remanente. Como se mencionó anteriormente la formación de estos carburos se forman a altas temperaturas a partir del metal líquido. Por lo tanto, en las tablas de la Fig.33 se muestra dicho comportamiento en donde se observa que el contenido de titanio en la zona 1 es muy alta y conforme nos acercamos a la periferia (zona 2) el tungsteno incrementa su contenido, en la zona 3 que es la matriz se encuentra altamente rica en carbono, manganeso y níquel como se puede observar en el mapeo del carburo (TiW)C de la Fig.34.

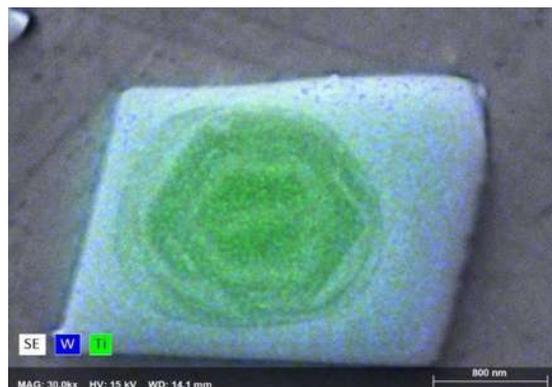


Fig.34 Mapeo EDS de los elementos de Ti y W en el carburo tipo (TiW)C de la aleación 2E.

4. 2 Caracterización posterior al tratamiento térmico y trabajado en frío.

La Fig.35 muestra las microestructuras que se obtuvieron del MEB de la aleación 1E posterior de un tratamiento térmico comparado con la aleación directamente de colada.

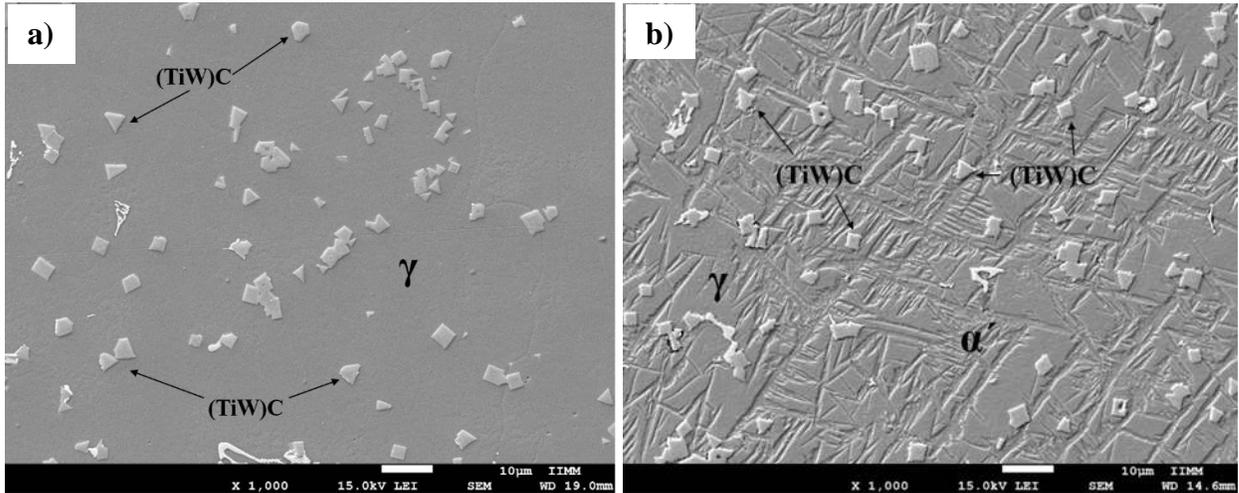


Fig.35 Microestructuras del MEB de la aleación 1E: a) Directamente de colada, b) Tratada térmicamente.

En el caso de la aleación 1E que fue tratada térmicamente se tiene un grado de templabilidad que permite retener la estructura austenítica desde temperaturas altas hasta el momento en que cruza la línea de inicio de transformación martensítica MS, una vez que se cruza la línea MF se da lugar a una completa transformación martensítica como se observa en la Fig. 36

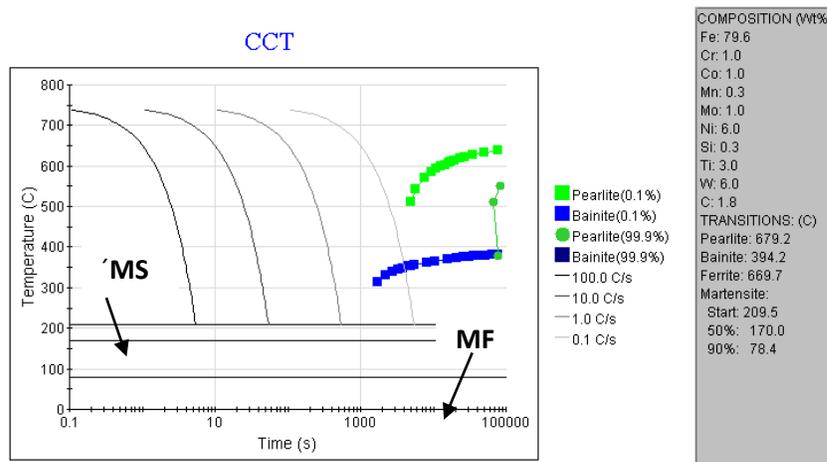


Fig.36 Predicciones termodinámicas de los tratamientos térmicos para la aleación 1E a 750° C.

La presencia de la fase martensita mediante el tratamiento térmico de temple se puede confirmar con difracción de Rayos-X como se puede observar en la Fig. 37.

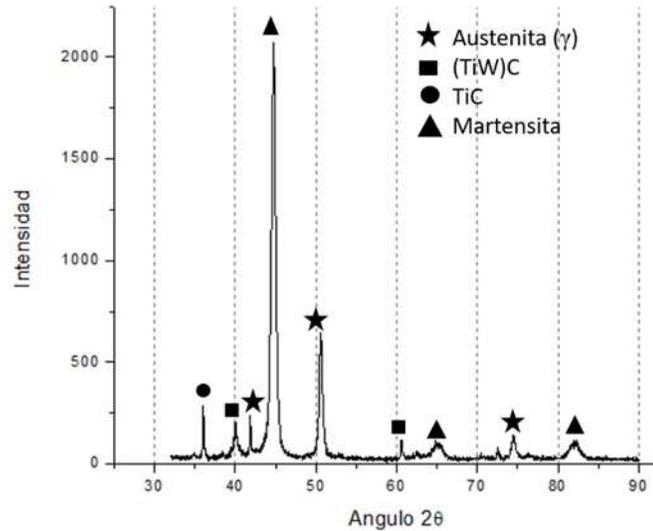


Fig. 37 Difracción de Rayos-X de la aleación 1E tratada térmicamente.

En el caso de la aleación 2E se tiene la presencia de la fase austenita más estable, ya que el manganeso es un muy buen estabilizador de la fase austenita. Por lo tanto, al tener un elevado contenido de manganeso en la aleación también se cuenta con una alta templabilidad que puede recorrer las curvas de transformación CCT (Transformación de enfriamiento continuo) a tiempos más largos, por lo que esta estructura se retiene. Sin embargo, debido a la alta estabilidad de la estructura, la línea de inicio de transformación MS y MF se encuentran por debajo de los 0°C.

Por otra parte, la adición del Mn permite llevar a cabo otro fenómeno de endurecimiento por trabajo en frío, este fenómeno se da por deformación del material, como ha sido reportado con los aceros Hadfield con elevado contenido de Mn [8], la deformación de la estructura austenítica por trabajo mecánico promueve la transformación martensítica de la aleación generando un alto grado de endurecimiento.

En la Fig. 38 muestra la microestructura obtenida después del trabajado en frío para la aleación 2E, como también se ilustra la microestructura sin deformar.

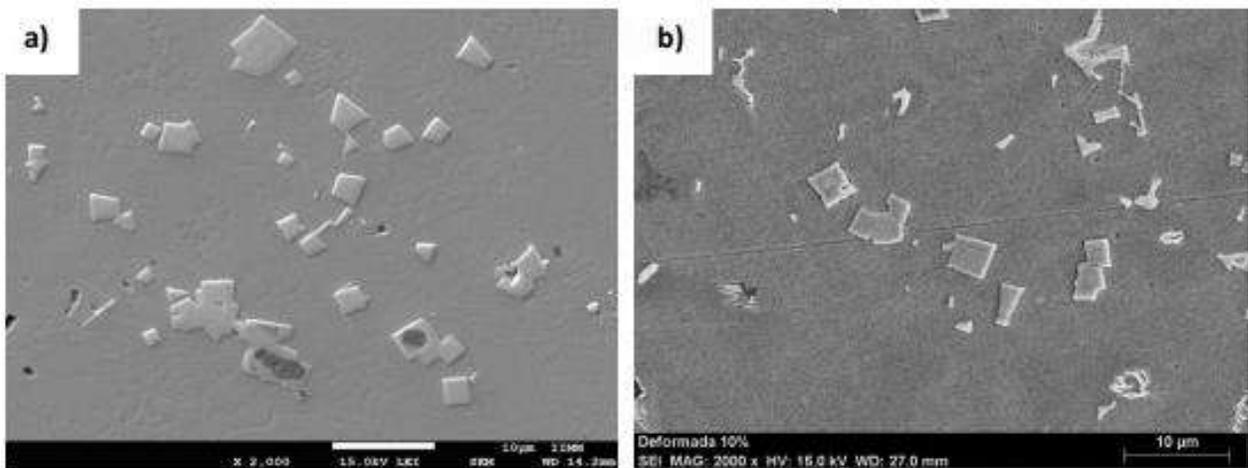


Fig.38 Microestructura del microscopio Electrónica de Barrido para la aleación 2E: a) sin deformar y b) deformada.

Como se puede observar en la Fig.38b se tiene una transformación de la fase austenita a martensita, debido al alto contenido del Mn como se discutió anteriormente, favoreciendo en gran medida la resistencia al desgaste teniendo altos grados de dureza como ha sido reportado por varios investigadores [69]. Se observa una diferencia considerable en dureza la cual aumento de 43.5 HRC a 52 HRC. El cual como consecuencia del trabajado en frio se dio una fragmentación en los carburos.

El mecanismo de deformación como sucede en los aceros TWIP (Aceros de Plasticidad Inducidas por Maclas), en donde se da una transformación por una baja energía de apilamiento dando lugar la formación de maclas de deformación que promueve el endurecimiento del material [71], en caso de los aceros TRIP (Aceros de Plasticidad Inducida por Transformación) la transformación se da principalmente por la estabilidad de la austenita retenida ya que sucede una deformación plástica, lo que proporciona una buena combinación de resistencia y ductilidad, también tiene la posibilidad de adsorber la energía por efectos del Mn, este efecto de deformación para ambos aceros (TWIP y TRIP) se debe principalmente por efectos del alto contenido de Mn, así mismo sucede con la aleación 2E creando un mecanismo de deformación similar a los aceros [72].

Mediante difracción de Rayos-X de la Fig. 39 podemos confirmar que sí ocurrió la transformación de la fase martensita por deformación como se mencionó anteriormente.

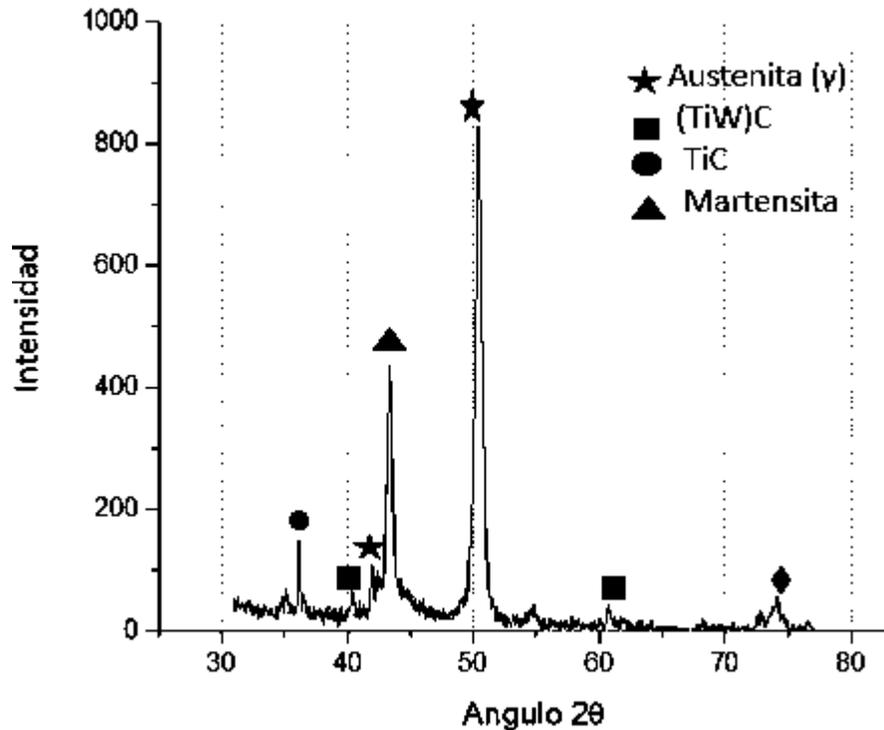


Fig. 39 Patrón de difracción de Rayos-X para la aleación 2E que fue trabajado en frío.

Con base a los difractogramas obtenidos, es posible señalar que la dureza aumenta con el cambio de fase en la microestructura, como se observó anteriormente, dando como resultado un mayor grado de transformación a martensita y así mismo, una cantidad considerable de carburos MC que elevan la dureza del material.

De acuerdo con la literatura, el incremento de la dureza se da lugar por el afinamiento de la matriz austenítica por deformación de maclas que da inicio a la formación de martensita como sucede en los aceros Hadfield [33], así mismo, la adición de titanio y tungsteno crean un gran efecto en el incremento de la dureza y resistencia al desgaste, ya que se consideran elementos principales que permiten la formación de carburos primarios, además estos carburos se encuentran bien distribuidos en la matriz y en los límites de granos el cual ayuda a tener mejores propiedades mecánicas como el caso de la dureza, como ha sido reportado por Y. Zhang y colaboradores [39].

Como se reportó anteriormente, el Manganeso contribuye significativamente en el aumento de la dureza y a una alta resistencia al desgaste ya que se encuentra distribuido en gran % en peso sobre la matriz en combinación del carbono.

En la Tabla 10 se muestra los valores de dureza de las aleaciones en las diferentes condiciones.

Tabla 10. Dureza HRC y Microdureza HV de las aleaciones fabricadas.

	MEDICIÓN DE DUREZA			Tratada Térmicamente (0.3% Mn)
	1E (0.3% Mn)	10% Mn	Deformada (10% Mn)	
Dureza HRC	44	43.5	52	61.2
Microdureza HV (Matriz)	437	432.03	545	712.5

Los valores de dureza que se muestra en la tabla 10 concuerdan totalmente con los valores obtenidos con la medición del volumen de carburos, donde a una mayor presencia de carburos aumenta ligeramente la dureza y microdureza de la aleación 1E, como se muestra en la Tabla 10. Así mismo, la aleación 1E después de ser tratada térmicamente muestra los máximos valores de dureza, alcanzando 61.2 HRC en general y 767.5HV en su matriz lo cual es producto de la transformación martensítica mediante el temple. Por otra parte, como se mencionó anteriormente, la aleación con 10% de Mn no sufrió endurecimiento mediante temple debido a la alta estabilidad de la fase austenítica, sin embargo, esta aleación logró endurecer por deformación y alcanzar un valor de dureza de 52 HRC debido a la transformación inducida por deformación en esta aleación.

Finalmente, la dureza del carburo medida en las diferentes aleaciones mostró un valor consistente de alrededor de 2635 ± 20 HV. Por otra parte un mayor contenido de Mn se tiene una dureza menor como se discutió y demostró anteriormente. De acuerdo con los autores [24], el carburo (TiW)C alcanza valores de dureza que pueden superar los 2500 HV, una dureza muy superior a la del carburo del tipo M_7C_3 (1600 HV).

Con los resultados obtenidos cabe mencionar, que los valores máximos de dureza se alcanzaron por la aleación 1E tratada térmicamente que mostró un alto contenido de martensita y una mayor fracción en volumen de carburos MC en condiciones de colada. Es evidente que la dureza incrementa mediante un tratamiento térmico de temple para la aleación 1E enfriados a una temperatura de austenización de 750 °C. El bajo grado de interconectividad en el carburo de alta dureza embebido en una matriz ferrosa de austenita o martensita la cual provee de soporte, representa una microestructura altamente deseable para aplicaciones al desgaste conservando una

buena tenacidad. En general, es posible señalar que las aleaciones fabricadas tienen un alto potencial para ser utilizadas en aplicaciones que requieren elevados valores de dureza para diferentes aplicaciones industriales.

CAPITULO V. CONCLUSIONES

- 1.- La adición de Ti y W resultó en la formación de carburos primarios (TiW)₆C en donde el crecimiento de esta partícula dio lugar al empobrecimiento de Ti en el líquido circundante dando lugar a la solución de W para favorecer el crecimiento del carburo (TiW)₆C, el cual puede ser considerado como una solución sólida que incrementa en su contenido de W desde el centro a la periferia.
- 2.- Como se pudo observar en los mapeos de composición química realizados por EDS los carburos del tipo MC están principalmente compuestos por Titanio, Tungsteno y Carbono, sin embargo, estos elementos también se encuentran en pequeñas cantidades en la fase matriz, la cual se identifica por medio de difracción de Rayos-X.
- 3.- La adición de Mn incrementó la estabilidad de la fase austenítica, disminuyendo ligeramente el volumen de carburos en la aleación, de un 9.93% en la aleación 1E a un 6.56% con la adición de 10% en peso de Mn.
- 4.- El tratamiento térmico de temple aumentó la dureza de la aleación 1E a 61.2 HRC y 712.5 HV de la matriz general, para el caso de la aleación 2E fue de 52 HRC y 545 HV de la matriz, endureciendo por transformación de fase de austenita a martensita.
- 5.- La aleación 2E no endureció por transformación mediante temple, esto debido a que el alto contenido de Mn le da una muy buena estabilidad a la austenita disminuyendo la temperatura de transformación martensítica por debajo de los 0 °C, sin embargo, resultados de la presente investigación han demostrado que esta aleación tiene la capacidad de endurecer por deformación promoviendo la transformación a martensita.

VK REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

- [1] Rubén G, *Efecto de la potencia láser del proceso hlaw en uniones de aceros hsla 550 sobre la microestructura y propiedades mecánicas*, 120-128, corporación mexicana de investigación en materiales, 2019.
- [2] Xing W, Dongping D, Yunshu G, *Effect of Titanium Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Tungsten-Titanium Alloy*, 42(6). 1108-1112. **Rare Metal Materials and Engineering**, 2013.
- [3] Ren Y, Chen P, Li Z, Zhang Z, Lv Y, Zhang C, *Effect of strain rate on the mechanical properties of a tungsten particle reinforced titanium matrix composite*, 15. 984-995. **Journal of Materials Research and Technology**, 2021.
- [4] Ma J, Zhu S G, Ding H, Gu W S, *Effects of Mechanical Activation during the Synthesis of Tungsten Carbide Powders by Carbothermic Reduction of Tungsten Oxide*, 312-315. 248-252. *Defect and Diffusion Forum*, 2011.
- [5] Guerra F. V, Bedolla Jacuinde A, Zuno-Silva J, Mejía I, Cardoso-Legorreta E, Arenas Flores A, *Effect of the simultaneous Ti and W addition on the microstructure and wear behavior of a high chromium white cast iron*, 116. 602. **Metallurgical Research & Technology**, 2019.
- [6] Srivastava A, *Microstructure and abrasive wear study of (Ti,W)C-reinforced high-manganese austenitic steel matrix composite*, 62. 3947-3950. *Materials Letters*, 2008.
- [7] <http://www.aceroslevinson.com/aceros/gradoherramienta/.pdf>. 10-11. 2021.
- [8] Najafabadi V, Amini K, Bahrami Alamdarlo M, *Investigating the effect of titanium addition on the wear resistance of Hadfield steel*, 111. 375-382. **Metallurgical Research & Technology**, 2014.
- [9] Sánchez-Cruz A, Bedolla-Jacuinde A, Guerra F V, Mejía I, *Microstructural modification of a static and dynamically solidified high chromium white cast iron alloyed with vanadium*, 7. 100114. **Results in Materials**, 2020.
- [10] Jose L M, *Aceros y sus aplicaciones*. Ph.D. tesis., in Departamento de Ingenieria Mecanica y Electrica, Universidad Autonoma de Nuevoleon, 2006.

- [11] <http://Criterios-En-La-Seleccion-De-Aceros/65356303.html>. Cap.23, 47-49, 2021.
- [12] Felipe G, Materials and properties, 3(12), 2-4. 2008.
- [13] http://www.upv.es/materiales/Fcm/Fcm13/pfcm13_2_4.html. Cap.16, 34-36, 2021.
- [14] AISI, American Iron and Steel Institute, 202.452.7115. 2020.
- [15] SAE, Society of Engineers Automotive, 2020.
- [16] <http://tecniaceros.com/productos/acero-herramienta/.pdf>. Cap.13, 32-33, 2021.
- [17] <http://www.aceroslevinson.com/aceros/gradoherramienta/.pdf>. Cap. 5,10-11, 2021.
- [18] Kheirandish S, Mirdamadi S, Kharrazi Y H K, Effect of titanium on cast structure of high speed steel, 14(4). 312-316. Materials Science and Technology, 1998.
- [19] Mandujano I, *Acero de alta velocidad*. 3(16), 45-46 2021.
- [20] RidhoPutranovaRahmat, *ASTM A600-92a Acero de alta velocidad*. 4(18), 2-4, 2017.
- [21] https://en.konsond.com/products/1/50.html?gclid=EA1aIQobChMI7qqkoZLh8wIVLWpvBB1qUwGsEAAYASAAEgKe-fD_BwE, *ACERO DE ALTA VELOCIDAD*. 2021.
- [22] Geenen K, Röttger A, Feld F, Theisen W, *Microstructure, mechanical, and tribological properties of M3:2 high-speed steel processed by selective laser melting, hot-isostatic pressing, and casting*, 28. 585-599. **Additive Manufacturing**, 2019.
- [23] AISI, Acero-de-Alta-Velocidad, ASTM A600, 5(21), 23-25, 2017.
- [24] Torralba J, Cambronero L E G, Ruiz-Prieto J M, Neves M, *Sinterability Study of PM M2 and T15 High Speed Steels Reinforced with Tungsten and Titanium Carbides*, 36. 55-66. **Powder metallurgy**, 1993.
- [25] <http://sisal.com.mx/pdf/Acero%20SISA%20M2.pdf>, *Aceros Especiales Grados Herramienta y Maquinaria*. 5(33),45-47.2021.
- [26] Digges T G, Rosenberg S J, Geil G W. *Heat Treatment and Properties of Iron and Steel*. 1960.
- [27] Dra. Emilia Wołowiec P P K, *Tratamiento térmico de aceros para herramientas en hornos de vacío con temple de gas*. 2012.
- [28] <https://www.griggssteel.com/resources/chemical-composition/>, composición química.6(4), 22-24, 2021.

- [29] Klueh R L, Alexander D J, *Effect of vanadium and titanium on mechanical properties of chromium-tungsten steels*, 212-215. 569-573. **Journal of Nuclear Materials**, 1994.
- [30] Kheirandish S, Mirdamadi S, Kharrazi Y H K, Effect of titanium on cast structure of high speed steel, 14(4). 312-316. *Materials Science and Technology*, 1998.
- [31] https://tuxdoc.com/download/sistema-tribologico-norma-din-50320_pdf. 7(12), 34-35, 2021.
- [32] Bedolla-Jacuinde A, Correa R, Quezada J, Maldonado C, Effect of titanium on the as-cast microstructure of a 16%chromium white iron, 398. 297-308. *Materials Science and Engineering: A*, 2005.
- [33] Najafabadi V, Amini K, Bahrami Alamdarlo M, Investigating the effect of titanium addition on the wear resistance of Hadfield steel, 111. 375-382. *Metallurgical Research & Technology*, 2014.
- [34] Kostryzhev A, Killmore C, Yu D, Pereloma E, Martensitic wear resistant steels alloyed with titanium, 446-447. 203203. *Wear*, 2020.
- [35] http://cdigital.dgb.uanl.mx/te/1020150052/1020150052_03.pdf, desgaste,5(13), 18-22, 2021.
- [36] Kennon N F, Xu L, A study of the abrasive wear of carbon steels, 148(1). 101-112, *Wear*, 1991.
- [37] Kosel T H, Fiore N F, Abrasive wear in multiphase microstructures, 3(2). 7-27. *Journal of Materials for Energy Systems*, 1981.
- [38] Evaristo M, Nossa A, Cavaleiro A, The Influence of the Addition of Ti on the Mechanical Properties of W-S-Ti Coatings, 514-516. 687-691. *Materials Science Forum*, 2006.
- [39] Zhang Y, Sun Y, Guan S, Deng X, Yan X, Effect of titanium and tungsten on the structure and properties of heat-abrasion resistant steel, 478(1). 214-220. *Materials Science and Engineering: A*, 2008.
- [40] Geddes B, Leon H and Huang X. *Superalloys: alloying and performance*. ASM International. 2010.
- [41] Higgins R, *Engineering Metallurgy, Part 1, Applied Physical Metallurgy*, 6th edition, 1993.
- [42] Callister, W., *Materials Science and Engineering. An Introduction*, 2007

- [43] Donachie M., Donachie S., Superalloys: A technical Guide, 2nd edition, 2002.
- [44] Hummel, R., Understanding Materials Science, 2 nd edition, 2004
- [45] Ren Y, Chen P, Li Z, Zhang Z, Lv Y, Zhang C, Effect of strain rate on the mechanical properties of a tungsten particle reinforced titanium matrix composite, 15. 984-995. Journal of Materials Research and Technology, 2021.
- [46] Ibrahim K, Effect of titanium addition on structure and properties of the as-cast high Cr-Mo white iron, 103. Journal of Materials Research, 2012.
- [47] Singh S, Superalloys: alloying and performance. ASM International, 2010.
- [48] Yen A, Effect of tungsten on microstructure and properties of high chromium cast iron. Mater Des 39:303–308, 2012.
- [49] Geddes B, Leon H and Huang X. Superalloys: alloying and performance. ASM International. 2010.
- [50] Naboychenko S, Production of Refractory Metal Powders, Handbook of Non-Ferrous Metal Powders, Elsevier: Oxford. 436-484, 2009.
- [51] Agote L, Desarrollo de aceros reforzados con carburos primarios vía metalurgia en polvos. 53-57. 2005.
- [52] Xin W, Effects of tungsten on erosion–corrosion behavior of high chromium white cast iron. Mater Sci Eng A 454–455:623–628, 2012.
- [53] Wu, Zhi X, Effect of titanium on the as-cast microstructure of hypereutectic high chromium cast iron. 59(9):1221–1226, 2008.
- [54] Chung R, Effects of titanium addition on microstructure and wear resistance of hypereutectic high chromium cast iron Fe–25wt.%Cr–4wt.%C. Wear 267(1–4):356–361, 2009.
- [55] Liu Q, Effect of cooling rate and Ti addition on the microstructure and mechanical properties in as-cast condition of hypereutectic high chromium cast irons. ISIJ Int 52(12):2210–2219, 2012.
- [56] Haik M, Effect of carbon content on carbide morphology and mechanical properties of A.R. white cast iron with 10–12% tungsten. Mater Sci Eng A 542:113–126, 2012.

- [57] Kopycin'ski D, Influence of tungsten and titanium on the structure of chromium cast iron. Arch Foundry Eng 12(1):57–60, 2012.
- [58] Wang Y, Improving the wear resistance of white cast iron using a new concept—high-entropy microstructure. Wear 271(9–10):1623–1628, 2011.
- [59] Piasny S, Influence of tungsten on the structure of chromium cast iron. Math Foundry Eng 57–60, 2016
- [60] Shchennikova T, Zalazinskii G, Effect of the additions of carbide-forming elements on the microstructure and mechanical properties of steel shot, 2009(1). 36-40, 2009.
- [61] Eom C H, Min D J, Kinetics of the formation reaction of manganese carbide under various gases, 22(1). 129-135. Metals and Materials International, 2016.
- [62] Lv Y, Effect of tungsten on microstructure and properties of high chromium cast iron. Mater Des 39:303–308, 2012.
- [63] Yamamoto K, Inthidech S, Sasaguri N, Matsubara Y, Influence of Mo and W on high temperature hardness of M7C3 carbide in high chromium white cast iron. Mater Trans 55(4):684–689, 2014.
- [64] Zhuang W, Zhi H, Liu H, Zhang D, Shi D, Effect of Titanium Alloying on the Microstructure and Properties of High Manganese Steel, 79. 01001. E3S Web of Conferences, 2019.
- [65] Higuera Cobos O, Microstructural evolution of manganese austenitic steel submitted to thermal treatments of quenching and tempering, 9. 195-205. Revista Ingenierías Universidad de Medellín, 2010.
- [66] ASTM. Standard test method for tensile testing of metallic materials. Annual book, 3(6), 542-566, 1984.
- [67] ASTM. Standard Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. Annual book, 3(6), 1984.
- [68] Ramesh G, Rahul R, Pradeep M, Sreehari P, Kumar S R, *Evolution of microstructure and mechanical properties of D2 tool steel during annealing heat treatment*, 5(1, Part 3). 2733-2737. **Materials Today: Proceedings**, 2018.

[69] Zuidema B K, Subramanyam D K, Leslie W C, The effect of aluminum on the work hardening and wear resistance of hadfield manganese steel, 18(9). 1629-1639. Metallurgical Transactions A, 1987.

[70] E. A. Torres-López, J. J. Arbeláez-Toro y D. A. Hincapié-Zuluaga, “Teoría cristalográfica de la transformación martensítica”, Tecno Lógicas, vol. 17, no. 33, pp. 77-90, 2014.

[71] Madivala M, Schwedt A, Wong S L, Roters F, Prahl U and Bleck W. *Temperature dependent strain hardening and fracture behavior of TWIP steel*. **International Journal of Plasticity**. 104, 2018.

[72] Mironov S, Sato Y S, Yoneyama S, Kokawa H, Fujii H T and Hirano S. *Microstructure and tensile behavior of friction-stir welded TRIP steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 717, 2018.