

**ESTUDIO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE LAS HERRAMIENTAS BROCHAS
Y RACKS UTILIZADAS EN LA EMPRESA THC (TRANSEJES TRANSMISIONES
HOMOCINÉTICAS DE COLOMBIA)**

**CRISTIAN FERNEY VARON CARREÑO
SANTIAGO RANGEL PINILLA**

**UNIVERSIDAD INDUSTRIAL DE SANTANDER
FACULTAD DE INGENIERÍAS FISCOQUÍMICAS
ESCUELA DE INGENIERÍA METALÚRGICA Y CIENCIA DE MATERIALES
BUCARAMANGA
2016**

**ESTUDIO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE LAS HERRAMIENTAS BROCHAS
Y RACKS UTILIZADAS EN LA EMPRESA THC (TRANSEJES TRANSMISIONES
HOMOCINÉTICAS DE COLOMBIA)**

**CRISTIAN FERNEY VARON CARREÑO
SANTIAGO RANGEL PINILLA**

**Trabajo de Grado para optar por el título de
Ingeniero Metalúrgico**

Director

**Dra. ANA EMILSE COY ECHEVARRÍA
PhD. SANDRA JUDITH GARCÍA VERGARA**

Co-Director

Ms. DIANA YASMÍN CASERTA CÁRDENAS

**UNIVERSIDAD INDUSTRIAL DE SANTANDER
FACULTAD DE INGENIERÍAS FISCOQUÍMICAS
ESCUELA DE INGENIERÍA METALÚRGICA Y CIENCIA DE MATERIALES
BUCARAMANGA
2016**

DEDICATORIA

Este logro está dedicado a mi familia, especialmente a mi madre que sorteó grandes dificultades para llevarme a través de este reto. También a mi padre, que por su constancia y perseverancia, siempre ha sido, es y será el modelo a seguir en mi vida.

A todos los tutores que me formaron como persona y como Ingeniero Metalúrgico, agradezco especialmente a las profesoras Ana Emilse Coy y Sandra Judith García, por su incondicional apoyo.

A mi hermano, amigos y personas allegadas que estuvieron presentes en cada momento importante de mi vida.

A todos y cada uno de ustedes muchas gracias, porque sin su apoyo nada hubiera sido posible.

Ferney Varon

DEDICATORIA

A Dios, por darme la fortaleza de afrontar las dificultades y poder salir adelante. Además de poder crecer personal y espiritualmente para culminar este gran reto.

A mi familia, en especial a mi madre, por estar siempre que la he necesitado y ser un apoyo incondicional a lo largo de mi carrera profesional.

A mis directoras de proyecto, por su respaldo, confianza y colaboración oportuna, Y en general a los profesores por ser fuente de enseñanza y crecimiento personal.

A mis amigos, por enseñarme el verdadero sentido de la amistad, siempre confiar en mí y darme ese apoyo incondicional.

Santiago Rangel Pinilla

AGRADECIMIENTOS

Quisiera expresar mi más sincera gratitud a las profesoras **Ana Emilse Coy Echeverría** y **Sandra Judith García Vergara**, por sus consejos, colaboración y el soporte incondicional brindado para la realización de este proyecto.

A la empresa THC (**Transejes Transmisiones Homocinéticas de Colombia**) y a **Diana Yasmín Caserta Cardenas**, por brindarnos la oportunidad de trabajar en este proyecto y su especial apoyo durante la investigación.

Agradezco también al **Grupo de Investigación en Desarrollo y Tecnología de Nuevos Materiales** (GIMAT) y al **Grupo de Investigación en Corrosión** (GIC), por el uso de sus instalaciones y su especial colaboración.

Agradecimientos especiales al **Laboratorio de Microscopía** (LabMIC) y al laboratorio de **Difracción de Rayos X** (DRX) ubicados en el Parque Tecnológico Guatiguará y especialmente a todos sus trabajadores por el excepcional servicio prestado durante la realización de las pruebas.

A los laboratorios de la **Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales** y sus técnicos, por permitirnos el uso de sus instalaciones y equipos necesarios para este proyecto.

Al laboratorio de **Caracterización de Materiales** de la Universidad Pedagógica y Tecnológica de Colombia, por el oportuno servicio prestado durante esta investigación.

De igual manera, agradezco a los profesores **Jaime Alberto González** y **Afranio Cardona** por sus consejos y valiosas discusiones prestadas durante la investigación.

TABLA DE CONTENIDO

Pág.

INTRODUCCIÓN	18
1. OBJETIVOS	20
1.1 OBJETIVO GENERAL	20
1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	20
2. MARCO TEÓRICO	21
2.1 BROCHAS Y RACKS	21
2.2 ACEROS RÁPIDOS	22
2.2.1 Generalidades	22
2.2.2 Influencia de los elementos aleantes.....	23
2.2.3 Microestructura.....	25
2.2.4 Tratamientos térmicos de los aceros rápidos	26
2.2.5 Tratamientos térmicos especiales	29
3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	32
3.1 MATERIALES OBJETOS DE ESTUDIO	33
3.2 CARACTERIZACIÓN	35
3.2.1 Composición química	35
3.2.2 Caracterización microestructural	35
3.3.3 Dureza.....	36
3.4 ANÁLISIS DE LAS CONDICIONES DE FABRICACIÓN	36
3.5 DISEÑO TEÓRICO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO	36
3.6 APLICACIÓN DEL TRATAMIENTO A NIVEL DE LABORATORIO	37

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	38
4.1 CARACTERIZACIÓN	38
4.1.1 Composición química	38
4.1.2 Caracterización microestructural	39
4.1.3 Microdureza Vickers	56
4.2 ANÁLISIS DE LAS CONDICIONES DE FABRICACIÓN	59
4.3 DISEÑO TEÓRICO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO	69
4.4. APLICACIÓN DEL TRATAMIENTO TÉRMICO EN CONDICIONES DE LABORATORIO	77
5. CONCLUSIONES	82
6. RECOMENDACIONES	84
7. BIBLIOGRAFÍA	86
ANEXOS	89

LISTA DE TABLAS

Pág.

Tabla 1. Composición química elemental de la brocha (% en peso).....	38
Tabla 2. Composición química elemental del rack (% en peso).....	39
Tabla 3. Valores de dureza obtenidos después del tratamiento térmico de recocido a diferentes tiempos de sostenimiento.....	81

LISTA DE FIGURAS

Pág.

Figura 1. Herramientas utilizadas para darles acabados a las piezas como el trípode y el intereje, a) Brocha, b) Rack.....	21
Figura 2. Tabla de composiciones químicas para aceros rápidos.....	23
Figura 3. Ciclo de tratamiento criogénico, con adición de revenido.	30
Figura 4. Diagrama de flujo del procedimiento experimental.	32
Figura 5. Imagen de la brocha donde se muestra a) diferentes morfologías de los dientes y b) zonas seleccionadas para realizar los cortes.	33
Figura 6. Imagen del rack donde se muestra a) la variación del tamaño de los dientes y b) zonas seleccionadas para realizar los cortes.	34
Figura 7. Inclusiones no metálicas presentes en la brocha, a) óxidos globulares 100x y b) sulfuros 2000x.	40
Figura 8. Micrografías obtenidas mediante MO a 2000x, de las secciones transversales de cada zona de la brocha: a) B1, b) B2, c) B3 y d) B4.....	41
Figura 9. Esquema de la sección transversal de una de las muestras de la brocha y micrografías ópticas a 2000x de la parte exterior del diente y de la región central de la herramienta.	42
Figura 10. Micrografías electrónicas de la sección transversal de la brocha tomadas a: a) 4000x, b) 20000x.	43
Figura 11. Micrografía electrónica y espectro EDS del carburo del tipo M_6C ...44	44
Figura 12. Micrografía electrónica y espectro EDS del carburo tipo MC.	44
Figura 13. Micrografía electrónica y espectro EDS del sulfuro de manganeso.45	45
Figura 14. Micrografía electrónica y EDS de la matriz45	45
Figura 15. Mapa de distribución elemental la brocha, imagen base a 20000x.46	46
Figura 16. Difractograma obtenido de la herramienta brocha.47	47
Figura 17. Inclusiones no metálicas tipo D óxidos globulares a 100x.49	49
Figura 18. Micrografías de la sección longitudinal del rack tomadas mediante MO a 1000x a) R1, b) R2, c) R3.50	50

Figura 19. Esquema transversal del rack (micrográficas a 2000x).	51
Figura 20. Secciones longitudinales cerca al diente a 500 aumentos. a) diente nuevo, b) diente usado.	52
Figura 21. Grietas y pérdida de material presentes en la parte usada del rack. 100x.	52
Figura 22. Micrográficas electrónicas tomadas del rack, mediante electrones retrodispersados a) 4000x y b) 20000x.....	53
Figura 23. Micrografía electrónica y espectro por EDS del carburo del tipo M_6C presente en el rack.	54
Figura 24. Micrografía electrónica y espectro por EDS del carburo No. 2, presente en el rack.	54
Figura 25. Micrografía electrónica y espectro por EDS de la matriz del rack...55	
Figura 26. Difractograma de rayos x del rack.....	55
Figura 27. Perfil de microdureza Vickers realizado en la brocha. a) Tabla de valores en escala HV junto con su equivalencia en Rockwell C y b) gráfico de distribución.....	57
Figura 28. Perfil de microdureza Vickers realizado en el rack. a) Tabla de valores en escala HV junto con su equivalencia en Rockwell C y b) gráfico de distribución.	58
Figura 29. Valores de microdureza de carburos aleados y martensita en los aceros rápidos.	58
Figura 30. Esquema representativo de las posibles etapas seguidas para la obtención de la herramienta brocha.....	60
Figura 31. Esquema del tratamiento térmico de martempering.....	63
Figura 32. Curva de revenido para el acero M4.	63
Figura 33. Esquema representativo de las posibles etapas seguidas para la obtención de la herramienta rack.....	64
Figura 34. Carburos primarios observados en el rack (micrografía a 500x)....	65
Figura 35. Fotografía del macroataque, realizado en rack.....	66
Figura 36. Esquema del tratamiento térmico de criogenia.	70

Figura 37. Esquema del tratamiento térmico de recocido de esferoidización. .	73
Figura 38. Esquema del tratamiento térmico martempering.	74
Figura 39. Curva de revenido para el acero M3.	75
Figura 40. Efectos microestructurales producidos por el triple revenido.	75
Figura 41. Esquema del tratamiento térmico revenido.	76
Figura 42. Microestructura del rack, después del tratamiento térmico de recocido de 6 horas. 1000x.	78
Figura 43. Micrografía obtenida por MO de la herramienta rack, luego del tratamiento térmico de recocido de globulización por 24 horas, 1000x.	79
Figura 44. Micrografía obtenida por MO de la herramienta rack, luego del tratamiento térmico de recocido de globulización por 48 horas, 1000x.	79

LISTA DE ANEXOS

	Pág.
Anexo A. Dimensiones de las herramientas en milímetros a) Brocha b) Rack.	89
Anexo B. Fotografías del horno CARBOLITE CWF 12/13.	90

RESUMEN

TITULO: ESTUDIO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE LAS HERRAMIENTAS BROCHAS Y RACKS UTILIZADAS EN LA EMPRESA THC (TRANSEJES TRANSMISIONES HOMOCINÉTICAS DE COLOMBIA)*

AUTORES: CRISTIAN FERNEY VARON CARREÑO;
SANTIAGO RANGEL PINILLA**

PALABRAS CLAVES: Herramientas, Aceros rápidos, Carburos, Tratamientos térmicos.

DESCRIPCIÓN: Este trabajo de investigación presenta el estudio del tratamiento térmico de las herramientas brochas y racks utilizadas en los procesos de maquinado de la empresa THC. Para dicho estudio, se realizó la caracterización química y metalográfica de las dos herramientas, mediante espectroscopía de emisión óptica, microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido, espectroscopía de dispersión de energías de rayos X, difracción de rayos X y ensayo de dureza. Los resultados permitieron determinar los posibles procesos de fabricación utilizados en las herramientas y en especial el tratamiento térmico con el cual fueron suministradas. Los resultados mostraron que la brocha que la brocha corresponde a un acero rápido base molibdeno AISI M4, con una microestructura compuesta de gran cantidad de carburos de estequiometría MC y M₆C, distribuidos uniformemente dentro de la matriz de martensita. Con base en esta caracterización se pudo determinar que la brocha fue suministrada con un tratamiento térmico de martempering y su correspondiente revenido. En el caso del rack, el acero del que se encuentra fabricado corresponde a un acero rápido AISI M3, en cuya estructura se observaron carburos tipo MC y M₆C, embebidos dentro de la matriz de martensita. Estos precipitados, se encontraron aglomerados y orientados preferencialmente en la dirección de deformación del material. Por lo cual, se infirió que el estado de suministro de la herramienta rack no es el adecuado para el servicio. De la misma manera, el rack proviene con un tratamiento térmico de temple escalonado y posterior revenido. Durante el estudio también fue posible postular un tratamiento térmico que mejore las propiedades tribológicas de las herramientas objeto de estudio.

* Trabajo de grado modalidad Investigación.

**Facultad de Ingenierías Físico-Químicas. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales. Directoras: Dra. Ana Emilse Coy; PhD. Sandra Judith García. Codirectora: Msc. Diana Yasmin Caserta.

ABSTRACT

TITLE: HEAT TREATMENT STUDY OF BROACHES AND RACKS TOOLS USED AT THC COMPANY (TRANSEJES TRANSMISIONES HOMOCINÉTICAS DE COLOMBIA)¹

AUTHOR: CRISTIAN FERNEY VARON CARREÑO;
SANTIAGO RANGEL PINILLA**

KEY WORDS: Tools, High Speed Steel, Carbides, Heat treatment.

DESCRIPTION: This work shows the heat treatment study of broaches and racks used in machining process at THC Company. To accomplish this study, a metallographic and chemical characterization was made, using optical emission spectroscopy, optical microscopy, scanning electron microscopy, X-ray energy dispersive spectroscopy, X-ray diffraction and hardness test. The results allowed to determine the possible manufacturing processes used at the tools, as well as the heat treatment applied on them. The results showed that the broach tool corresponds to a molybdenum based AISI M4 High-Speed Steel, showing a microstructure composed by a significant amount of MC and M₆C carbides, uniformly distributed in the martensitic matrix. Based on this characterization results, it was found that the broach was supplied with a martempering heat treatment, supplemented by tempering. On the other hand, the steel used to fabricate the rack tool corresponds to an AISI M3 High-Speed Steel, its structure showed the presence of MC and M₆C carbides in the martensitic matrix. These precipitates were oriented in the strain direction of the material. Therefore, it could be determined that the supply condition of the rack tool, was not the optimal for its service. Furthermore, the rack was delivered with a conventional quenching, and as usual a tempering. Also, during this investigation was possible to postulate a heat treatment that improves the tribological properties of the tools under study.

¹Trabajo de grado modalidad Investigación.

**Facultad de Ingenierías Físico-Químicas. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales. Directoras: Dra. Ana Emilse Coy; PhD. Sandra Judith García. Codirectora: Msc. Diana Yasmin Caserta.

INTRODUCCIÓN

Transejes Transmisiones Homocinéticas de Colombia S.A. (THC) es una empresa especializada en la fabricación de implementos para la industria automotriz, principalmente ejes homocinéticos y sus componentes. Para la fabricación de algunas de éstas piezas se utilizan procesos de maquinado, tales como brochado y rolado, que se realizan con dos tipos de herramientas denominadas brochas y racks.

Estas herramientas son importadas debido a la carencia de materia prima y de equipos precisos para su fabricación en el país. Además, cuando las herramientas han estado en servicio durante un periodo de tiempo, es decir cuando han sido utilizadas para fabricar un determinado número de piezas, sufren desgaste en su superficie y pierden su filo siendo necesario realizar un “mantenimiento” (afilado). Este proceso lo hace la empresa que las suministra en el caso del rack y para las brochas lo realiza THC, lo que constituye un gasto financiero importante que la empresa tiene que asumir, ocasionado no solo por el arreglo de la herramienta sino por el transporte e importación de la misma al igual que el uso de insumos y maquinaria para el caso de la brocha, sin contar otros aspectos técnicos como paradas de las máquinas, que terminan afectando sus procesos de producción.

Una de las posibles soluciones que se podrían plantear para resolver esta problemática es aumentar la vida útil de las herramientas, bien sea a través de la modificación microestructural de la aleación o de la aplicación de un recubrimiento que permita incrementar sus propiedades superficiales frente al desgaste. Esto se traduciría en la producción de mayor número de piezas sin que sea necesario un cambio frecuente de la herramienta.

En este sentido y para tomar una decisión con respecto a la selección del procedimiento a seguir, una de las primeras etapas a desarrollar y que se considera como fundamental, es conocer la naturaleza del material del cual están fabricadas. Basados en estas premisas y atendiendo a que actualmente THC no cuenta con esta información, el presente proyecto plantea caracterizar química y metalográficamente el material de las herramientas brochas y racks, así como determinar el tratamiento térmico que les fue aplicado. Este proyecto en sí, es considerado la etapa inicial en el cual se basarán investigaciones posteriores de mejoramiento de la vida útil de las herramientas objeto de estudio.

1. OBJETIVOS

1.1 OBJETIVO GENERAL

Estudiar el tratamiento térmico de brochas y racks utilizadas en la empresa THC de Colombia.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Caracterizar química y microestructuralmente las herramientas objeto de estudio.
- Establecer las condiciones del tratamiento térmico que se aplican a las herramientas.
- Reproducir el tratamiento térmico en condiciones de laboratorio.

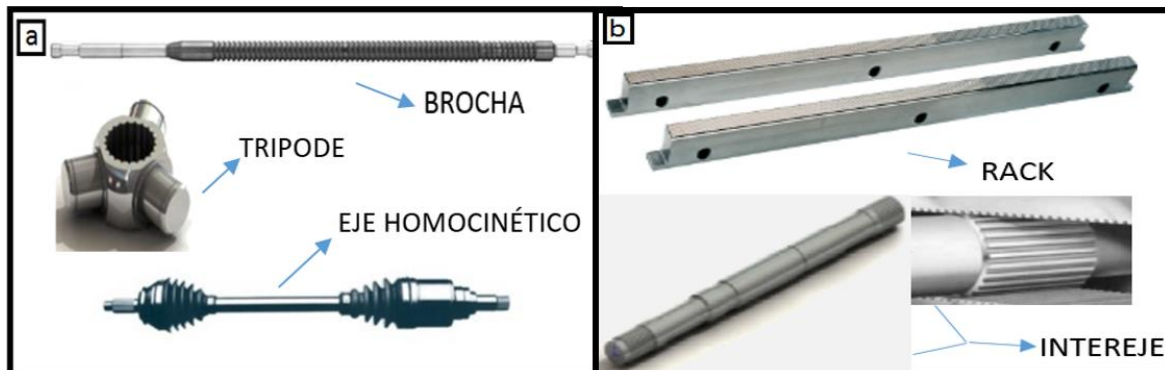
2. MARCO TEÓRICO

Dentro de los productos para partes de automotor que la empresa THC fabrica se encuentran los ejes homocinéticos, que son los responsables de transmitir la fuerza y la velocidad generada en el motor del vehículo hasta las ruedas. Para la elaboración de algunas de las piezas que conforman este sistema, utilizan procesos de maquinado, donde el arranque o remoción de material se hace con dos tipos de herramientas denominadas brochas y racks.

2.1 BROCHAS Y RACKS

La brocha (Figura 1a) es una herramienta que tiene como fin generar un estriado interno a las piezas denominadas trípode, las cuales son parte del eje homocinético. Por su parte, el rack (Figura 1b) tiene como función realizar el estriado externo de los interejes (ejes de interconexión), que forman parte de las juntas fijas, tulipas y también de los ejes homocinéticos.

Figura 1. Herramientas utilizadas para darles acabados a las piezas como el trípode y el intereje, a) Brocha, b) Rack.



Fuente: FABHERCO. [Online] Disponible en: www.fabherco.com.ar/productos.html; www.transejes.com Y CALDERÓN JOSÉ, gerencia en herramientas de corte en nachi mexicana S.A. de C.V., trabajo profesional cuautitlán izcalli, edo. de México. 2012

Durante su vida útil estas piezas son susceptibles de sufrir desgastes excesivos y su rendimiento depende de varios factores entre los que se encuentran el tipo de acero del que este fabricado y el tratamiento térmico aplicado [1][4].

2.2 ACEROS RÁPIDOS

2.2.1 Generalidades

Los aceros rápidos o HSS (high speed steels) son un grupo de aceros para herramientas destinado a maquinar y dar forma a otros materiales. Se denominan así ya que trabajan a altas velocidades, y tienen como principales características: i) excelente dureza a temperatura ambiente, ii) capacidad de retener la dureza a elevadas temperaturas o también llamada dureza en rojo, iii) resistencia al desgaste a temperatura ambiente y altas temperaturas, que es la causante de mantener sus dimensiones y su vida útil, y iv) resistencia al impacto o tenacidad, que les permite trabajar bajo condiciones extremas sin fracturarse [2][3][4][14].

Estas propiedades son dadas por su microestructura formada fundamentalmente por martensita revenida y la presencia de carburos en la misma, cuyo porcentaje y composición dependen de los elementos aleantes del acero [2][10].

Según la American Iron and Steel Institute (AISI) estos aceros se pueden clasificar en dos grupos, así:

- Aceros rápidos tipo T, los cuales tienen como elemento aleante principal el wolframio. Generalmente estos aceros tienen excelente resistencia a la abrasión [8].
- Aceros rápidos tipo M, los cuales tienen como elemento aleante principal el molibdeno. Por lo general, estos aceros son más económicos que los tipo T, debido al hecho de que se puede usar menor cantidad de molibdeno para obtener las mismas propiedades de un acero rápido con elemento aleante principal wolframio [9]. Otras ventajas de los aceros rápidos tipo M sobre los aceros tipo T, es que son ligeramente más tenaces, tienen temperaturas de

austenización más bajas y los carburos formados son más pequeños y finos [14].

En la Figura 2 se puede observar la composición química de los aceros rápidos más utilizados en la actualidad.

Figura 2. Tabla de composiciones químicas para aceros rápidos (% en peso).

UNS Designation ^a	Type	Carbon		Manganese		Phosphorus	Sulfur ^c	Silicon		Chromium		Vanadium		Tungsten		Molybdenum		Cobalt		
		min	max	min	max			max	max	min	max	min	max	min	max	min	max	min	max	min
Tungsten-Type High-Speed Steels																				
T12001	T1	0.65	0.80	0.10	0.40	0.03	0.03	0.20	0.40	3.75	4.50	0.90	1.30	17.25	18.75	
T12002	T2	0.80	0.90	0.20	0.40	0.03	0.03	0.20	0.40	3.75	4.50	1.80	2.40	17.50	19.00	...	1.00	
T12004	T4	0.70	0.80	0.10	0.40	0.03	0.03	0.20	0.40	3.75	4.50	0.80	1.20	17.50	19.00	0.40	1.00	4.25	5.75	
T12005	T5	0.75	0.85	0.20	0.40	0.03	0.03	0.20	0.40	3.75	5.00	1.80	2.40	17.50	19.00	0.50	1.25	7.00	9.50	
T12006	T6	0.75	0.85	0.20	0.40	0.03	0.03	0.20	0.40	4.00	4.75	1.50	2.10	18.50	21.00	0.40	1.00	11.00	13.00	
T12008	T8	0.75	0.85	0.20	0.40	0.03	0.03	0.20	0.40	3.75	4.50	1.80	2.40	13.25	14.75	0.40	1.00	4.25	5.75	
T12015	T15	1.50	1.60	0.15	0.40	0.03	0.03	0.15	0.40	3.75	5.00	4.50	5.25	11.75	13.00	...	1.00	4.75	5.25	
Molybdenum-Type High-Speed Steels																				
T11301	M1	0.78	0.88	0.15	0.40	0.03	0.03	0.20	0.50	3.50	4.00	1.00	1.35	1.40	2.10	8.20	9.20	
T11302	M2	regular C	0.78	0.88	0.15	0.40	0.03	0.03	0.20	0.45	3.75	4.50	1.75	2.20	5.50	6.75	4.50	5.50
		high C	0.95	1.05	0.15	0.40	0.03	0.03	0.20	0.45	3.75	4.50	1.75	2.20	5.50	6.75	4.50	5.50
T11313	M3	Class 1	1.00	1.10	0.15	0.40	0.03	0.03	0.20	0.45	3.75	4.50	2.25	2.75	5.00	6.75	4.75	6.50
		Class 2	1.15	1.25	0.15	0.40	0.03	0.03	0.20	0.45	3.75	4.50	2.75	3.25	5.00	6.75	4.75	6.50
T11304	M4		1.25	1.40	0.15	0.40	0.03	0.03	0.20	0.45	3.75	4.75	3.75	4.50	5.25	6.50	4.25	5.50
T11306	M6		0.75	0.85	0.15	0.40	0.03	0.03	0.20	0.45	3.75	4.50	1.30	1.70	3.75	4.75	4.50	5.50	11.00	13.00
T11307	M7		0.97	1.05	0.15	0.40	0.03	0.03	0.20	0.55	3.50	4.00	1.75	2.25	1.40	2.10	8.20	9.20
T11310	M10	regular C	0.84	0.94	0.10	0.40	0.03	0.03	0.20	0.45	3.75	4.50	1.80	2.20	7.75	8.50
		high C	0.95	1.05	0.10	0.40	0.03	0.03	0.20	0.45	3.75	4.50	1.80	2.20	7.75	8.50
T11330	M30		0.75	0.85	0.15	0.40	0.03	0.03	0.20	0.45	3.50	4.25	1.00	1.40	1.30	2.30	7.75	9.00	4.50	5.50
T11333	M33		0.85	0.92	0.15	0.40	0.03	0.03	0.15	0.50	3.50	4.00	1.00	1.35	1.30	2.10	9.00	10.00	7.75	8.75
T11334	M34		0.85	0.92	0.15	0.40	0.03	0.03	0.20	0.45	3.50	4.00	1.90	2.30	1.40	2.10	7.75	9.20	7.75	8.75
T11336	M36		0.80	0.90	0.15	0.40	0.03	0.03	0.20	0.45	3.75	4.50	1.75	2.25	5.50	6.50	4.50	5.50	7.75	8.75
T11341	M41		1.05	1.15	0.20	0.60	0.03	0.03	0.15	0.50	3.75	4.50	1.75	2.25	6.25	7.00	3.25	4.25	4.75	5.75
T11342	M42		1.05	1.15	0.15	0.40	0.03	0.03	0.15	0.65	3.50	4.25	0.95	1.35	1.15	1.85	9.00	10.00	7.75	8.75
T11343	M43		1.15	1.25	0.20	0.40	0.03	0.03	0.15	0.65	3.50	4.25	1.50	1.75	2.25	3.00	7.50	8.50	7.75	8.75
T11344	M44		1.10	1.20	0.20	0.40	0.03	0.03	0.30	0.55	4.00	4.75	1.85	2.20	5.00	5.75	6.00	7.00	11.00	12.25
T11346	M46		1.22	1.30	0.20	0.40	0.03	0.03	0.40	0.65	3.70	4.20	3.00	3.30	1.90	2.20	8.00	8.50	7.80	8.80
T11347	M47		1.05	1.15	0.15	0.40	0.03	0.03	0.20	0.45	3.50	4.00	1.15	1.35	1.30	1.80	9.25	10.00	4.75	5.25
...	M48		1.42	1.52	0.15	0.40	0.03	0.07	0.15	0.40	3.50	4.00	2.75	3.25	9.50	10.50	4.75	5.50	8.00	10.00
...	M62		1.25	1.35	0.15	0.40	0.03	0.07	0.15	0.40	3.50	4.00	1.80	2.10	5.75	6.50	10.00	11.00
Intermediate High Speed Steels																				
T11350	M50		0.78	0.88	0.15	0.45	0.03	0.03	0.20	0.60	3.75	4.50	0.80	1.25	3.90	4.75
T11352	M52		0.85	0.95	0.15	0.45	0.03	0.03	0.20	0.60	3.50	4.30	1.65	2.25	0.75	1.50	4.00	4.90

Fuente: ASTM A600 - 92^a, Standard specification for tool steel high speed.

2.2.2 Influencia de los elementos aleantes

El porcentaje y la afinidad química de los elementos aleantes define la forma en la cual se van a distribuir en el material, ya sea en solución sólida con el hierro, inclusiones no metálicas o carburos.

Los elementos que se encuentran en mayor proporción en los aceros rápidos son wolframio, molibdeno, vanadio y cobalto, por ello es necesario analizar el efecto de cada uno de los elementos aleantes y su influencia en las propiedades.

- **Wolframio.** El wolframio es un elemento que se añade a partir de 1.6 % en peso con el propósito de formar carburos complejos, de tipo M_6C , los cuales son los responsables de la alta resistencia al desgaste y se disuelven parcialmente cuando se superan los $980^{\circ}C$ [9].
- **Molibdeno.** El molibdeno al igual que el wolframio, forma carburos M_6C , confiriéndole al material resistencia al desgaste y la habilidad de mantener la dureza a altas temperaturas ($400^{\circ}C - 600^{\circ}C$). Sin embargo, el molibdeno tiene un punto de fusión menor al del wolframio por lo cual algunas propiedades del molibdeno serían un poco más bajas en comparación al wolframio [9][10]. Este elemento tiene una fuerte tendencia a facilitar la descarburación, factor importante a tener en cuenta durante el proceso de manufactura o tratamientos posteriores que se le apliquen a los aceros que contengan este elemento [9].
- **Cromo.** Este elemento puede ser encontrado alrededor de 4 a 5 % en peso, se adiciona principalmente por su capacidad de formar carburos de estequiometría $Cr_{23}C_6$. También es añadido en pequeñas proporciones para evitar la oxidación que podría ser generada en los tratamientos térmicos. Es importante resaltar que en algunos casos se utiliza para aumentar ligeramente la templabilidad del material [9][10].
- **Vanadio.** Este elemento se usa en los aceros rápidos principalmente para aumentar la eficiencia de corte en las herramientas. La adición de este elemento promueve la formación de carburos muy estables, los cuales muestran una dureza alta y contribuyen directamente al aumento de la resistencia al desgaste [9][10].

En los aceros rápidos también podemos encontrar elementos de aleación con propósitos diferentes a los de formar carburos o aumentar la dureza. Algunos de ellos se añaden con el fin de obtener la mejor combinación de propiedades en las herramientas, por ejemplo:

- **Silicio.** Este elemento por lo general es añadido con el fin de aumentar la dureza y la resistencia del material, pero en proporciones menores a 0.40 % en peso, puede afectar la morfología de los precipitados en los aceros, afectando de manera negativa la tenacidad del material [17].
- **Azufre.** Su principal propósito es el de formar sulfuros que sirvan de lubricante al corte del material, de esta manera se facilita el mecanizado, que es tan necesario para el diseño de las herramientas [9][17].

2.2.3 Microestructura

Es bien conocido que las propiedades y las características de los aceros rápidos dependen directamente del tipo, forma, cantidad, tamaño y distribución de los carburos. El porcentaje y las propiedades de estos carburos dependen principalmente de los elementos de aleación del acero, en especial del molibdeno, cromo, wolframio y vanadio. Mientras que, su morfología, distribución y tamaño dependen principalmente de la etapa de obtención, por lo cual se pueden encontrar dos tipos de carburos: i) los primarios, los cuales se forman por precipitación durante el proceso de solidificación y ii) los carburos secundarios, los cuales se forman por la descomposición de la austenita durante el temple y durante el revenido [12][14].

Las composiciones estequiométricas con las que tienden a precipitar los carburos según su orden de estabilidad, son las siguientes:

- Carburos de tipo MC, son carburos ricos en vanadio, de composición VC o V_4C_3 .
- Carburos de tipo M_2C , son carburos ricos en wolframio o molibdeno, de composición W_2C o Mo_2C .
- Carburos de tipo M_6C , son carburos generalmente ricos en wolframio o molibdeno, de composición Fe_3W_3C o Fe_3Mo_3C .
- Carburos de tipo $M_{23}C_6$, ricos en cromo, de composición $Cr_{23}C_6$.

Como ejemplos específicos de los carburos que se encuentran en este tipo de aceros están los de estequiometría Fe_3W_3C y los V_4C_3 , los cuales presentan

durezas mayores a 1150 y 2000 HV, respectivamente, valores altos en comparación al de la martensita que se encuentra alrededor de 720 HV [9][10].

Por lo general, durante los tratamientos térmicos se promueve la coalescencia o unión de los carburos, por lo cual, dichos precipitados presentan morfologías y composiciones variables. Estos tipos de precipitados son llamados carburos complejos dobles o triples, debido a que en su composición química se encuentran dos o más elementos formadores de carburos como el cromo, molibdeno, wolframio, vanadio y hierro **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia..**

2.2.4 Tratamientos térmicos de los aceros rápidos

El objetivo de tratar térmicamente esta clase de aceros es el de conseguir una estructura ideal, que posea excelentes propiedades mecánicas en especial resistencia al desgaste, dureza y tenacidad. En dicha estructura, se deberá encontrar la cantidad suficiente de carburos aleados, que deberán estar distribuidos de manera homogénea a través de la matriz, la cual generalmente es martensita revenida. La combinación de estas estructuras permitirá obtener las mejores propiedades para la herramienta [8].

Los tratamientos térmicos se pueden dividir en tres etapas críticas, que son: calentamiento, sostenimiento y enfriamiento. En la etapa inicial, el calentamiento se debe realizar de forma gradual, para evitar distorsión dimensional generada por los cambios drásticos de temperatura, lo que puede generar fallas en las piezas. Este calentamiento se hace hasta la temperatura a la cual se realiza la segunda etapa, el sostenimiento. La temperatura de este sostenimiento dependerá de las propiedades finales que se deseen en la herramienta. Cuando dichas temperaturas superan la temperatura crítica, se le llama austenización, que por lo general para los aceros rápidos estas temperaturas están entre 1150 y 1290°C [23].

Esta etapa es de alta criticidad ya que depende de la geometría de la pieza, también durante ella podemos promover el crecimiento de grano excesivo, controlamos el

grado de austenización y el nivel de disolución de carburos que se desee, para esta última, la disolución de dichos carburos dependerá de la estabilidad de los mismos, de manera que, los primeros carburos en disolverse durante el calentamiento y austenizado, serán los menos estables (M_3C , M_6C , $M_{23}C_6$) y los últimos en disolverse y que lo harán a mayores temperaturas serán los carburos más estables (MC , M_2C) [19]. En este sentido, esta etapa influirá en la dureza y tenacidad del material, ya que, si la temperatura de austenización es baja, se obtendrá un valor de tenacidad óptimo debido a que el tamaño de grano de la austenita no se afecta. En el caso contrario, a mayor temperatura de austenización, sin producir un sobrecalentamiento, se incrementa la dureza debido a la fase austenítica más homogénea, influyendo en la calidad de la martensita [4][6][8][23].

Por último, el enfriamiento, que es la etapa crítica para la obtención de estructuras con mejores propiedades mecánicas. Este enfriamiento se realiza en diferentes medios como soluciones salinas, agua, aceite, baños de sales fundidas o aire. Su elección depende directamente del material a templar y de la estructura final deseada, de ahí que se trate de alcanzar la velocidad crítica de temple, con el fin de evitar la formación de estructuras blandas como perlita o bainita. Por ello se puede inferir que esta etapa es controlada por el poder de enfriamiento del medio templante [17]; **Error! No se encuentra el origen de la referencia..**

Los tratamientos térmicos convencionales constan de las etapas anteriores y son los siguientes:

- **Temple.** Es considerado un enfriamiento rápido desde una temperatura elevada para promover la transformación de la austenita a una estructura metaestable como la martensita. Dicho enfriamiento se da desde la temperatura de austenización hasta la temperatura de formación final del constituyente deseado. Sin embargo, en la mayoría de los casos no se completa esta transformación, ya que la temperatura donde finaliza la formación de la martensita se encuentra bajo cero grados celsius ($0^{\circ}C$). Si el enfriamiento se detiene antes de que inicie la transformación martensítica,

una transformación isotérmica sucederá, esta transformación es dependiente del tiempo de sostenimiento y se da cuando el temple se realiza en baños salinos o en aceites con un tiempo de sostenimiento corto, promoviendo así la formación de pequeñas placas de bainita. La formación general de bainita a través de la estructura, se obtiene cuando el tiempo de sostenimiento es mayor [8][9];**Error! No se encuentra el origen de la referencia.**[19].

- **Revenido.** Es un tratamiento térmico que consta de calentamiento a temperaturas menores a las temperaturas de transformación, por lo general para los aceros rápidos son de 550 – 600°C [18][23], seguido de un sostenimiento a esta temperatura por el tiempo necesario para obtener los valores de dureza esperados. El revenido se hace con el fin de aliviar las tensiones internas generadas durante el temple, terminar la transformación de la austenita retenida y generar la precipitación de algunos carburos, aumentando de esta forma las propiedades de las herramientas [18]. En especial, este tratamiento mejora la tenacidad y promueve el fenómeno de endurecimiento secundario, ya que a dichas temperaturas se precipitan carburos de tamaños micrométricos, permitiendo que los valores de dureza del acero aumenten [7][23]. Sin embargo, durante el revenidos más largos se pierden grandes valores de dureza en el material, ya que la matriz martensítica cambia su estructura a una más estable, martensita revenida [9].
- **Recocido.** Es un tratamiento térmico cuya finalidad es la de producir un estado lo más blando posible en el material, y en algunos casos se realiza con el fin de cambiar la morfología de los precipitados a una globular, la cual no genera tantos concentradores de esfuerzos [9][18].

Este consta de un calentamiento hasta temperaturas superiores a A_{c1} (temperatura eutectoide) o bien sea oscilando entre dos temperaturas situadas por encima y por debajo de A_{c1} . El valor de esta temperatura de

transformación depende directamente de la composición química del acero, con rangos desde 723°C para los aceros no aleados, y hasta 950°C para aceros de alta aleación. Los aceros rápidos al tener alto contenido de elementos de aleación su temperatura A_{c1} se encuentran alrededor de 910°C. El sostenimiento de esta temperatura o del ciclo de temperaturas se realiza por tiempos largos, para los aceros de herramienta, estos valores oscilan alrededor de las 24 horas [17]; **Error! No se encuentra el origen de la referencia..**

2.2.5 Tratamientos térmicos especiales

Con el fin de mejorar las propiedades, en especial la resistencia al desgaste y a la fatiga, los aceros son tratados térmicamente como se mencionó anteriormente. En adición a estos tratamientos convencionales se crearon unos tratamientos térmicos especiales, por ejemplo:

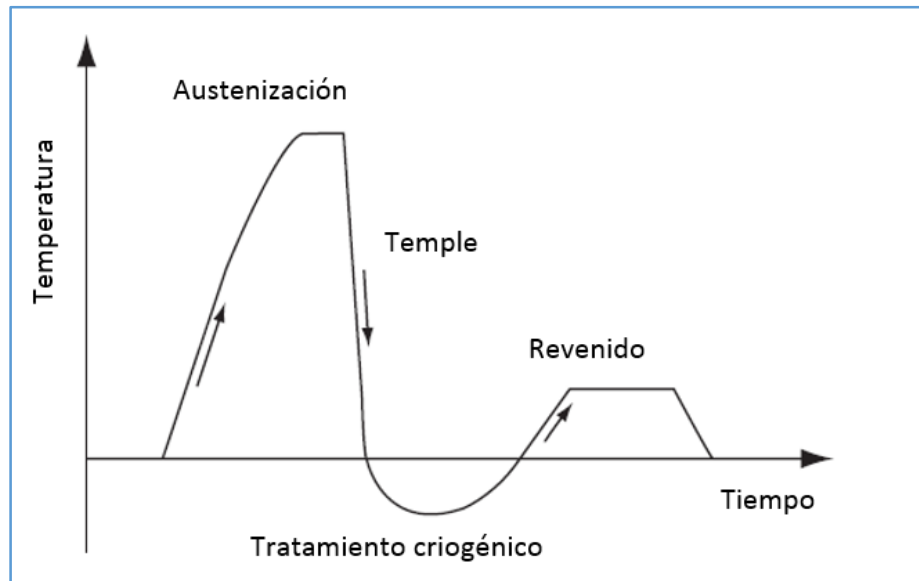
- **Tratamiento criogénico.** Es un tratamiento térmico que consiste enfriamiento lento (aproximadamente 2.5°C/min) utilizando un medio de enfriamiento como el nitrógeno líquido, desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de la cámara criogénica. Cuando el material alcanza aproximadamente -193°C, éste es sostenido por un tiempo apropiado (generalmente 24 horas). Al final del periodo de sostenimiento, se procede al calentamiento lento hasta temperatura ambiente. Con velocidades que no induzcan tensiones residuales ni choques térmicos a las piezas tratadas (5°C/min) [14][15].

Este tratamiento especial tiene como propósito completar la transformación martensítica, disminuyendo la temperatura lo suficiente para que se sobrepase la temperatura M_f , de esta manera se asegura que esta reacción se logre a través de toda la pieza [15]. Como se puede observar en la Figura

3, usualmente se desarrolla un ciclo de revenido después del tratamiento criogénico con el fin de mejorar la tenacidad del material.

Mediante la aplicación práctica de los tratamientos criogénicos se han encontrado mejoras en las herramientas, tales como: i) ahorros significativos en el mantenimiento, debido al aumento de la vida útil, ii) mejor resistencia a los diversos mecanismos de desgaste, iii) aumento de la tenacidad, iv) mayor estabilidad dimensional, v) aumento de la resistencia a la fatiga y vi) mejor conductividad térmica y eléctrica [15][16].

Figura 3. Ciclo de tratamiento criogénico, con adición de revenido.



Adaptado de: Steel Heat Treatment: metallurgy and technologies, capítulo 6, página 112.

Dentro de las diversas investigaciones realizadas relacionadas con los tratamientos criogénicos, en especial el estudio realizado por V.G. Gavriljuk¹, se encontró que la activación del carbono y la precipitación de los carburos

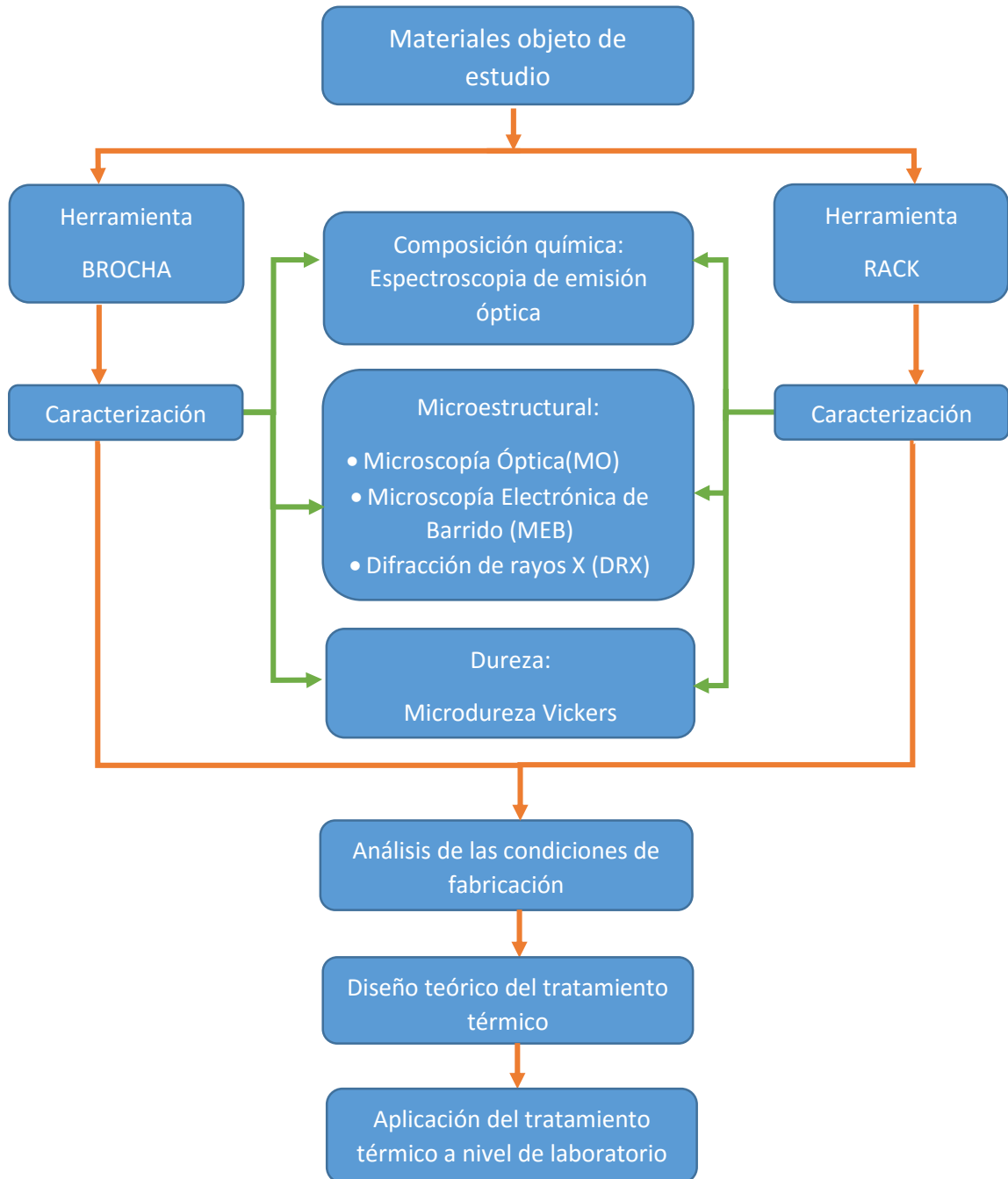
¹ GAVRILJUK, Valentin. Et al. Carbide Precipitation During Tempering of a Tool Steel Subjected to Deep Cryogenic Treatment. Metallurgical and Materials Transactions. Volume 45. Pág 2453-2465

fueron los principales efectos del tratamiento bajo cero, a su vez se demostró una disminución significativa de la austenita retenida. Se encontró que la transformación martensítica estuvo acompañada por deformación plástica, lo que aumentó la densidad de dislocaciones. Estos cambios demostraron una mejoría de la dureza, resistencia al desgaste y la reducción del agrietamiento por fatiga. Como conclusión se determinó que en el DCT es más crítico es el tiempo de sostenimiento que la temperatura de sostenimiento, ya que para obtener las propiedades isotrópicas en el material, la temperatura de la pieza debe ser homogénea en la superficie y la parte interior de la probeta, garantizando así, que la transformación martensítica se cumplirá por toda la pieza [11].

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En la Figura 4 se presenta un esquema de la metodología experimental utilizada para la realización de presente trabajo.

Figura 4. Diagrama de flujo del procedimiento experimental.

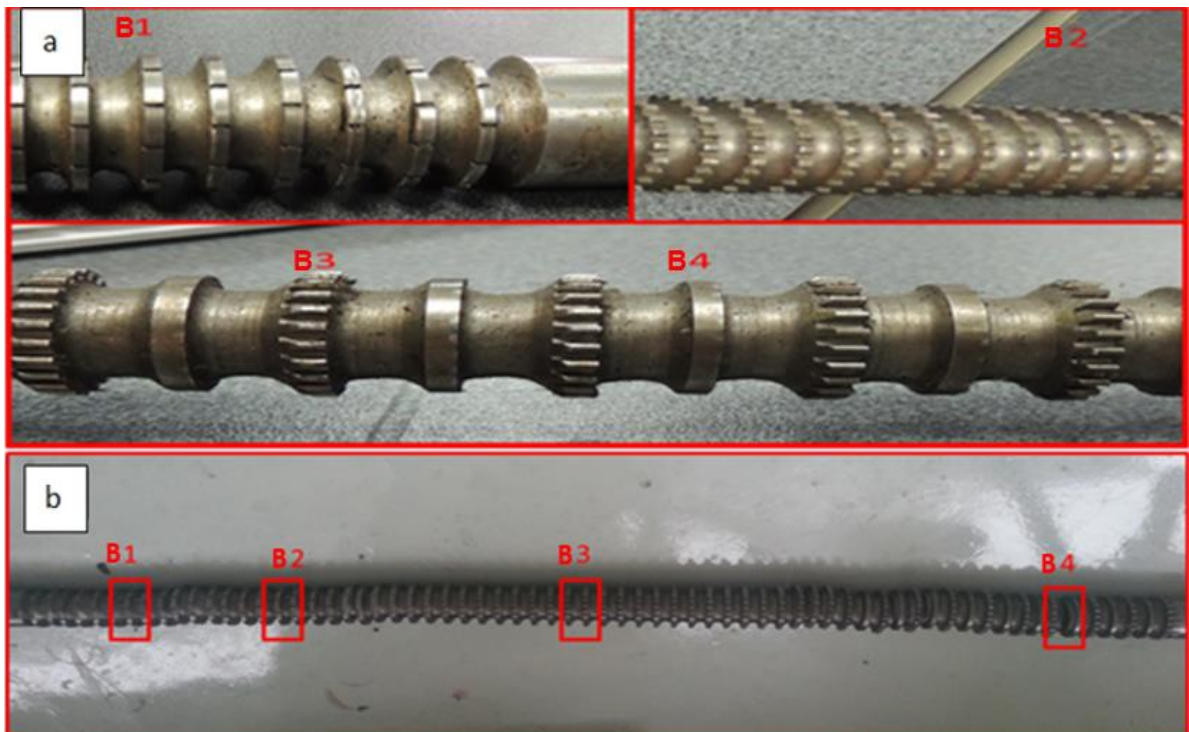


3.1 MATERIALES OBJETOS DE ESTUDIO

Las dos herramientas brocha y rack fueron suministradas por la empresa THC, en condición de desgaste debido a que ya habían cumplido con su ciclo de vida útil. Las dimensiones de las herramientas se adjuntan en el Anexo A.

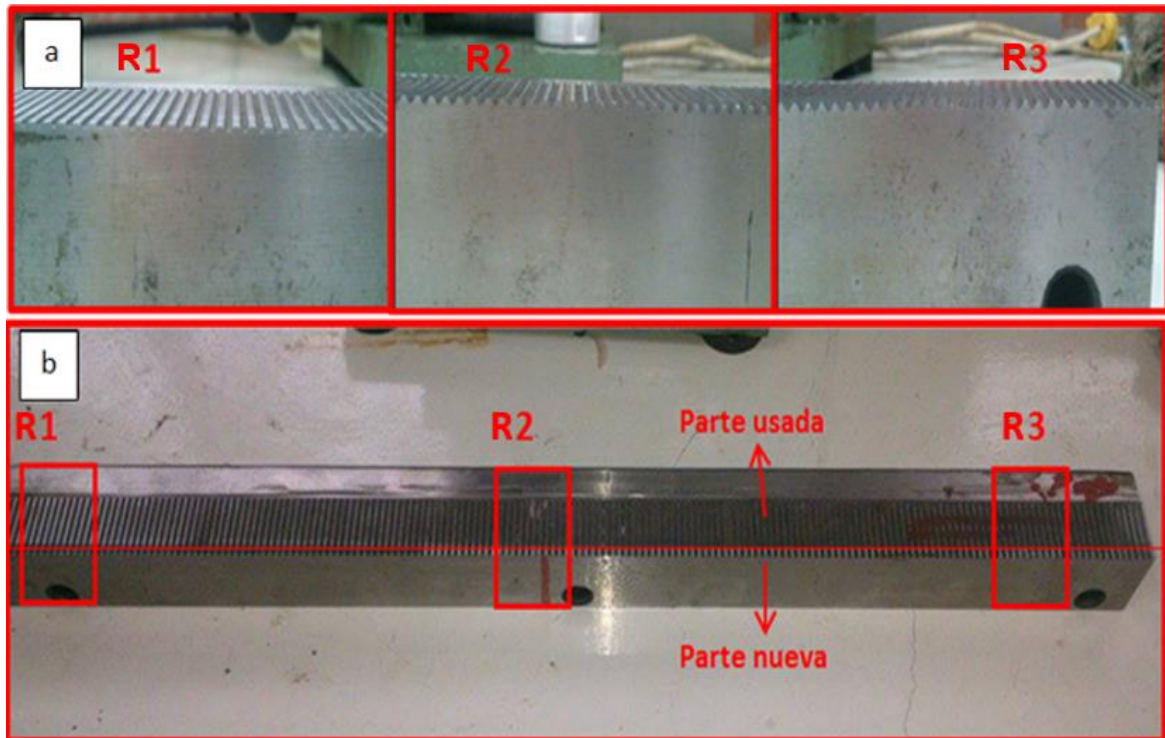
Con respecto a su configuración, en la brocha se encontraron cuatro morfologías de diente (Figura 5a), denotadas para estudios posteriores como, B1, B2, B3 y B4. Tres (3) de ellas similares y que constituyen los dientes de desbaste, con una pequeña variación en el tamaño de sus dientes, que aumentan gradualmente con el fin de darle forma a la pieza de trabajo de modo secuencial. El otro tipo de diente (B4) presentó morfología plana y tiene como propósito suavizar o aplanar la zona que no es maquinada, debido a la posición que ocupa entre dos dientes de desbaste (valle). Los cortes se realizaron usando una cortadora de disco Buehler.

Figura 5. Imagen de la brocha donde se muestra a) diferentes morfologías de los dientes y b) zonas seleccionadas para realizar los cortes.



En lo referente al rack, este presentó tres tipos de diente, diferenciados fácilmente por el tamaño del diente el cual, al igual que la brocha, iba aumentando gradualmente como se muestra en la Figura 6a.

Figura 6. Imagen del rack donde se muestra a) la variación del tamaño de los dientes y b) zonas seleccionadas para realizar los cortes.



En el funcionamiento de la herramienta se presenta la particularidad de que una parte de ella no entra en contacto con materia prima, por lo cual se considera una parte nueva o sin desgaste. Para la caracterización de la herramienta se tuvo en cuenta las dos partes, con el fin de realizar una comparación.

En este caso se seleccionaron tres zonas de estudio, cada una de ellas contenía parte sin desgaste o nueva y la parte que estuvo en uso, para lo cual se realizaron los cortes respectivos como se muestra en la Figura 6b. De igual manera los cortes fueron denominados R1, R2 y R3.

3.2 CARACTERIZACIÓN

3.2.1 Composición química

Con el fin de identificar el tipo de acero de los que están fabricadas las herramientas objeto de estudio, se realizaron análisis de composición química elemental. Para esto se tomaron muestras representativas de las herramientas y se analizaron mediante la técnica de espectrometría de emisión óptica por excitación con chispa, utilizando un espectrómetro marca Bruker Quatron Magellan Q8, que facilitó el laboratorio de Caracterización de Materiales ubicado en la Universidad Pedagógica y Tecnológica de Colombia (UPTC).

3.2.2 Caracterización microestructural

Para el análisis microestructural, se tomaron muestras de cada una de las zonas de las herramientas descritas en el apartado 3.1. Previo al análisis, las muestras fueron preparadas según norma ASTM E3, procedimiento que consistió en un desbaste gradual con papel abrasivo de SiC hasta granulometría 1500, y posterior pulido con pasta de diamante de 3 y 1 μm con el fin de obtener una superficie especular.

Una vez preparadas las muestras, se les realizó el análisis de inclusiones no metálicas según la norma ASTM E 45 y, posteriormente, con objeto de revelar la microestructura éstas fueron atacadas con nital 5% (5 ml HNO_3 – 100 ml Etanol) según norma ASTM E 407. A las muestras atacadas se les determinó el tamaño de grano austenítico mediante el método de comparación, siguiendo los parámetros establecidos en la norma ASTM E-112. Para el análisis microestructural se usó el microscopio óptico Olympus GX-71, ubicado en el laboratorio de microscopía de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales (UIS) y el Microscopio Electrónico de Barrido FEI Quanta 650 FEG ubicado en el Parque Tecnológico Guatiguará (UIS), el cual cuenta con tres detectores: i) uno de electrones secundarios (SE), con el cual se pueden obtener imágenes de alta resolución y contraste obteniendo detalles de morfología y topografía, ii) otro de electrones

retrodispersados (BSE) que proporciona imágenes de contraste teniendo en cuenta el número atómico promedio (Z), y iii) otro detector de dispersión de energía de rayos X (EDX) que permite el análisis químico semicuantitativo a nivel microestructural.

Con el fin de identificar las fases presentes en la microestructura observada en las herramientas, se realizó el ensayo de Difracción de Rayos X (DRX), con el equipo BRUKER modelo D8 ADVANCE, que está ubicado en el Parque Tecnológico Guatiguará (UIS).

3.3.3 Dureza

El ensayo de microdureza Vickers se le realizó a una probeta representativa tomada de cada una de las herramientas, las cuales están denotadas en el apartado 3.1. Para ello se utilizó un microdurómetro ZWICK ROELL que se encuentra ubicado en la empresa THC. Este ensayo provee información complementaria acerca de las propiedades de estas herramientas y que se puede relacionar con el tratamiento térmico o termoquímico que éstas hayan sufrido.

3.4 ANÁLISIS DE LAS CONDICIONES DE FABRICACIÓN

Con base en los resultados obtenidos en la etapa de caracterización y junto con revisión bibliográfica correspondiente, se determinaron los posibles procesos de obtención de las herramientas objeto de estudio, junto con los tratamientos térmicos aplicados sobre éstas.

3.5 DISEÑO TEÓRICO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO

Partiendo de los resultados obtenidos en la caracterización química y metalográfica de las herramientas y con base en la revisión bibliográfica, se propuso un tratamiento térmico para cada herramienta, con el fin de promover cambios a nivel microestructural, conducentes a mejorar las propiedades mecánicas requeridas por las herramientas.

3.6 APLICACIÓN DEL TRATAMIENTO A NIVEL DE LABORATORIO

Teniendo en cuenta los recursos con los cuales cuenta la Universidad Industrial de Santander, se aplicó uno de los tratamientos térmicos diseñados en el laboratorio de Tratamientos Térmicos de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los materiales, usando el horno CARBOLITE de referencia CWF 12/13 (Imágenes del horno se adjuntan en Anexo B).

Las propiedades obtenidas después del tratamiento fueron evaluadas mediante el análisis microestructural por medio de microscopía óptica (MO) y análisis de dureza.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 CARACTERIZACIÓN

4.1.1 Composición química

Los resultados obtenidos mediante espectrometría de emisión óptica de la brocha se presentan en la Tabla 1. Al comparar estos valores con los rangos de composición química especificados por la norma ASTM A600 - 92^a Standard Specification for High Speed Steels, se infirió que el acero analizado corresponde a un acero rápido para herramientas AISI M4.

Tabla 1. Composición química elemental de la brocha (% en peso).

ELEMENTO	C	Mo	Cr	V	Mn
ANALIZADO	1.44	5.74	4.78	3.90	0.322
NORMA	1.25- 1.40	4.25-5.50	3.75-4.75	3.75-4.50	0.15-0.40

Fuente: Autor

ELEMENTO	W	Si	P	S	Fe
ANALIZADO	4.45	0.357	0.0254	0.188	Balance
NORMA	5.25-6.50	0.20-0.45	<0.03	<0.03	Balance

Como se puede observar en la tabla 1, en general, la mayoría de los elementos se encuentran dentro del rango establecido por la norma, a excepción del wolframio, que se encuentra por debajo del límite inferior de la norma. Sin embargo, esto no afectaría las propiedades ya que otros elementos formadores de carburos como el molibdeno, cromo y carbono están ligeramente por encima del límite superior, compensando de cierta forma esa diferencia de wolframio. Es conocido que los elementos anteriormente mencionados le confieren alta resistencia mecánica al

acero, resistencia al desgaste y en gran medida ayudan a mantener la dureza a altas temperaturas.

Es importante también señalar que el contenido de azufre presente en el acero supera en gran medida el establecido por la norma, el cual pudo haber sido añadido con el fin de mejorar la maquinabilidad.

Para el caso del rack, la composición química elemental arrojada por el ensayo junto con el análisis comparativo de la norma ASTM A600 – 92^a, (Tabla 2) permitió determinar que el acero analizado, del cual está hecha la herramienta, corresponde a un acero para herramientas AISI M3 clase 1, esta clase indica el rango del elemento vanadio.

Además, todos los elementos analizados se encuentran dentro del rango establecido por la norma a excepción del vanadio. Es importante destacar que a diferencia de la brocha el contenido de azufre en el rack está controlado.

Tabla 2. Composición química elemental del rack (% en peso).

ELEMENTO	C	Mo	Cr	V	Mn
ANALIZADO	1.06	6.13	4.42	1.83	0.282
NORMA	1.00-1.10	4.75-6.50	3.75-4.50	2.25-2.75	0.15-0.40

Fuente: Autor

ELEMENTO	W	Si	P	S	Fe
ANALIZADO	5.27	0.428	0.03	0.00883	Balance
NORMA	5.00-6.75	0.20-0.45	<0.03	<0.03	Balance

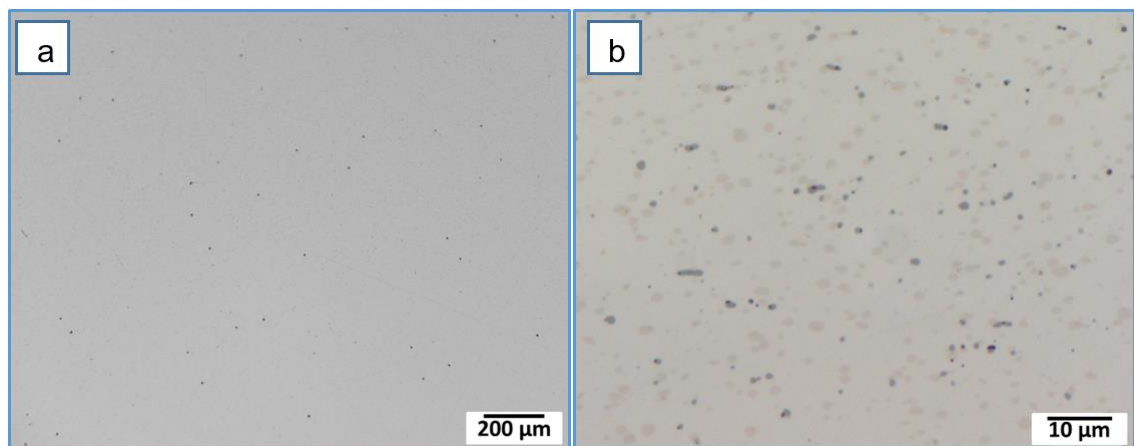
4.1.2 Caracterización microestructural

a) Brocha. Con el fin de caracterizar metalográficamente esta herramienta, se realizaron análisis microestructurales mediante microscopía óptica. Para ello, uno

de los primeros análisis fue el de la determinación de inclusiones no metálicas. Este análisis se realizó a cuatro probetas longitudinales de la brocha (B1, B2, B3, B4), sin ataque. En ellas se pudo observar la presencia de inclusiones no metálicas tipo D (óxidos globulares) que tienen una severidad 1 ½ serie fina (Figura 7a). Su bajo contenido no afecta de forma sustancial las propiedades mecánicas del material.

Cabe resaltar, además, la presencia de sulfuros de tamaños micrométricos dentro del rango 1 – 5 μm (Figura 7b), que por sus dimensiones no pueden ser tomados en cuenta bajo la norma ASTM E 45. Sin embargo, influyen en gran medida en la maquinabilidad de la herramienta, sirviendo como pequeños lubricantes para el corte del mismo material [19].

Figura 7. Inclusiones no metálicas presentes en la brocha, a) óxidos globulares 100x y b) sulfuros 2000x.

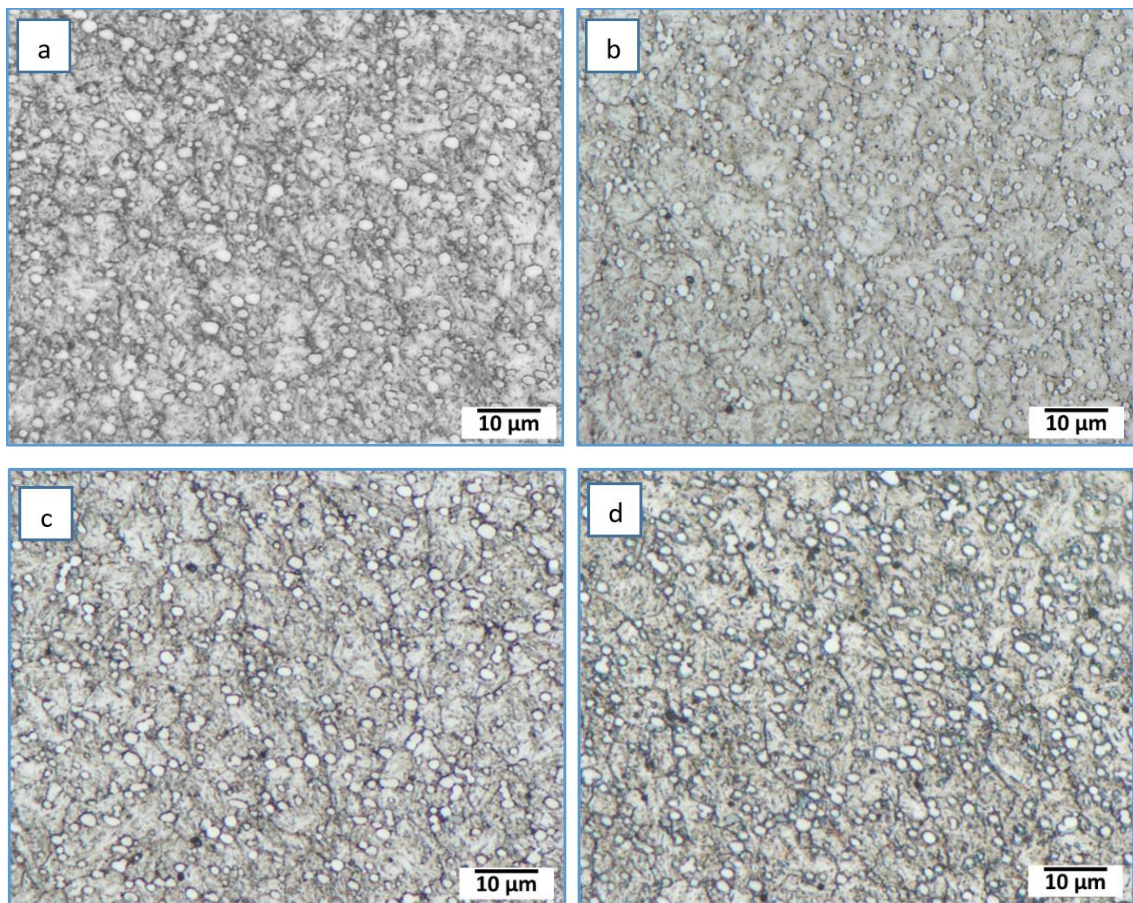


Para análisis posteriores de tamaño de grano y análisis microestructural fue necesario determinar el ataque óptimo para obtener la mejor calidad de imagen. Para esto se probaron varios reactivos que sugiere la norma ASTM E 407 para atacar este tipo de aceros, y nital al 5% fue el reactivo que mostró los mejores resultados.

En lo relacionado con las características microestructurales, en la Figura 8 se presentan las micrografías de la sección transversal de las probetas B1, B2, B3, B4.

Esta microestructura está compuesta por gran cantidad de precipitados (carburos) de morfología globular, que se encuentran distribuidos de manera uniforme dentro de la matriz acicular, correspondiente a martensita revenida, y austenita retenida en bajo porcentaje. Se puede observar que la estructura es homogénea, y no muestra cambios apreciables para las diferentes muestras, indicando que no hay variación microestructural a lo largo de la herramienta (longitudinalmente).

Figura 8. Micrografías obtenidas mediante MO a 2000x, de las secciones transversales de cada zona de la brocha: a) B1, b) B2, c) B3 y d) B4.

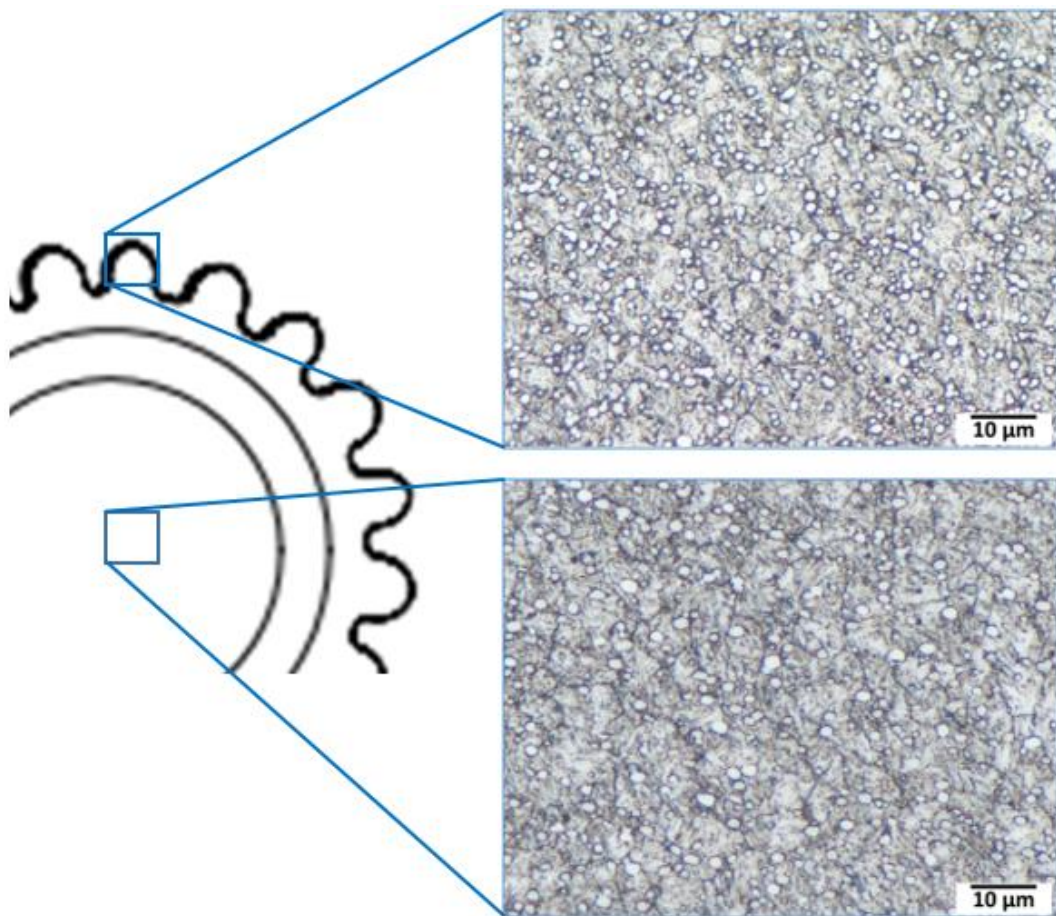


La medición del tamaño de grano austenítico se realizó mediante el método comparativo de rejilla que sugiere la norma ASTM E 112. Se determinó que la brocha posee un tamaño de grano 10 ½, esto traduce en un diámetro promedio de

grano de $9,4 \mu\text{m}$, lo cual puede promover una mejoría en la tenacidad a la fractura de la herramienta.

Mediante el análisis microestructural realizado a través de la sección transversal de una de las muestras, se pudo determinar que no hay variación microestructural desde la superficie del diente hasta la región más interna (Figura 9). En este sentido, se puede inferir que la herramienta no fue tratada térmica o termoquímicamente de forma localizada en su superficie.

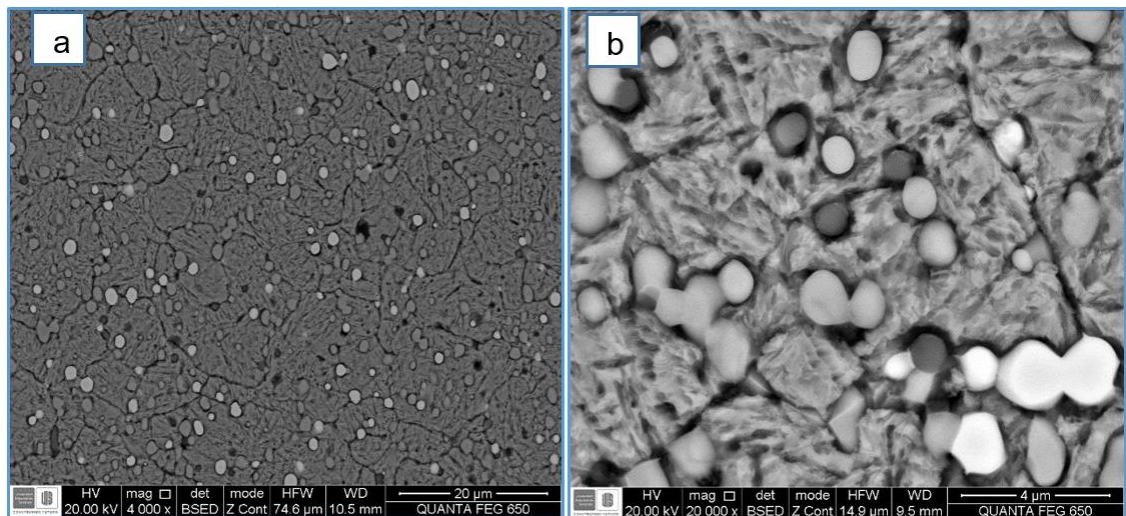
Figura 9. Esquema de la sección transversal de una de las muestras de la brocha y micrografías ópticas a $2000\times$ de la superficie del diente y de la región central de la herramienta.



Para estos tipos de aceros con alta templabilidad, es normal encontrar pequeñas cantidades de austenita retenida, por lo general son valores que están dentro del rango 6 – 15 % [23]. Esta austenita puede ser evitada mediante el uso de tratamientos térmicos especiales, como la criogenia **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.**[23].

Un análisis detallado mediante microscopia electrónica de barrido usando electrones retrodispersados, evidenció la presencia de tres tipos de precipitados los cuales presentaron gran diferencia en el contraste, indicando la variación de composición química para cada uno de ellos, lo que permitió su identificación. Estos precipitados se encontraron distribuidos homogéneamente, tanto en la matriz como en el límite de grano (Figura 10a). A mayores aumentos se pudo observar que estos precipitados tendían a ser de morfología globular, con diámetros similares, no mayores a dos (2) micrómetros, y en algunos casos aislados presentaban coalescencia, generada posiblemente en los tratamientos térmicos aplicados a la herramienta (Figura 10b)

Figura 10. Micrografías de MEB de la sección transversal de la brocha tomadas a: a) 4000x, b) 20000x.



Un análisis mediante EDX de cada uno de los precipitados presentes en la brocha permitió conocer los elementos constitutivos de los mismos. En este sentido, la Figura 11 muestra el análisis EDX del precipitado No. 1 (más claro) que presenta una composición rica en hierro, wolframio y molibdeno, el cual es considerado un carburo complejo por la variación en los elementos de aleación que contiene [20].

En el precipitado No. 2 se pueden apreciar grandes cantidades de vanadio y hierro, además de la presencia de wolframio y molibdeno, elementos formadores de carburos termodinámicamente estables. Este precipitado corresponde al carburo del tipo MC, que posee altas propiedades mecánicas, confiriéndole las mismas al acero.

Figura 11. Micrografía de MEB y espectro EDS del carburo del tipo M_6C .

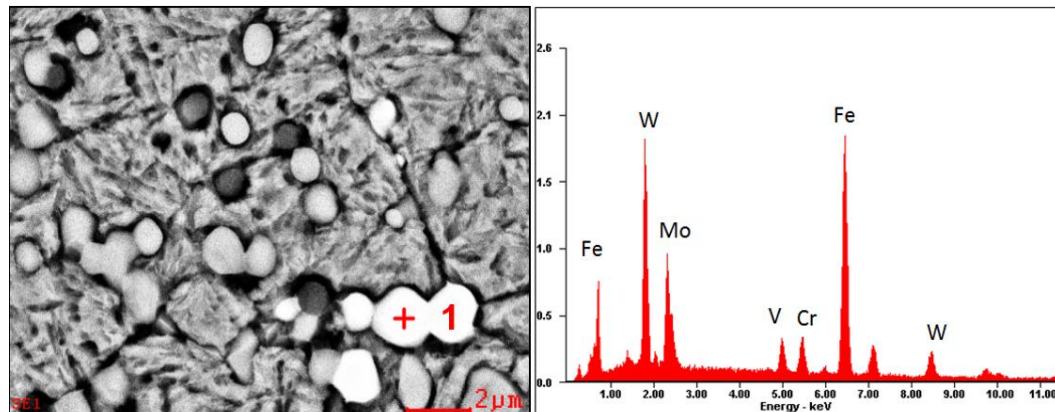
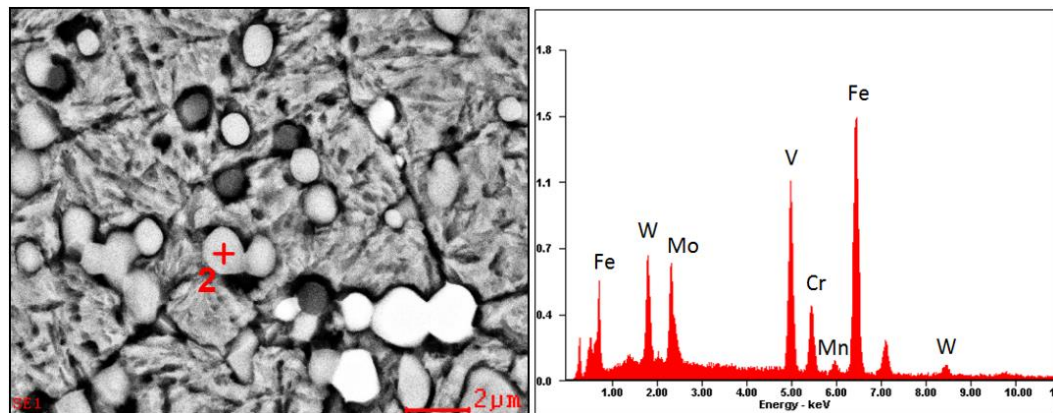
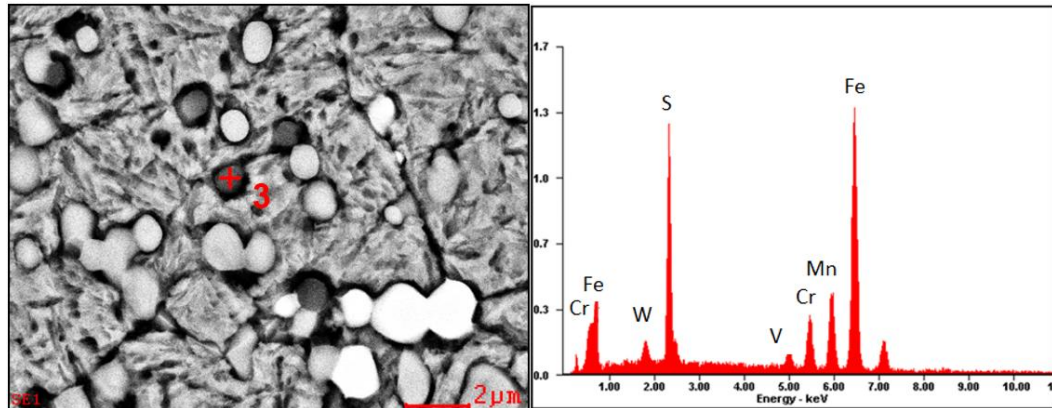


Figura 12. Micrografía de MEB y espectro EDS del carburo tipo MC.



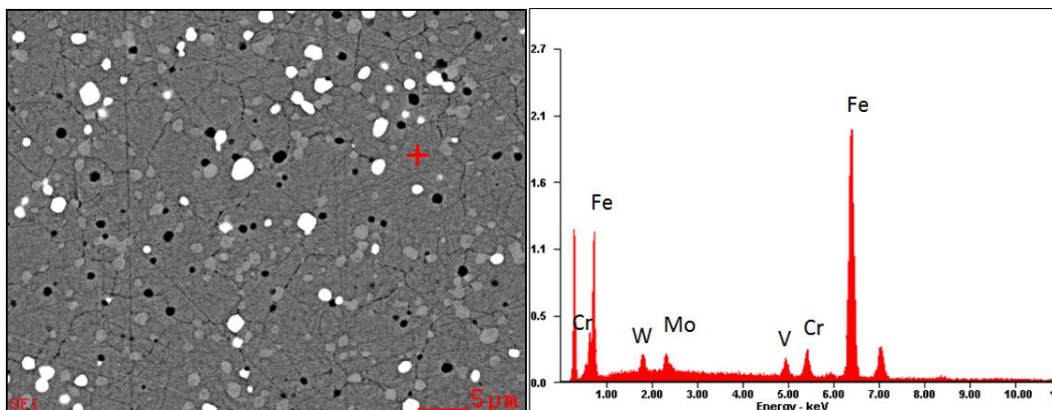
Finalmente, el precipitado No. 3 corresponde a las inclusiones no metálicas de sulfuro de manganeso, identificadas inicialmente mediante microscopía óptica. Como se observa en el espectro químico (Figura 13), hay grandes cantidades de azufre y manganeso, principales elementos constituyentes.

Figura 13. Micrografía de MEB y espectro EDS del sulfuro de manganeso.



También fue necesario realizar el análisis químico semicuantitativo puntual en la matriz, con el fin de comparar las composiciones químicas de todas las fases presentes en el material, dicho análisis arrojó los resultados mostrados en la Figura 14.

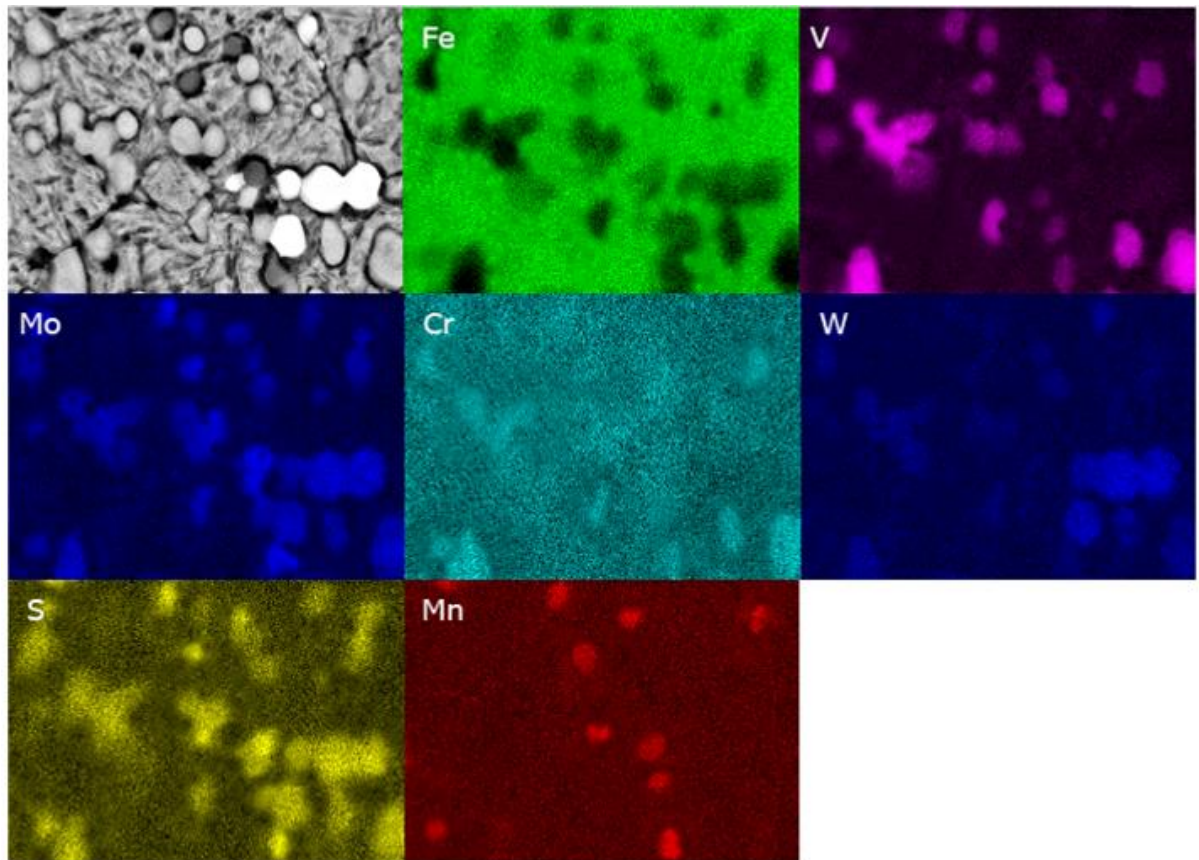
Figura 14. Micrografía de MEB y EDS de la matriz



En el espectro químico se puede observar la presencia de hierro, fundamentalmente, y la existencia en cantidades leves de varios elementos que componen la matriz martensítica, los cuales le proporcionan propiedades de resistencia a altas temperaturas [19].

Con el fin de conocer la distribución detallada de los elementos aleantes en la microestructura del acero de la brocha se realizó un mapa de distribución elemental en una zona representativa de la muestra (Figura 15).

Figura 15. Mapa de distribución elemental la brocha, imagen base a 20000x.



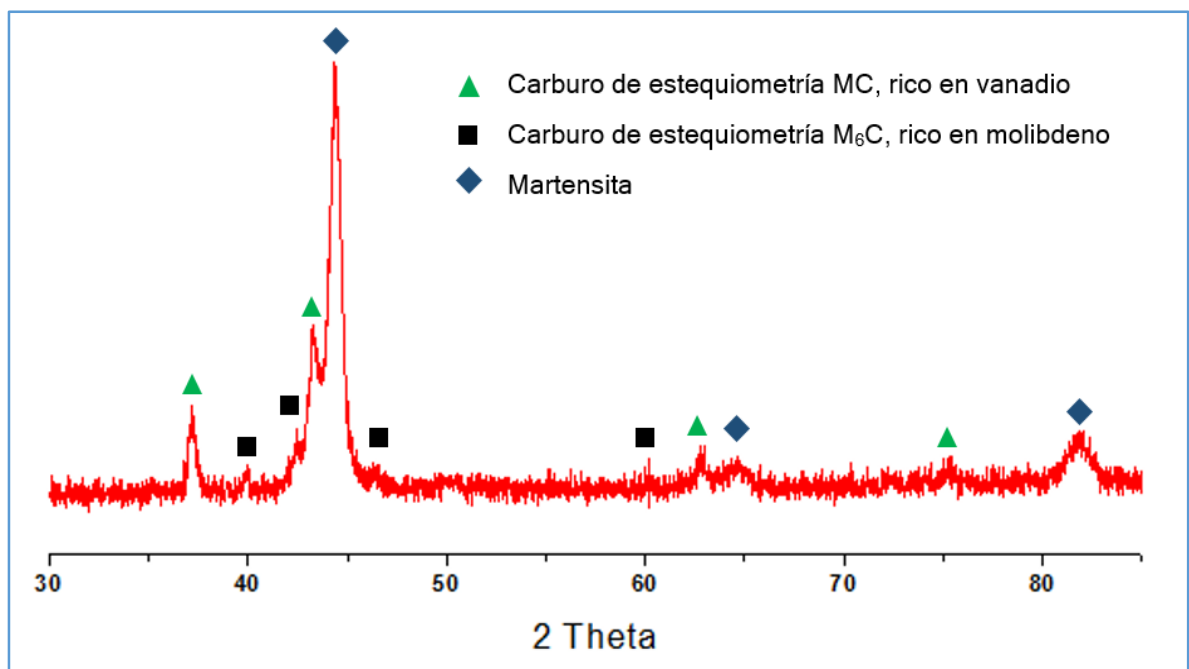
Se puede apreciar claramente la distribución de elementos en la zona analizada, de lo cual se puede inferir que los carburos que se encuentran en la brocha son carburos complejos, ya que elementos como el cromo, vanadio, molibdeno y hierro fueron encontrados en algunos ellos, dichos carburos se obtienen únicamente

mediante tratamientos térmicos de revenido o recocido, lo cual nos puede dar un indicio de sus procesos de obtención y conformado.

Es importante resaltar que, en este análisis de distribución elemental, los mapas correspondientes al azufre y el molibdeno son muy similares, lo que indica un solapamiento de la señal de estos dos elementos, debido a que sus energías se encuentran en valores muy cercanos. Sin embargo, dado que el azufre se encuentra asociado al manganeso, es posible determinar que, en la zona analizada, este elemento solo se encontraría en las zonas donde exista manganeso, de tal forma que lo demás correspondería al molibdeno.

Finalmente, para determinar la estequiometría de las fases presentes en las herramientas se realizó un análisis DRX, cuyos resultados se muestran en la Figura 16.

Figura 16. Difractograma obtenido de la herramienta brocha.



En la imagen se puede apreciar el difractograma de la brocha, donde se pueden observar picos distintivos de cada una de las fases detectadas, que son:

Carburo rico en vanadio, de composición estequiométrica tipo MC. Este tipo de carburo tiene como características principales que es estable químicamente, de alta dureza y buena resistencia a altas temperaturas, confiriendo a la herramienta propiedades como alta resistencia al desgaste, buena tenacidad y en especial la capacidad de mantener la dureza a altas temperaturas [21].

Carburo complejo de estequiometría M_6C , con composición química rica en molibdeno y wolframio, es importante resaltar que estos dos elementos son formadores del tipo de carburo ya mencionado. Este tipo de carburo es comúnmente encontrado en los aceros rápidos y son uno de los microconstituyentes que confieren un alto porcentaje de las propiedades mecánicas a la herramienta, ya que ocupan un volumen considerable de la herramienta.

Matriz de martensita revenida cuyos picos distintivos se pueden encontrar a ángulos 2θ de 44, 64 y 82. Dicha matriz posee estructura tetragonal y esta condición de tetragonalidad solo se cumple si la relación de sus parámetros de red c/a es mayor a 1. Entre mayor sea esta relación más tetragonal es la estructura y por ende más tensiones inducidas genera en el material (mayor dureza), para el caso de la martensita hallada en la brocha su tetragonalidad estaba cercana a 1,02, valor muy cercano a la unidad, por lo cual se puede inferir que hubo un proceso de difusión de carbono, en este caso debido al revenido.

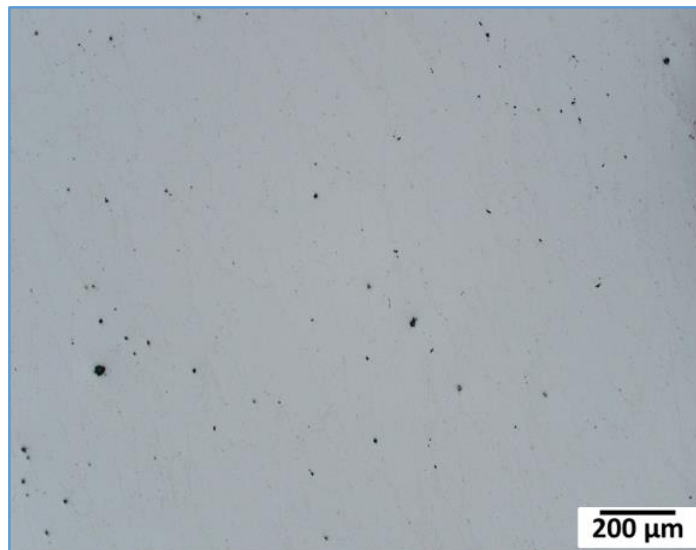
La martensita revenida es el constituyente que afecta en mayor medida la dureza del material, ya que se encuentra en mayor cantidad en la herramienta. Por lo general la presencia de este tipo de martensita en la estructura aumenta las propiedades mecánicas, en especial las propiedades frente al desgaste.

Cabe mencionar que la cantidad de sulfuros presentes en el material no fue suficiente generar máximos de difracción, por lo cual no es posible apreciar este compuesto en el difractograma.

b) Rack. La caracterización microestructural de esta herramienta, se realizó a tres probetas representativas de las zonas seleccionadas R1, R2, R3. En ellas se pudo determinar la presencia de inclusiones no metálicas tipo D, óxidos globulares, con una severidad 2 tipo grueso, como se observa en la Figura 17.

Dichas inclusiones tienen efecto negativo en las propiedades mecánicas de la herramienta disminuyendo la resistencia a la fatiga y a la tracción, ya que actúan como concentradores de esfuerzos dentro de la microestructura. Sin embargo, en la herramienta no se encuentran en cantidades significativas.

Figura 17. Inclusiones no metálicas tipo D óxidos globulares a 100x.

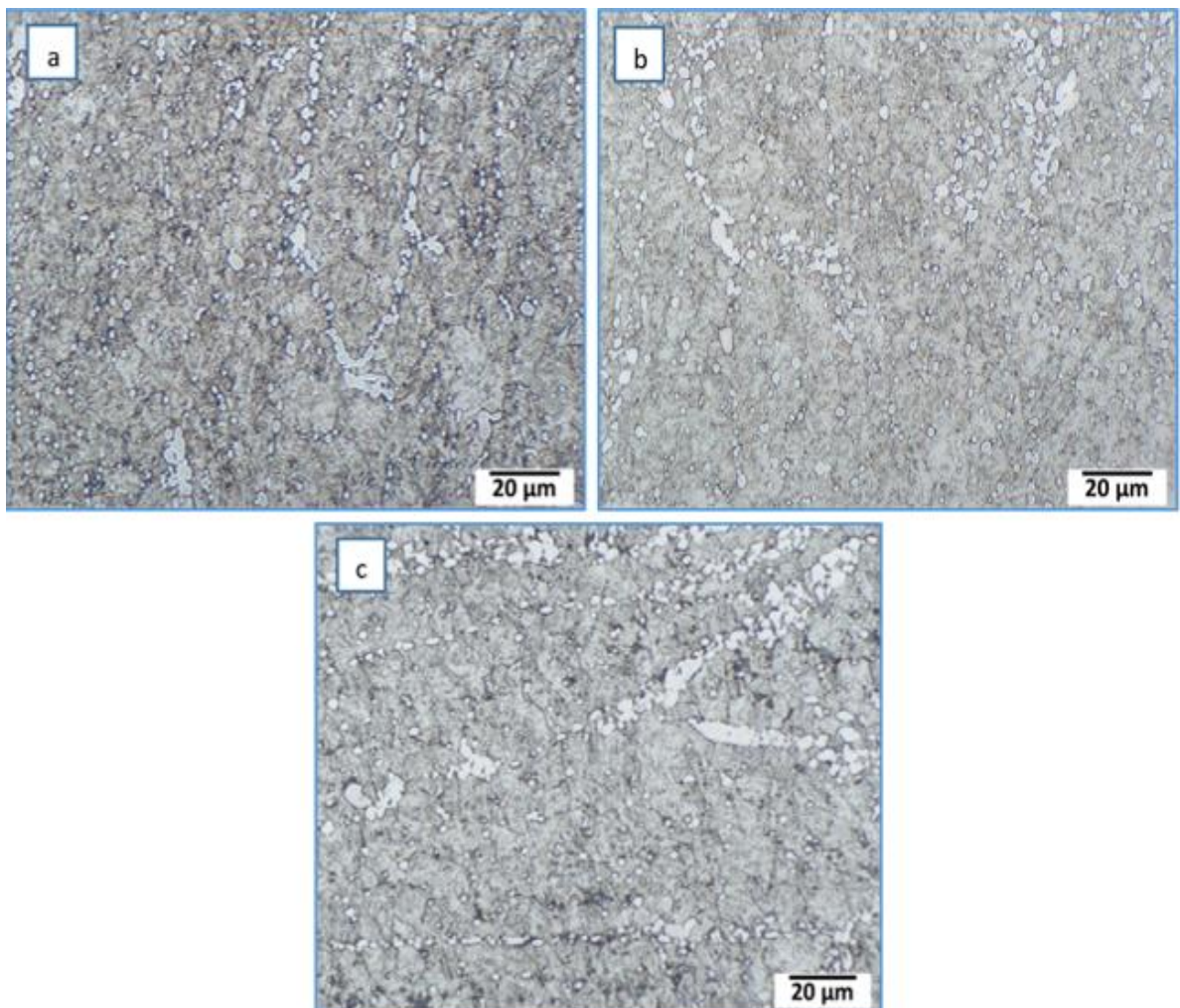


Por otra parte, en la Figura 18 se presentan las micrografías obtenidas mediante microscopía óptica de la sección longitudinal de las tres zonas seleccionadas. Se puede observar una matriz acicular de martensita revenida, austenita retenida que es común encontrarla en aceros de alta templabilidad y gran cantidad de precipitados (carburos) de morfología variable, que coalescen y se orientan de forma longitudinal en la dirección de la deformación, como consecuencia de los procesos de obtención y conformado de la herramienta. Así mismo, no se observaron variaciones significativas a lo largo de la herramienta.

El tamaño de grano determinado para esta herramienta correspondió con un índice de $9 \frac{1}{2}$, lo que traduce en un diámetro de grano promedio de $13.3 \mu\text{m}$, esto tiene un efecto positivo en la tenacidad de la herramienta.

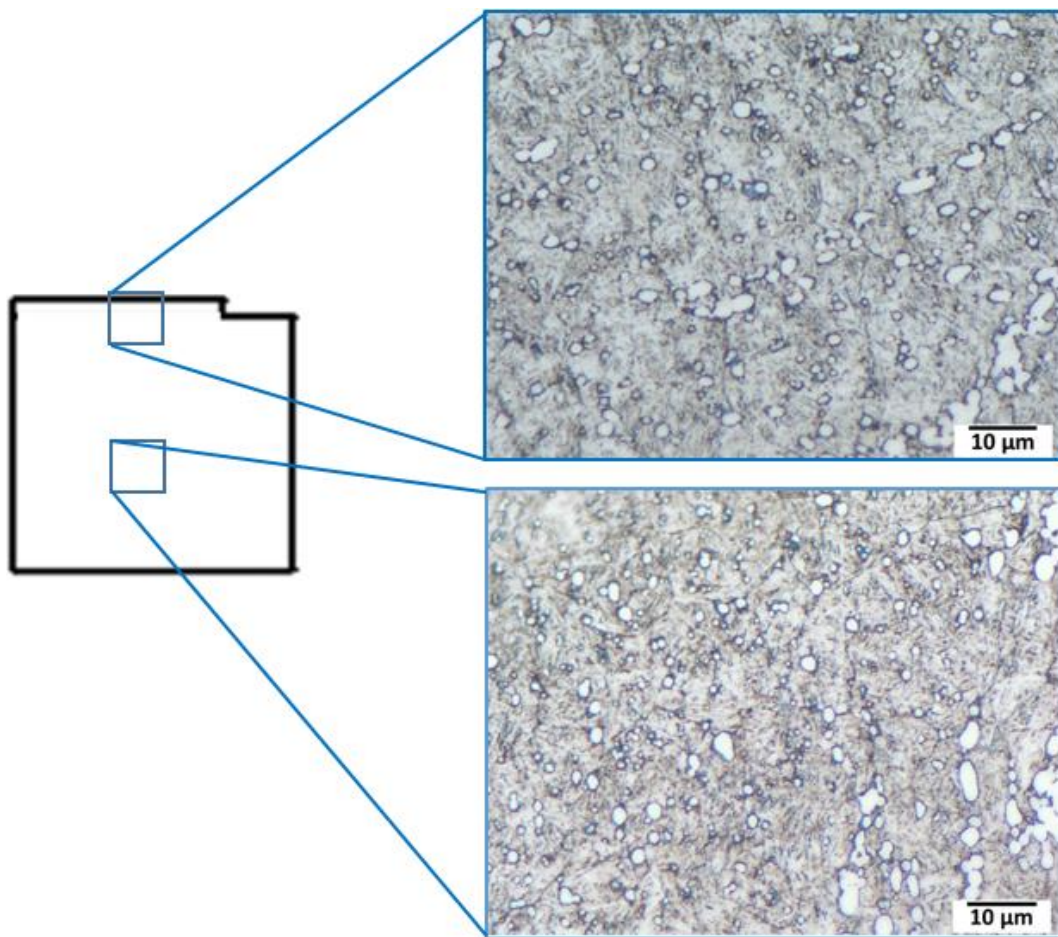
Al igual que en la brocha, se realizó un análisis detallado de la sección transversal de toda la herramienta y se determinó que no hubo variación microestructural desde el centro de la herramienta hasta la superficie del diente, indicando que esta herramienta no tuvo tratamientos superficiales (Figura 19).

Figura 18. Micrografías de la sección longitudinal del rack tomadas mediante MO a 1000x a) R1, b) R2, c) R3.



En el caso particular que presentó el rack, de tener una parte sin desgaste o parte nueva y otra parte que estuvo en servicio, se realizó un análisis mediante microscopía óptica para corroborar si el funcionamiento de la herramienta afecta de alguna manera el material base. En la Figura 20 a y b se pueden contemplar las microestructuras halladas en las dos partes del material, de las cuales no fue posible observar alguna variación microestructural.

Figura 19. Esquema transversal del rack (micrografías a 2000x).



Durante el mismo análisis se determinó que durante su servicio la herramienta se vio afectada por las condiciones de trabajo, debido a la existencia de grietas en el material, ubicadas específicamente en los dientes de la parte usada del rack, indicando que son grietas generadas en servicio, que con seguridad son grietas de

fatiga ya que su inicio se da en la superficie de la herramienta. En algunos casos, estas grietas se unieron conllevando a pérdidas de material como se observa en la Figura 21.

Figura 20. Secciones longitudinales cerca al diente a 500 aumentos. a) diente nuevo, b) diente usado.

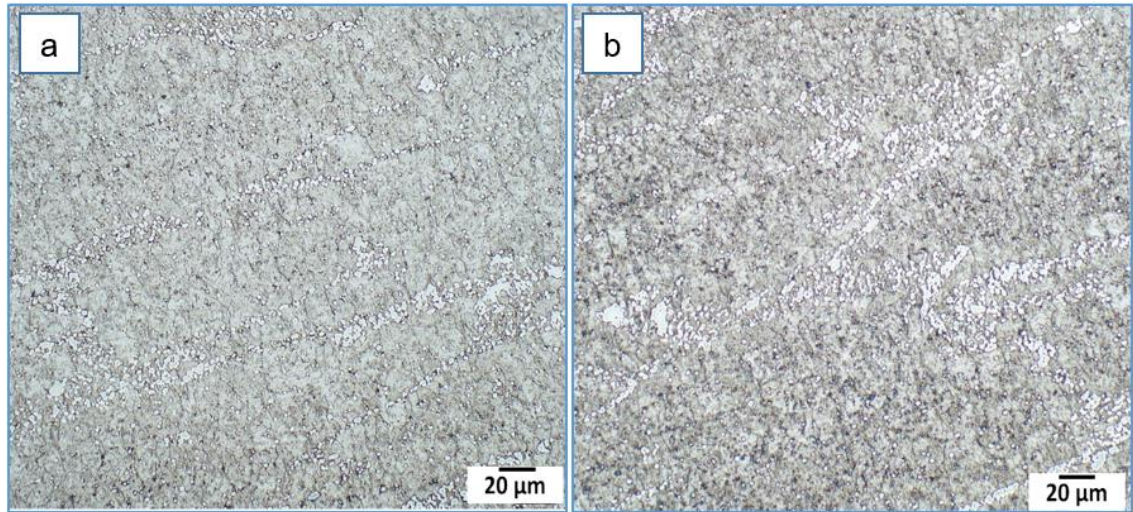
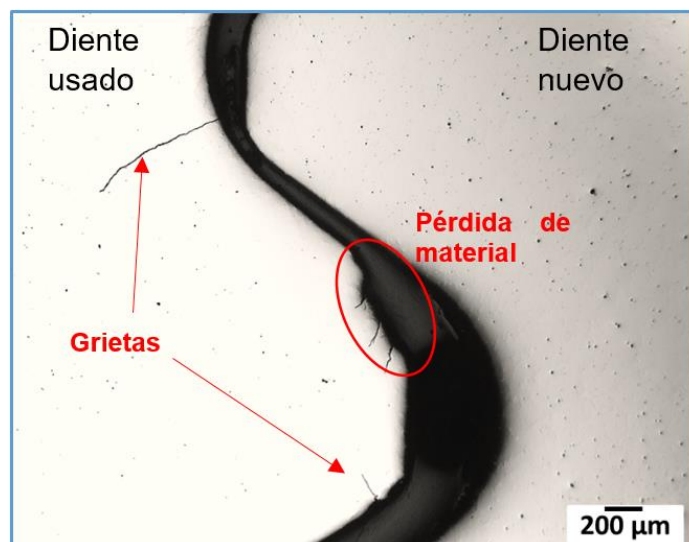


Figura 21. Grietas y pérdida de material presentes en la parte usada del rack. 100x.



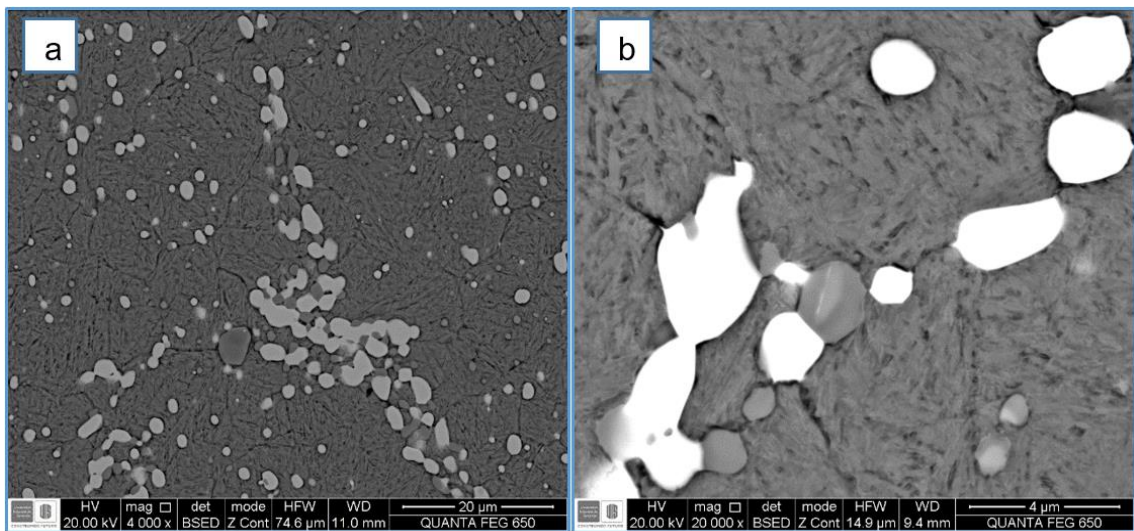
El análisis detallado de la microestructura, por microscopia electrónica de barrido usando electrones retrodispersados, confirmó la presencia de martensita revenida

en la matriz del rack. Dicha martensita presentó una morfología más basta (agujas más gruesas) en comparación con la brocha (Figura 22a).

Durante este análisis se observaron dos tipos de carburos, diferenciables fácilmente por la variación en el contraste. Se puede observar que los carburos de color claro (mayor número atómico promedio) predominan en cantidad sobre los de color oscuro. Además, como se observa en la imagen, los precipitados no estaban homogéneamente distribuidos a través de la estructura, se encontraban concentrados en la dirección de deformación, lo cual es debido a los procesos de obtención y conformación de la herramienta.

En este acero rápido es común encontrar austenita retenida, al igual que la brocha, en porcentajes cercanos al 15%, esta fase disminuye las propiedades de la herramienta, en especial la dureza y la resistencia al desgaste [22].

Figura 22. Micrografías de MEB, mediante electrones retrodispersados a) 4000x y b) 20000x.

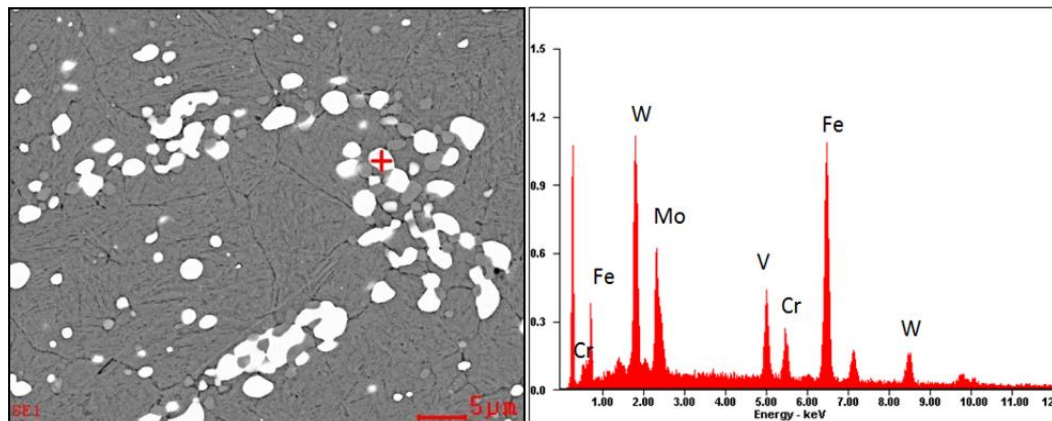


Por otra parte, a mayores aumentos se observó que los carburos de contraste claro, que presentaron morfología variable, cercana a la globular, tenían diámetros cercanos a los 4 μm , mientras que el oscuro presentó un tamaño cercano a los 2 μm (Figura 22b). En ambas micrografías a y b, se puede observar claramente la

unión de los carburos, que es causada por la falta de tiempo o de temperatura en el tratamiento térmico de recocido, para generar el reordenamiento de los precipitados en las herramientas. El análisis mediante EDX de los carburos hallados en el rack, diferenciables por su tamaño y contraste, permitió determinar sus elementos constitutivos.

En este sentido, como se muestra en la Figura 23, el carburo claro posee como elementos principales de aleación además del hierro, wolframio y molibdeno, potentes formadores de carburos que incrementan de manera decisiva la resistencia y la tenacidad del material [17]. Este tipo de carburo es normalmente encontrado en los aceros rápidos y correspondería a un carburo del tipo M_6C .

Figura 23. Micrografía de MEB y espectro por EDS del carburo del tipo M_6C presente en el rack.



En el carburo de color oscuro (Figura 24) se evidencia la presencia de hierro, molibdeno y wolframio, y de gran cantidad de vanadio, elemento formador de carburos tipo MC , el cual imparte buenas propiedades mecánicas a la herramienta, primordialmente la resistencia al desgaste y la dureza a altas temperaturas [17][19].

En relación con la matriz, de manera similar a la brocha, en este espectro (Figura 25) se puede observar la presencia de elementos como wolframio, molibdeno, vanadio y cromo en pequeñas cantidades, formando de esta manera la matriz martensítica aleada.

Figura 24. Micrografía de MEB y espectro por EDS del carburo No. 2, presente en el rack.

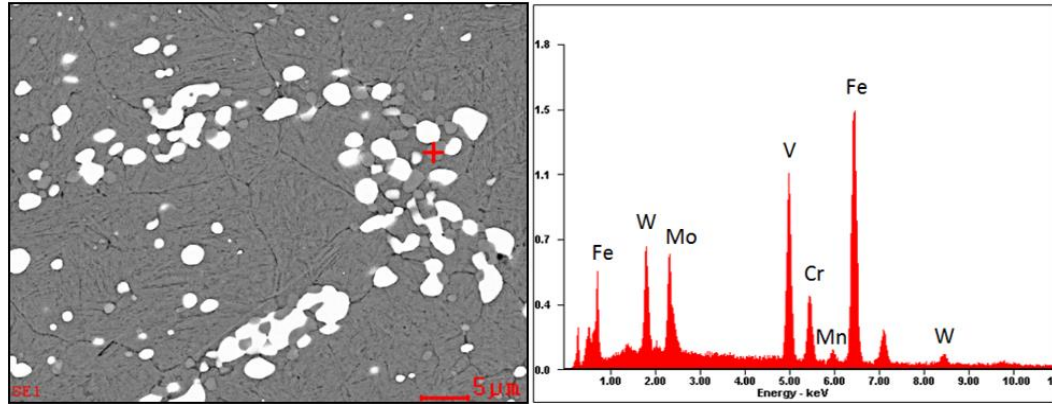
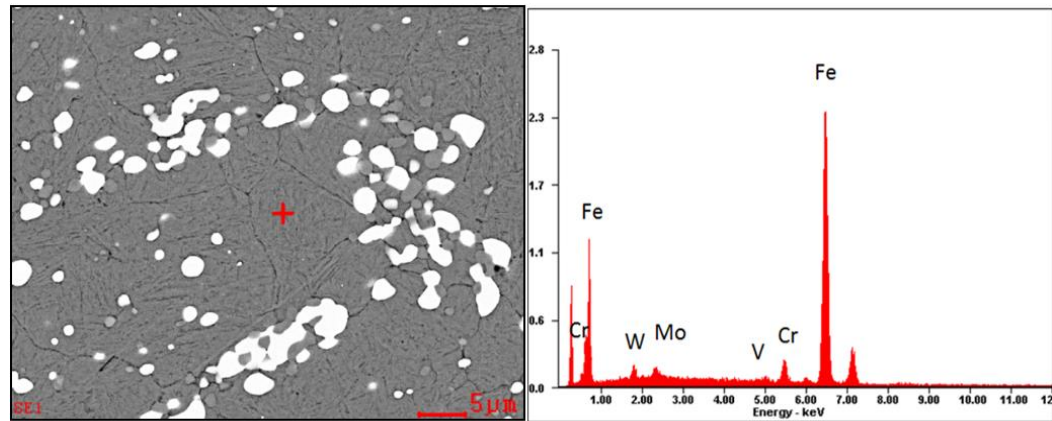


Figura 25. Micrografía de MEB y espectro por EDS de la matriz del rack.

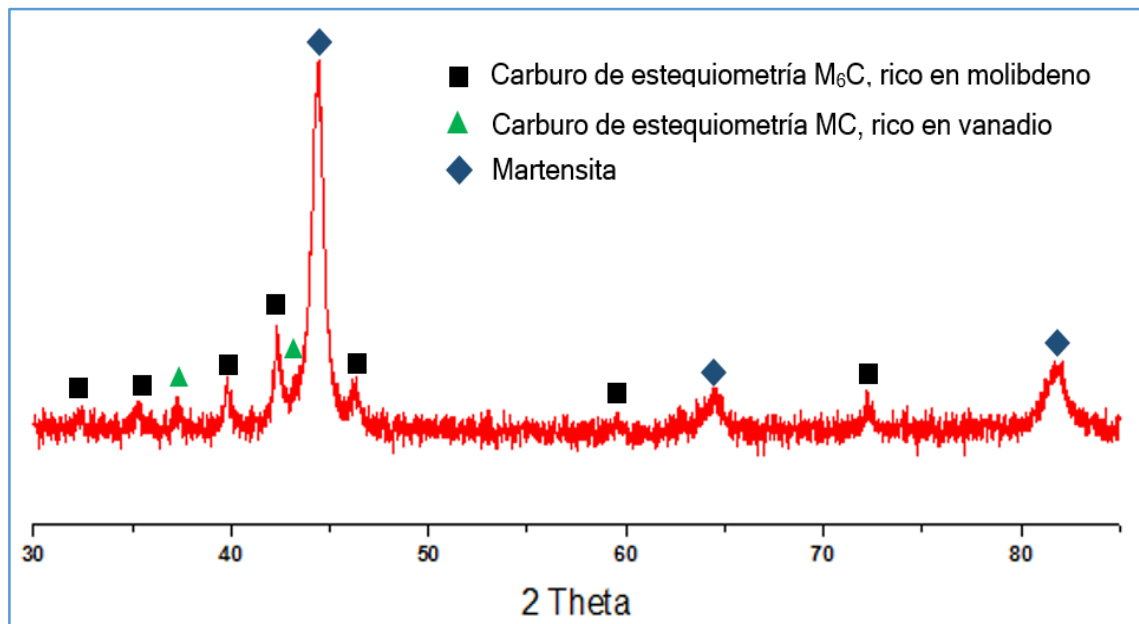


Por último, con el fin de determinar la estequiometría de las fases y compuestos presentes en el rack, se realizó un análisis DRX, cuyos resultados se pueden apreciar en la Figura 26, donde se pueden diferenciar los máximos de difracción distintivos de los dos tipos de carburos y su matriz martensítica.

En el caso de los carburos, los picos representativos del carburo de estequiometría M_6C rico en molibdeno, presentaron mayor intensidad a comparación de los máximos hallados en la brocha, siendo el mismo tipo de carburo encontrado en la herramienta anterior, esta variación de intensidad se debe a un aumento en el número de planos orientados preferentemente para la difracción de los rayos X, es

decir, una cantidad mayor de esta fase en el material. Esto se puede relacionar con los resultados obtenidos en el análisis metalográfico del rack, en donde se podía apreciar que la cantidad de carburos de color blanco, que ahora identificamos como carburo tipo M_6C rico en molibdeno/wolframio, predomina en cantidad sobre el carburo de color gris tipo MC.

Figura 26. Difractograma de rayos x del rack.



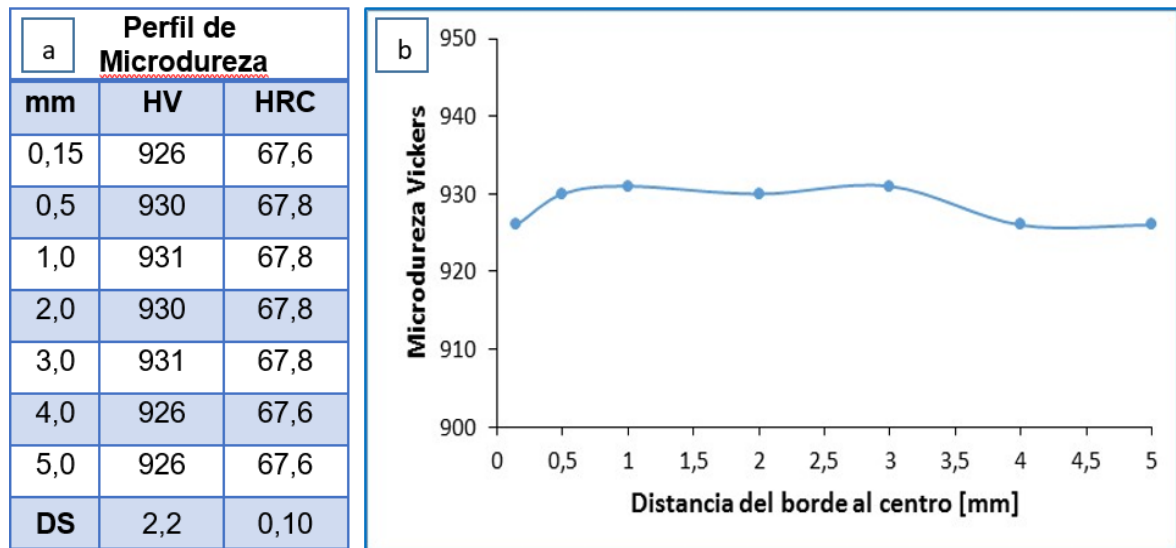
Por otra parte, la matriz del rack se determinó que corresponde a martensita de estructura tetragonal, que ha sufrido un proceso de difusión por el revenido, generando de esta manera una estructura con menos tensiones internas. La martensita al ser la fase que se encuentra en mayor cantidad en la microestructura, tendrá un mayor efecto sobre las propiedades finales de la herramienta.

4.1.3 Microdureza Vickers

En la Figura 27 se presentan los resultados del perfil microdureza hallados en la brocha. Para determinar estos datos se realizó un barrido de una longitud de 5 mm desde el borde del diente hacia el centro de la herramienta, con diferentes intervalos de indentación.

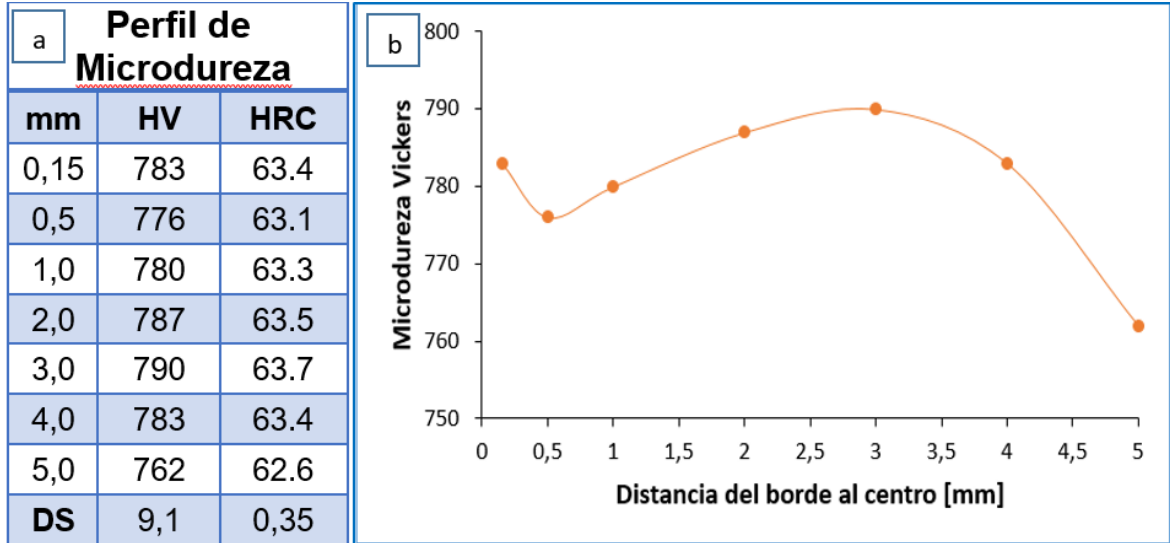
La distribución de dureza (Figura 27b), mostró una variación muy baja de los valores, que fluctuaron 926 y 931, lo que indica que la microestructura es homogénea y que no tiene ningún tratamiento superficial como se planteó de manifiesto en la caracterización microestructural.

Figura 27. Perfil de microdureza Vickers realizado en la brocha. a) Tabla de valores en escala HV junto con su equivalencia en Rockwell C y b) gráfico de distribución.



Por otra parte, en la Figura 28 se pueden observar los resultados del perfil de microdureza tomado del rack mediante el mismo método de indentación utilizado en la brocha. En la Figura 28b se graficó la distribución de dureza desde el borde del diente hasta el interior de la probeta, donde se puede apreciar que, a comparación de la brocha, la desviación de estos valores es mucho mayor, causada principalmente por la heterogeneidad de la microestructura del rack, que puede causar que la indentación vickers se ubique sobre zonas de mayor densidad de carburos aleados o sobre zonas con menos carburos, los cuales son en parte responsables de la dureza de la herramienta [14]. Este perfil de dureza evidencia que esta herramienta no tiene tratamiento superficial.

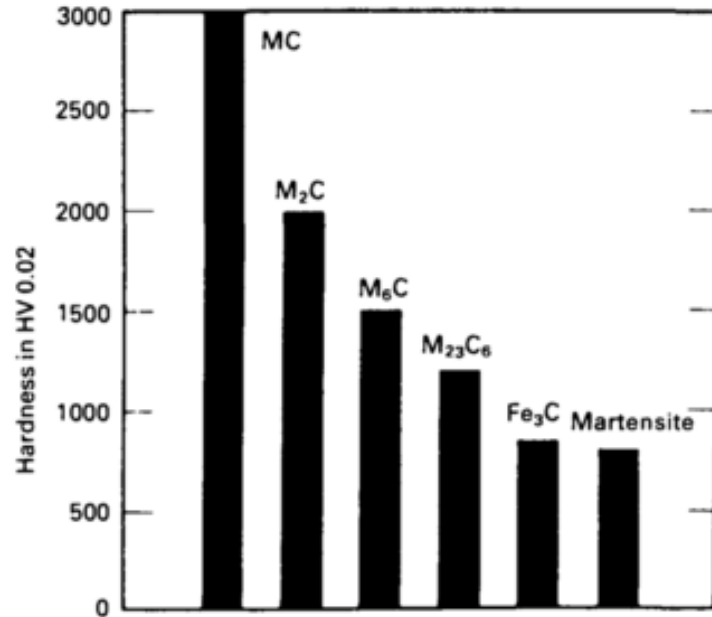
Figura 28. Perfil de microdureza Vickers realizado en el rack. a) Tabla de valores en escala HV junto con su equivalencia en Rockwell C y b) gráfico de distribución.



Los valores de dureza de la brocha fueron mayores que los presentados por el rack, lo que se fundamenta en las diferentes características microestructurales de los dos aceros, relacionadas principalmente con el tipo y distribución de carburos, así como la naturaleza de la matriz. En relación con el primer aspecto, la Figura 29 muestra los valores teóricos de microdureza para varios carburos y para la martensita, donde se puede denotar que el carburo de mayor dureza es el de tipo MC con 3000 HV, mientras que el carburo de estequiometría M_6C está alrededor de 1500 HV, y la martensita en 700 HV.

En este sentido, se puede inferir que los mayores valores de dureza presentados por la brocha en comparación a los valores del rack, pueden ser debidos a que ésta herramienta presentó mayor cantidad de carburos del tipo MC que del tipo M_6C . Además de ello, el tamaño de grano austenítico fue menor y la matriz martensítica que presentó, fue más fina que la martensita observada en el rack.

Figura 29. Valores de microdureza de carburos aleados y martensita en los aceros rápidos.



Fuente: Tool Steels, American Society for Metals, 1998, Capítulo 4, Pág. 59

Finalmente, cabe mencionar que la dureza en los aceros rápidos es la característica más importante para determinar la calidad del material y, por lo general, éstos poseen durezas cercanas y superiores a 63 HRC en estado templado y para algunos aceros especiales su dureza puede llegar hasta 69 HRC [8]. Con respecto a las herramientas analizadas en esta investigación, se observó que su dureza Rockwell, obtenida por su equivalencia a la Vickers, se encuentra dentro del rango de los aceros rápidos.

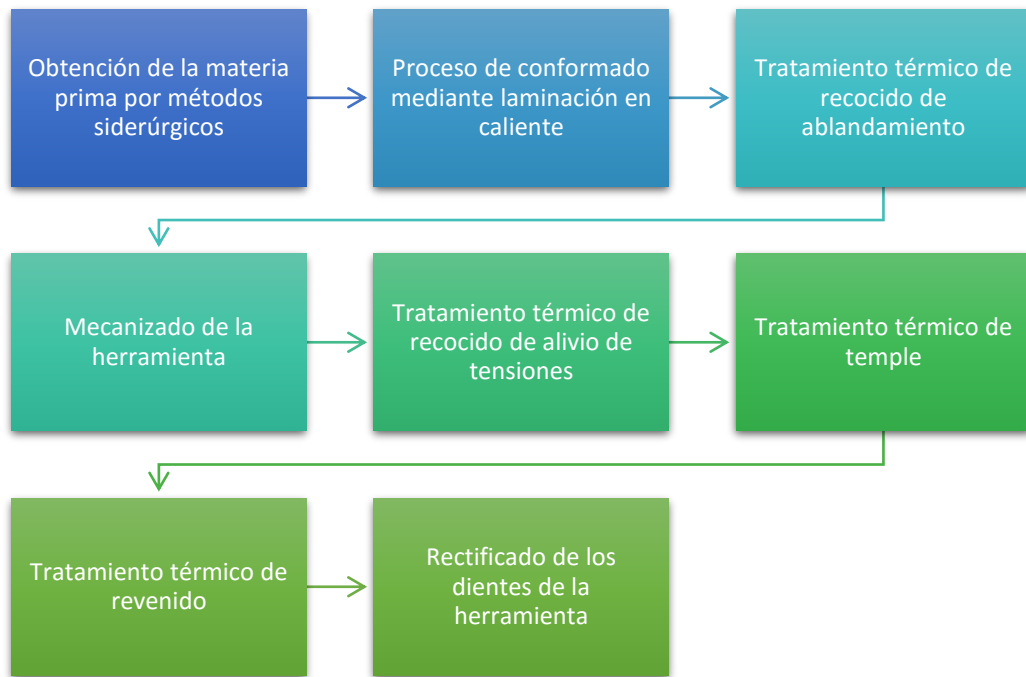
4.2 ANÁLISIS DE LAS CONDICIONES DE FABRICACIÓN

Considerando los resultados obtenidos en esta investigación, junto con la revisión bibliográfica correspondiente, fue posible determinar o proponer de la manera más acertada los procesos de obtención y conformación de las herramientas objeto de estudio. En la industria estas etapas comúnmente son: obtención de la materia prima, conformado de la herramienta, mecanizado y rectificado de la herramienta, y

aplicación de los tratamientos térmicos necesarios para obtener las propiedades requeridas para el correcto servicio de las herramientas.

a) Brocha. Para el caso de esta herramienta, en la Figura 30 se presenta un diagrama esquemático de las diferentes posibles etapas llevadas a cabo durante su proceso de fabricación, y que fueron deducidas principalmente a partir de su caracterización microestructural.

Figura 30. Esquema representativo de las posibles etapas seguidas para la obtención de la herramienta brocha.



En la primera etapa, obtención de la materia prima, es conocido que los aceros rápidos son obtenidos comúnmente mediante dos métodos: siderúrgicos y pulvimetalúrgicos. Este último se caracteriza por el uso de aglomerantes, siendo los más comunes el zinc, aluminio y níquel, elementos que no se encontraban presentes en la brocha, lo que permitió descartar éste como posible proceso de fabricación [26]. Además de ello, en la industria se opta por procesos en los cuales se obtenga el mayor beneficio económico mientras se obtengan unas propiedades

aceptables. Todo esto, permitió deducir que la herramienta se obtuvo por métodos siderúrgicos.

La siguiente etapa corresponde al proceso de conformado mediante laminado en caliente, realizado a temperaturas que están dentro del rango austenítico (1100-1300°C). Es importante tener en cuenta que si esta etapa se realiza a temperaturas inferiores a la de recristalización se producirá acritud (endurecimiento por deformación en frío) [24], mientras que si se realiza a temperaturas demasiado elevadas puede producir la fusión de los carburos o impurezas localizadas en los límites de los granos, que luego, al enfriarse quedan en forma de láminas frágiles sin cohesión, generando daños prematuros en la herramienta laminada [14].

Los aceros para herramientas, así como la mayoría de aceros de alta aleación, que se enfrían al aire tras el trabajo en caliente, como la forja o la laminación, son por lo general difíciles de mecanizar. El recocido de ablandamiento reduce la dureza, y promueve cambios estructurales para que el mecanizado sea más fácil de realizar. En un recocido de ablandamiento, la estructura obtenida es la de gran cantidad de carburos de morfología globular, distribuidos de manera uniforme a través de la matriz de ferrita [2]. Esta morfología globular de los carburos observada en el análisis microestructural, permitió deducir que a la brocha se le aplicó un tratamiento térmico de recocido de ablandamiento.

Seguido a este proceso de recocido, con la pieza en el estado más blando, se procede a la etapa de maquinado. En este proceso se le da la forma general a la brocha mediante la remoción de metal sobrante, formación de los aros y los dientes de la herramienta y la eliminación de bordes angulares es decir, en esta etapa se le da el perfil dimensional con el cual va a estar la herramienta en servicio [8][24].

Terminado el proceso de maquinado la pieza resulta con tensiones internas producto de las altas deformaciones, por tal motivo se le aplica un tratamiento de alivio de tensiones. Esta etapa no es tan común en la industria, ya que se incurre en costos extras y, por tanto, normalmente se realiza después del temple. Sin

embargo, en algunas herramientas de geometría complicada el recocido de alivio de tensiones se aplica antes del temple [8][23].

Posteriormente, se realiza el tratamiento térmico de temple con el fin obtener las durezas necesarias para el correcto servicio de la herramienta. Teniendo en cuenta que el temple depende de varias características como son: la temperatura de austenización, el tiempo de sostenimiento y la selección de los medios de enfriamiento, resulta muy difícil determinar de forma precisa qué tipo de temple fue aplicado a la brocha. Sin embargo, las características morfológicas de la matriz observada en esta herramienta y que correspondió a una martensita de morfología fina de buena calidad, al igual que el perfil homogéneo de microdureza obtenido en la etapa de dureza, permitieron postular de forma general, que el tratamiento empleado fue el martempering.

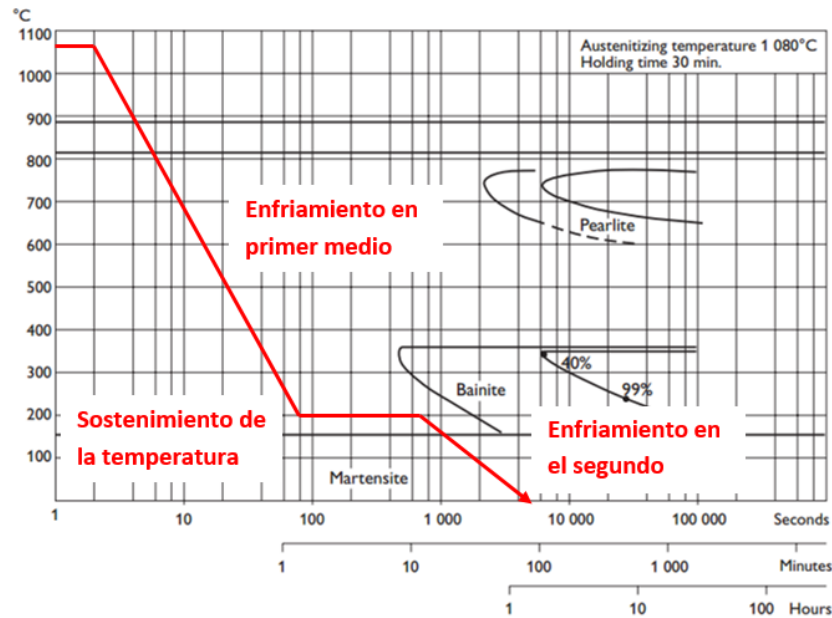
El martempering es un tipo especial de temple escalonado, en el cual se utilizan dos medios de enfriamiento con el fin de que la velocidad de enfriamiento en la pieza no sea abrupta en el rango de transformación martensítica y de esta manera reducir las tensiones residuales, grietas y las distorsiones generadas por un enfriamiento brusco.

Para la correcta realización de este tratamiento es necesario tener ciertos cuidados especiales con las piezas debido a su complejidad geométrica, uno de ellos es el precalentamiento, el cual se utiliza para evitar las distorsiones por los cambios de volumen en el material. También es necesario que el baño en el cual se va a realizar el sostenimiento de la temperatura, por lo genera sales fundidas, esté ligeramente por encima de la temperatura M_s . La teoría recomienda valores alrededor de 30°C por encima, con el fin de homogenizar la temperatura a través de toda la herramienta [14]. En la Figura 31 se puede apreciar el esquema del tratamiento térmico de martempering.

Posterior a ello, se realiza la etapa de revenido con el fin de aliviar las tensiones residuales generadas en los procesos de temple y promover el fenómeno de

endurecimiento secundario, el cual consta de una precipitación de carburos micrométricos durante el calentamiento a temperaturas cercanas a 540°C lo que aumenta directamente la dureza del material (Figura 32).

Figura 31. Esquema del tratamiento térmico de martempering.



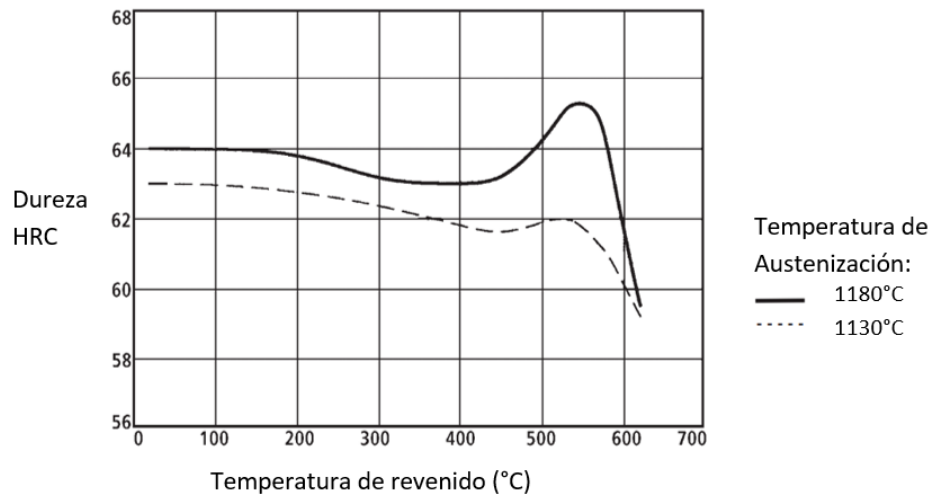
Adaptado de: Ficha técnica acero Udeholm Vanadis 23.

Asumiendo que la dureza final de la brocha está alrededor de 67 HRC, se puede inferir, mediante el análisis de la curva anterior, que la herramienta fue sometida a un proceso de revenido que envuelve el fenómeno de endurecimiento secundario. Por lo general, estos tipos de revenidos para el acero M4 se realizan dos o tres veces a 540°C, con el propósito de promover la transformación de la austenita retenida en el material a otra fase, en algunos casos a martensita que después del enfriamiento genera tensiones internas, por lo cual es necesario el segundo revenido para aliviar dichas tensiones.

Finalmente, después completar todos los procesos anteriores es común realizar la etapa de rectificado de la brocha, la cual tiene como propósito remover una cantidad

mínima de material ($2 - 3 \mu\text{m}$) y tiene como propósito darle a la herramienta las dimensiones exactas finales para el correcto funcionamiento en servicio [8].

Figura 32. Curva de revenido para el acero M4.



Adaptado de: Ficha técnica acero Bohler S690 Microclean.

b) Rack. Para este caso, en la Figura 33 se presenta un diagrama esquemático de las posibles etapas llevadas a cabo, durante el proceso de fabricación de la herramienta.

Mediante el análisis metalográfico se determinó que la herramienta fue obtenida por métodos siderúrgicos, ya que algunos carburos poseen morfologías comúnmente encontradas en los aceros de herramientas obtenidos por colada, como se observa en la Figura 34.

Estos precipitados corresponden a carburos primarios, obtenidos directamente del proceso de colada. Normalmente después de realizar el proceso de forja los precipitados pasan a tener una orientación y forma alargada, llamada bandas de carburos. Si la deformación en el conformado no es la suficiente para generar bandas de carburos, se observarán entonces redes de carburos; dichas redes fueron observadas en las muestras analizadas del rack (Figura 34) [22][25]. Este tipo de distribución de carburos es perjudicial para las propiedades de la

herramienta, ya que actúan como concentradores de esfuerzos, fragilizando al material.

Figura 33. Esquema representativo de las posibles etapas seguidas para la obtención de la herramienta rack.

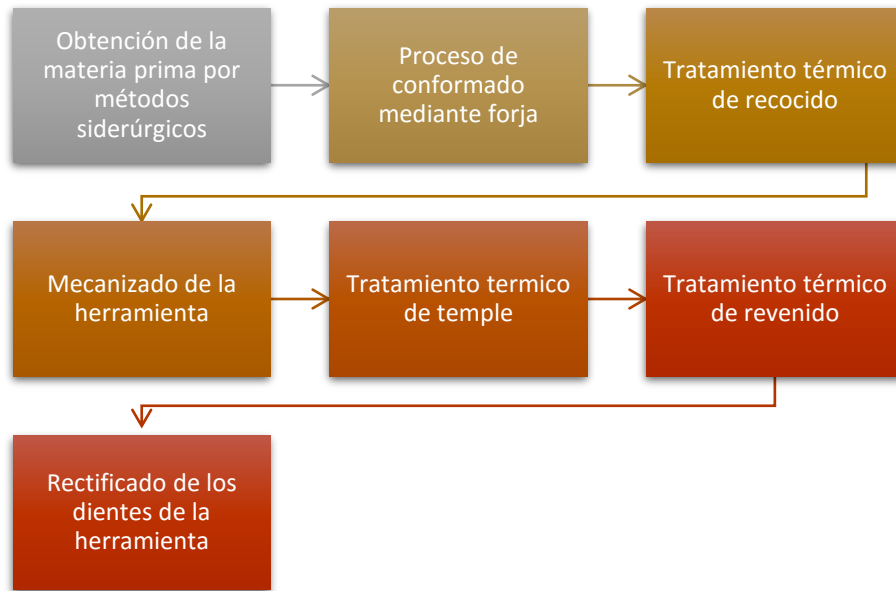
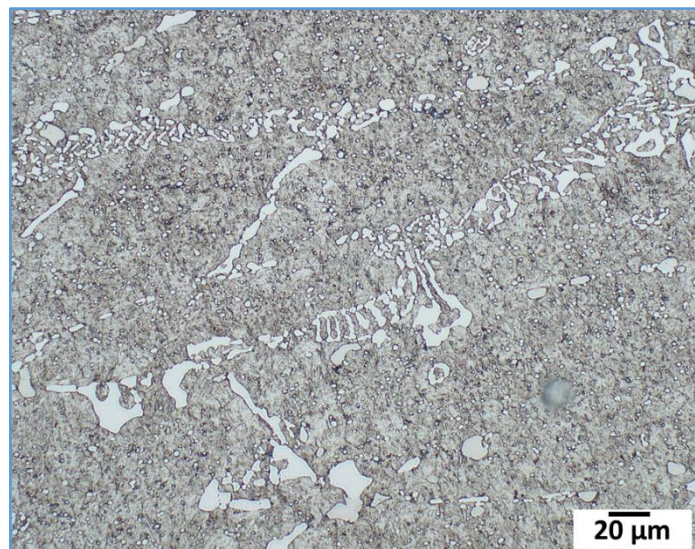


Figura 34. Carburos primarios observados en el rack (micrografía a 500x).



La siguiente etapa corresponde al conformado, que comúnmente tiene como propósitos: i) generar la forma geométrica básica de la herramienta mediante la deformación del metal a altas temperaturas, y ii) destruir la microestructura dendrítica de colada, la cual no es óptima para los servicios para los que fue diseñada la herramienta, y de esta forma generar una microestructura de granos poligonales [24].

Mediante el método de macroataque (Solución 1:1 de HCl a 70°C), usado comúnmente para determinar las líneas de flujo del material o fibrado mecánico, fue posible determinar que la herramienta se obtuvo de materia prima que sufrió un proceso de conformado por forja y posteriormente fue mecanizada.

Figura 35. Fotografía del macroataque, realizado en rack.



En la Figura 35 se observan los resultados del macroataque, en la que se puede apreciar que el fibrado atraviesa algunos dientes, en vez de contornear la forma de ellos, lo que pone de manifiesto que dichos dientes fueron obtenidos mediante un mecanizado.

El fibrado mecánico es la alineación de segregaciones, segundas fases o impurezas durante el proceso de forja, que causa un aumento o disminución de las propiedades con respecto a la dirección en la que se esté trabajando. Para evitar la

anisotropía de propiedades generada durante el proceso de forja, la deformación o reducción de la sección transversal del material debe estar dentro del rango de 50 – 70% [24].

Teniendo en cuenta las premisas anteriores se puede definir que el proceso de conformado llevado a cabo en la herramienta no fue suficiente para destruir la estructura de colada de los carburos por completo, dejando redes de carburos en zonas centrales de la herramienta. También se puede definir que el gran tamaño de la aglomeración de los precipitados, es causado por presiones insuficientes para deformar la región más interna del material.

Convencionalmente, en los aceros de herramientas se realiza un tratamiento térmico posterior al proceso de conformado, ya que estos no son adecuados para el posterior proceso de mecanizado. Dicho tratamiento tiene el propósito de ablandar el material para su posterior corte o mecanizado, mediante un cambio microestructural **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia..** El tratamiento que mejor cumple los requisitos de ablandamiento es el recocido. Usualmente, en la industria se utiliza el tratamiento que cumpla el requisito de ablandamiento en menor tiempo (proceso más económico), normalmente es un recocido isotérmico, el cual consta de un calentamiento por encima de Ac1, con posterior sostenimiento a una temperatura por debajo de Ac1 [23].

Analizando detalladamente la microestructura observada en el rack se puede inferir que el proceso de recocido no fue el más adecuado, debido a que los carburos observados no se encontraban dispersos de una manera homogénea, además de no presentar morfologías globulares, lo que conduce a concentraciones de esfuerzos dentro el material. En este sentido podemos inferir que el tratamiento no cumplió con el principal propósito de un recocido, que es promover el cambio a una microestructura más blanda de fácil mecanizado.

Una vez la herramienta se encuentra en estado de recocido, se procede a realizar el mecanizado de la misma, el cual tiene como propósito dar la forma inicial a los

dientes diseñados, dejando un leve espesor para cambios dimensionales en los últimos procesos, específicamente en la etapa de rectificado.

La siguiente etapa corresponde al tratamiento térmico de temple, el cual se realiza con el fin de obtener una matriz martensítica, cuyo principal propósito es proporcionar la dureza suficiente al material para el correcto servicio de la herramienta.

Teniendo en cuenta que existen múltiples variaciones del temple, es improbable determinar el proceso exacto llevado a cabo en esta etapa, aunque sí se puede aseverar que el tipo de tratamiento que se realizó fue un temple con enfriamiento escalonado, lo cual fue deducido por dos razones: i) debido a que estas herramientas deben tener un control dimensional muy preciso para la fabricación de las piezas, no se permite la generación de distorsiones o cambios dimensionales en las herramientas, como usualmente ocurre con el temple directo. ii) Durante la etapa de caracterización se observó que la morfología de la martensita era un poco basta o gruesa, que normalmente es obtenida mediante temples directos o temples escalonados sencillos [18][23]. Con esta última afirmación se puede descartar que se hayan realizado tratamientos especiales para refinar la martensita, como el caso del martempering.

Es común, para este tipo de herramientas eliminar las tensiones internas generadas durante el enfriamiento brusco del temple y durante el proceso de mecanizado del material. Esto se realiza mediante el tratamiento térmico de revenido, el cual debe ser del tipo de alivio de tensiones, ya que si se trabaja a altas temperaturas se estaría sacrificando valores de dureza importantes para la herramienta en servicio. También es posible que se incurra en pequeñas deformaciones debido a los cambios de volumen en el material, conllevando a cambios dimensionales en la pieza, lo que es inaceptable en una herramienta que fabrica partes de automotor [19][23].

Por último, después de realizar el tratamiento térmico de revenido se realiza un proceso de rectificado con el fin de dar la tolerancia dimensional exacta a la herramienta, de manera que en este proceso se remueven alrededor de 2 a 3 micras de material [8].

4.3 DISEÑO TEÓRICO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO

La selección de un acero para una aplicación en particular y su desempeño en servicio, se hace en gran parte teniendo en cuenta sus propiedades o características. Estas propiedades dependen principalmente de la microestructura propia del material. En el caso particular de los aceros para herramientas, las propiedades provienen específicamente del tipo, tamaño, forma, distribución y fracción en volumen de los carburos, y de la martensita. Estos constituyentes microestructurales hacen que mejoren las propiedades finales de la herramienta, especialmente la resistencia al desgaste y la habilidad de mantener la dureza a altas temperaturas.

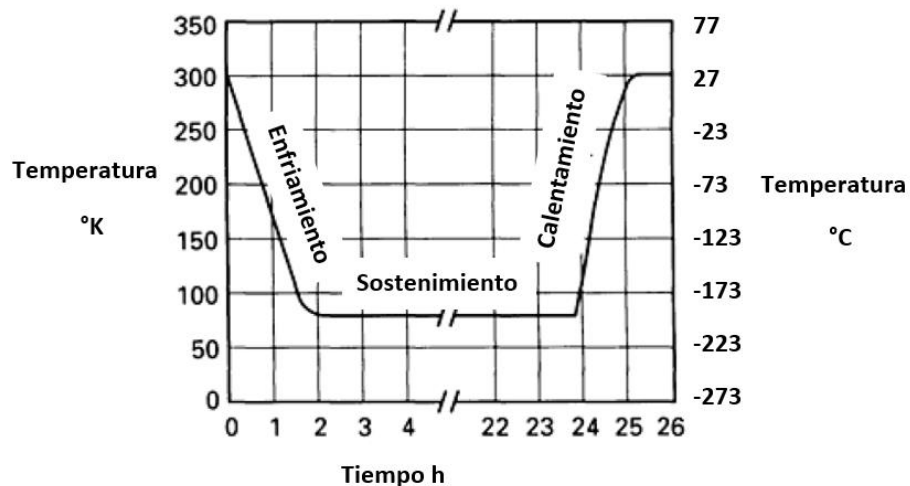
Por tanto, durante la fabricación de la herramienta es necesario llevar a cabo procesos que garanticen que dicha microestructura cumple con los requerimientos para los cuales se está diseñando la herramienta. Atendiendo a estos planteamientos y con base en las características microestructurales que presentaron cada una de las herramientas, a continuación, se proponen algunos tratamientos que modifican las condiciones de suministro y que podrían mejorar su vida útil.

a) Brocha. Durante la etapa de caracterización se determinó que su microestructura estuvo constituida por carburos, cuya distribución y tamaño se consideran óptimos, embebidos en una matriz acicular de tamaño fino de martensita revenida. Hasta aquí se podría inferir que la herramienta posee la microestructura ideal para trabajo de corte o arranque de viruta para la cual fue diseñada la brocha. Sin embargo, como se mencionó en el apartado de caracterización microestructural, es común encontrar alrededor del 6 a 15 % en volumen de austenita retenida en los aceros

rápidos, debido a su alta templabilidad; esta fase, por lo general, no proporciona buenas propiedades. Algunos estudios en aceros que trabajan bajo desgaste, han indicado que la austenita retenida puede ser perjudicial generando pérdidas prematuras de material o deformaciones en la superficie, debido a que la austenita es una fase relativamente blanda comparada con otras fases o microconstituyentes presentes en aceros usados comúnmente para este tipo de servicio, como lo son la martensita y los carburos [19].

En este sentido, podemos inferir que el único tratamiento térmico que se le puede aplicar a la brocha con el fin de mejorar las propiedades de la herramienta y en especial aumentar significativamente la vida útil de la misma, es un tratamiento criogénico, en el cual se puede disminuir la cantidad de austenita retenida presente en el material, transformándola en una fase de mejores propiedades, en este caso la martensita **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia..**

Figura 36. Esquema del tratamiento térmico de criogenia.



Adaptado de: ASM Handbook volume 4, Heat treating, Pág. 490.

Cabe recordar que el tratamiento criogénico es la exposición de los aceros a temperaturas subzero para obtener o mejorar propiedades específicas de las herramientas, como la resistencia al desgaste, la estabilidad dimensional. Su principal propósito es el de terminar la transformación martensítica, que en la

mayoría de los aceros aleados para herramientas se culmina por debajo de -80°C . Lo anterior se logra mediante el uso de nitrógeno líquido, con el cual se disminuirá la temperatura gradualmente hasta valores máximos de -180°C [19][23]. En la Figura 36 se aprecia el esquema del tratamiento térmico criogénico.

Es importante realizar el tratamiento criogénico justo después de obtener la herramienta templada hasta temperatura ambiente, pues si el tiempo en el cual se sostiene la herramienta a temperatura ambiente es largo, entonces la cantidad de austenita retenida que responderá a la transformación martensítica será mucho menor, en algunos casos de sostenimientos largos sólo alrededor del 30% de austenita se transformará, por lo cual este tratamiento térmico especial tendrá mayor efecto si se realiza momentos después de realizar un tratamiento térmico de temple convencional [19].

Por otro lado, es necesario tener en cuenta que durante este tratamiento las tensiones inducidas en el material son altas, por lo que es necesario tener cuidado especial al enfriar la pieza, de tal forma que se disminuya la temperatura gradualmente. Igual cuidado se debe tener en la etapa posterior cuando se calienta la pieza hasta alcanzar la temperatura ambiente [14][15].

Posterior al tratamiento criogénico se debe realizar el revenido, para este caso en especial es necesario realizar un tratamiento térmico de revenido de alivio de tensiones, ya que, después del tratamiento criogénico, la estructura posee gran cantidad de tensiones residuales promoviendo fragilidad del material. El tratamiento de revenido aumentará la tenacidad del material [16]; **Error! No se encuentra el origen de la referencia..** Por lo general este tratamiento de alivio de tensiones se realiza a temperaturas cercanas a 650°C , con sostenimiento a esa temperatura durante 1 hora [19].

b) Rack. En el caso de la microestructura observada en el rack, su principal característica fue la heterogeneidad presente en la distribución y morfología de sus carburos, actuando como concentradores de esfuerzo. Por tanto, se decidió

plantear un tratamiento térmico cuyo principal propósito fuera reorganizar dicha estructura a una en la que los carburos presenten una morfología y distribución más uniforme a través de la matriz.

Para dicho propósito, el primer paso es realizar un tratamiento térmico conocido como recocido de esferoidización, cuyo objetivo es producir una microestructura más blanda, cualidad que aumenta cuando mayor es el tamaño de los carburos y mayor distancia haya entre los glóbulos. Al final de este proceso se espera obtener una estructura cuyos precipitados sean de morfología globular y estén uniformemente distribuidos en una matriz de ferrita, proporcionando dureza adecuada para el posterior proceso de maquinado **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.**[23].

El recocido de globulización es básicamente una variación de temperaturas no mayores a 30°C alrededor de la temperatura crítica, es decir, ciclos alternativos de calentamiento y enfriamiento sobre la temperatura A_{c1} . Este tratamiento es representado mediante la Figura 37 y se explica detalladamente de la siguiente manera:

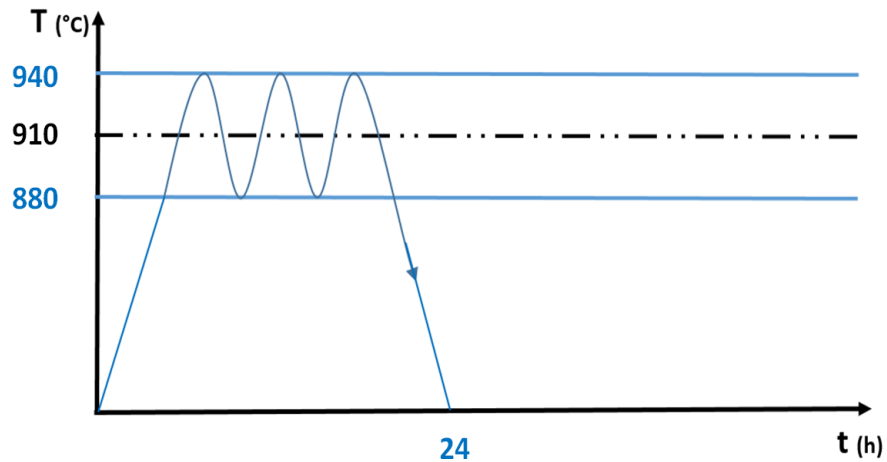
- Calentamiento a 30°C por encima de la temperatura de transformación (910°C).
- Enfriamiento a 30°C por debajo de la temperatura de transformación (910°C).
- Repetir este ciclo de calentamiento y enfriamiento durante 24 horas.
- Enfriar lentamente en el horno máximo 22°C/h .

El enfriamiento después del recocido es una etapa crítica, ya que si se supera la velocidad de 22°C/h , puede generar la formación de fases no deseadas en este tratamiento por su alta dureza, por ejemplo la ferrita widmanstätten.

Con el fin de aumentar la dureza es necesario obtener una estructura martensítica en la matriz. La mejor forma de obtener dicha estructura y propiedades, evitando

tensiones residuales y deformaciones comúnmente halladas en el temple, es mediante un tratamiento térmico de martempering.

Figura 37. Esquema del tratamiento térmico de recocido de esferoidización.



El enfriamiento en este tratamiento térmico se realiza con extremo cuidado, con el propósito de prevenir grandes diferencias microestructurales entre el centro de la pieza y la superficie. Además, en piezas enfriadas lentamente la temperatura es más uniforme a través de toda la masa y, por tanto, se genera la formación de martensita de manera uniforme en la pieza, eludiendo las frecuentes grietas y deformaciones [2];**Error! No se encuentra el origen de la referencia..**

Para este tipo de tratamiento es necesario que la temperatura del baño esté ligeramente por encima de la temperatura del punto M_s , pues si fuera inferior parte de la austenita de la superficie se transformaría en martensita antes de que lo haga el resto de la austenita del centro, y el proceso sería imperfecto **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia..**

El proceso se ilustra en la Figura 38 y se explica paso a paso de la siguiente manera:

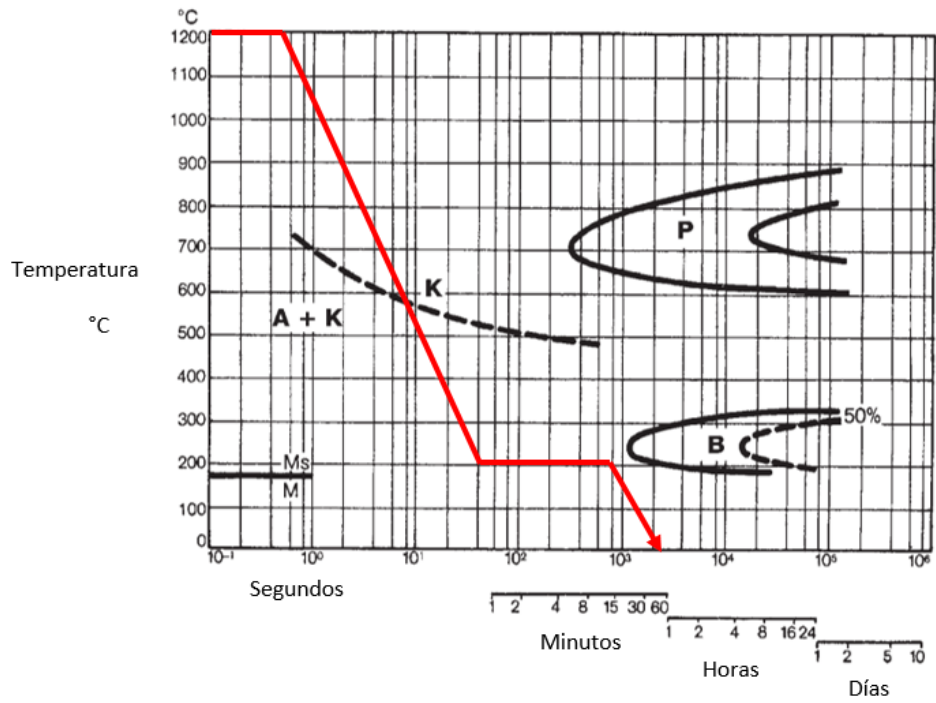
- Calentamiento hasta la temperatura de austenización, 1200°C .
- Sostenimiento de la temperatura por 4 horas (2 horas/2,5 cm de espesor).

- Enfriamiento desde la temperatura de austenización hasta la temperatura del baño de sales fundidas (200°C).
- Sostentamiento de la temperatura por 15 minutos.
- Enfriamiento en aceite a 65°C hasta temperatura ambiente.

Al terminar el proceso del martempering la pieza adquiere una dureza muy alta, lo que se traduce a una alta fragilidad, por ello es necesario un revenido para aliviar las tensiones residuales y en el caso de algunos aceros para herramientas, generar el fenómeno de endurecimiento secundario [5][23].

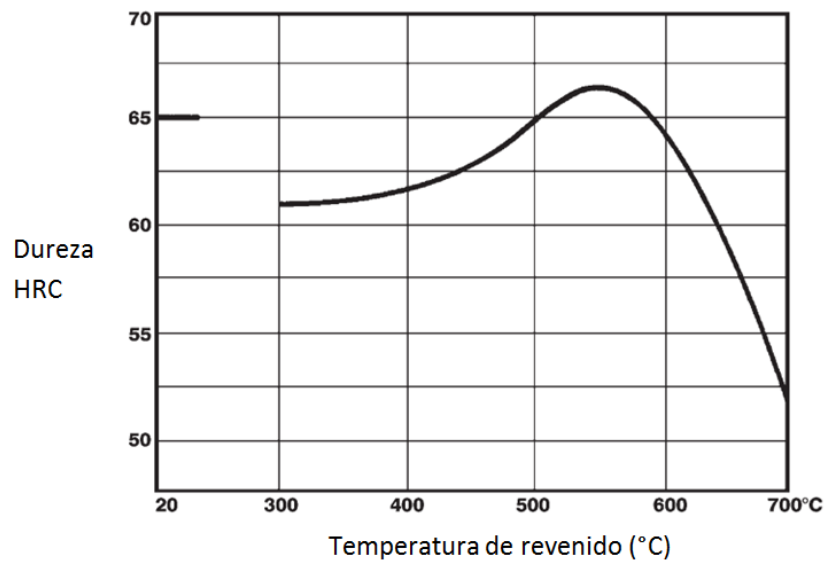
El tipo de revenido, al igual que la temperatura a la cual se realiza, se elige teniendo en cuenta la dureza final que va a tener la herramienta. En la Figura 39 se puede apreciar la curva de revenido específica para el acero estudiado. Basados en la gráfica anterior, se puede deducir que el mejor revenido que se puede aplicar es uno que conserve los valores de dureza después del tratamiento. En este caso debe realizarse a una temperatura de 540°C, en donde la dureza del material sube a valores cercanos a 67 HRC.

Figura 38. Esquema del tratamiento térmico martempering.



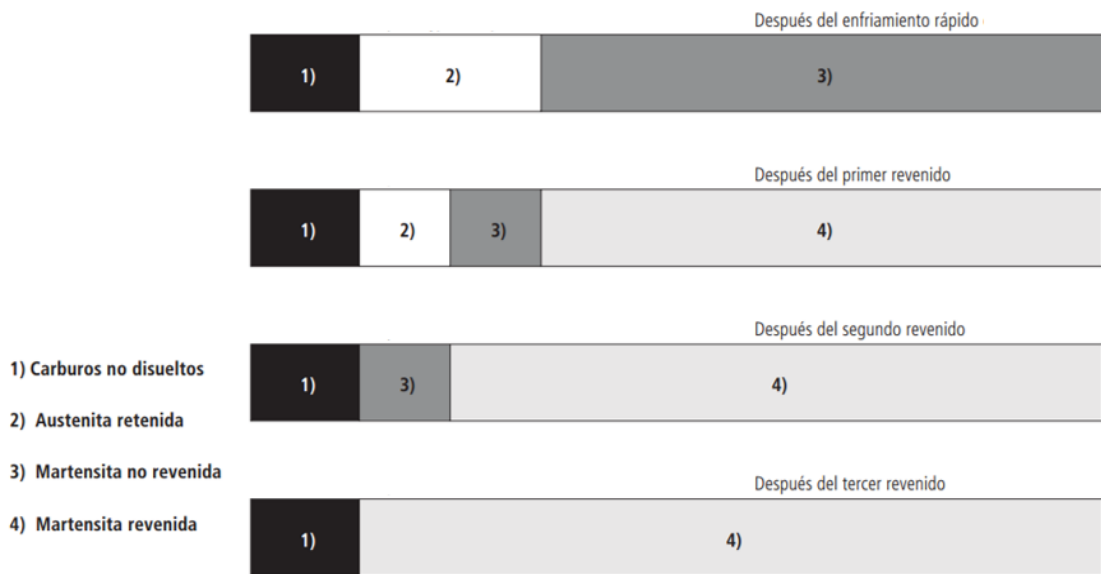
Adaptado de: Ficha tecnica acero S607, Aceros BOHLER.

Figura 39. Curva de revenido para el acero M3.



Adaptado de: Ficha tecnica acero S607, Aceros BOHLER.

Figura 40. Efectos microestructurales producidos por el triple revenido.



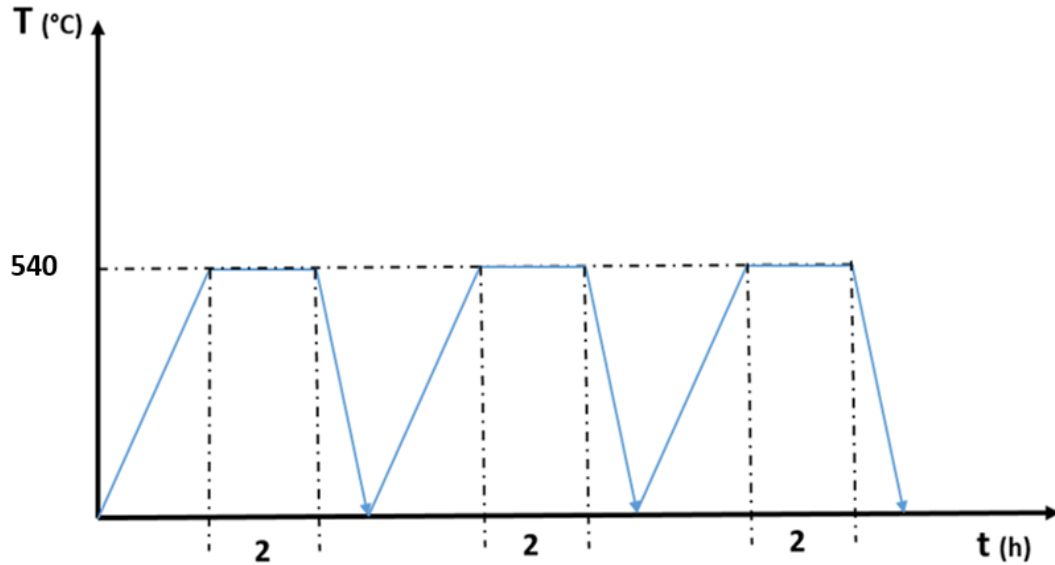
Adaptado de: Ficha técnica acero S790 microclean, Aceros BOHLER

Para aceros que poseen alta templabilidad es común aplicar dos o tres revenidos, esto para asegurar que la tenacidad mejore después de los cambios microestructurales inducidos en el primer revenido, como la transformación de la austenita retenida a martensita o bainita **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.**[23]. En la Figura 40, se muestra un esquema de cantidad de microconstituyentes presentes y la variación microestructural durante el tratamiento, para una herramienta tratada mediante tres revenidos.

Por ende, el tratamiento térmico de revenido debe estar constituido por tres revenidos a temperaturas cercanas a 540°C. El procedimiento de este tratamiento se ilustra detalladamente en la Figura 41 y se describe a continuación:

- Calentamiento hasta 540°C.
- Sosténimiento de la temperatura por 2 horas.
- Enfriamiento hasta temperatura ambiente.
- Repetir el proceso anterior dos veces más.

Figura 41. Esquema del tratamiento térmico revenido.



Al elevar la temperatura, se eleva también el nivel de descarburación del acero, por lo cual es necesario trabajar en cada uno de los tratamientos térmicos planteados, con atmósferas controladas, con el fin de evitar variaciones microestructurales en el acero. De igual manera es necesario realizar la etapa de precalentamiento para estas herramientas, ya que los calentamientos o enfriamientos bruscos pueden generar cambios de volumen en el material, generando grietas o distorsiones dimensionales, esto es necesario para piezas que poseen geometría complicada.

4.4. APLICACIÓN DEL TRATAMIENTO TÉRMICO EN CONDICIONES DE LABORATORIO

Teniendo en cuenta los equipos disponibles para realizar este tipo de pruebas en la Universidad Industrial de Santander, se decidió realizar el tratamiento térmico planteado en la etapa anterior, reproduciendo solo la parte de recocido de globulización, puesto que para las etapas posteriores es necesario superar temperaturas de 1200 °C, con cambios de temperaturas drásticos a los componentes, y no hay equipos disponibles y resistentes a estos ambientes.

Con el objetivo de mejorar la herramienta rack mediante la disminución de los concentradores de esfuerzos generados por los carburos mal organizados, se realizó el tratamiento térmico de recocido de globulización, que consiste, como se indicó en la etapa de diseño del tratamiento, en una serie de ciclos alternativos a temperaturas 30°C por encima y por debajo de la temperatura de transformación (910°C), con el cual se distribuirán homogéneamente de manera espacial y morfológica los precipitados hallados en la estructura.

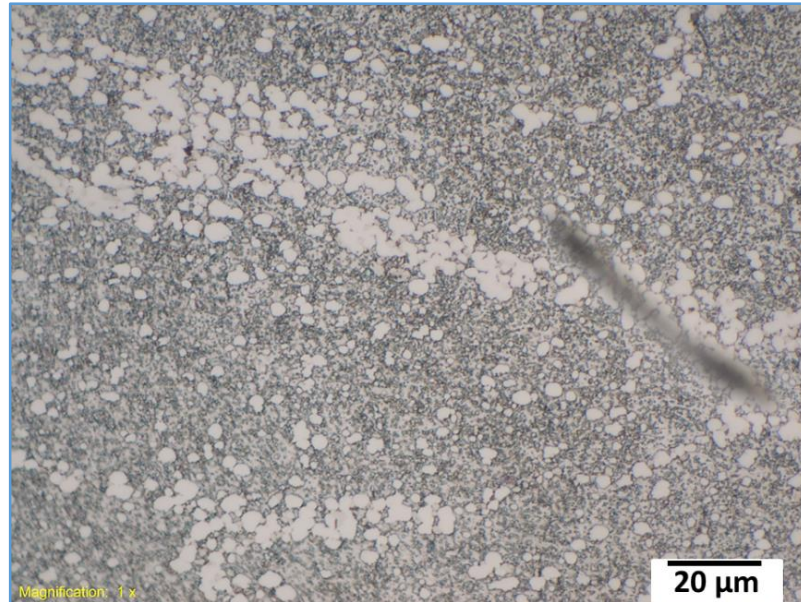
El tratamiento térmico se realizó en el horno CARBOLITE CWF 12/13, el cual cuenta con una caja especial para generar atmósferas controladas mediante el uso de coque. Este tratamiento se le aplicó a diferentes probetas cuadradas de 2,5 cm de espesor, con variables de tiempo de sostenimiento de 6, 24 y 48 horas, con el fin de verificar la variación microestructural a través del tiempo.

Normalmente las piezas de geometría complicada necesitan de precauciones al momento de realizar el tratamiento. Una de ellas es el precalentamiento de la herramienta, el cual fue hecho introduciendo las probetas al horno justo cuando el mismo se puso en funcionamiento, de esta manera se realiza un calentamiento uniforme y homogéneo con la temperatura de la atmósfera.

a) Análisis microestructural. Inicialmente el rack presentaba en su estructura una agrupación de carburos que no se distribuían homogéneamente en la matriz, como se observó en la etapa de caracterización. Los carburos al no estar distribuidos de la manera generan concentradores de esfuerzos que fragilizan al material.

En la Figura 42 se observa la microestructura resultante después del tratamiento térmico de recocido de globulización (6 horas), los carburos presentan un pequeño cambio en su morfología y se distribuyeron mejor sobre la matriz, aun así, se siguen observando grandes aglomeraciones de carburos. Por lo anterior se puede concluir que este tratamiento de recocido por 6 horas no tendrá efecto mayoritario sobre las propiedades mecánicas de la herramienta.

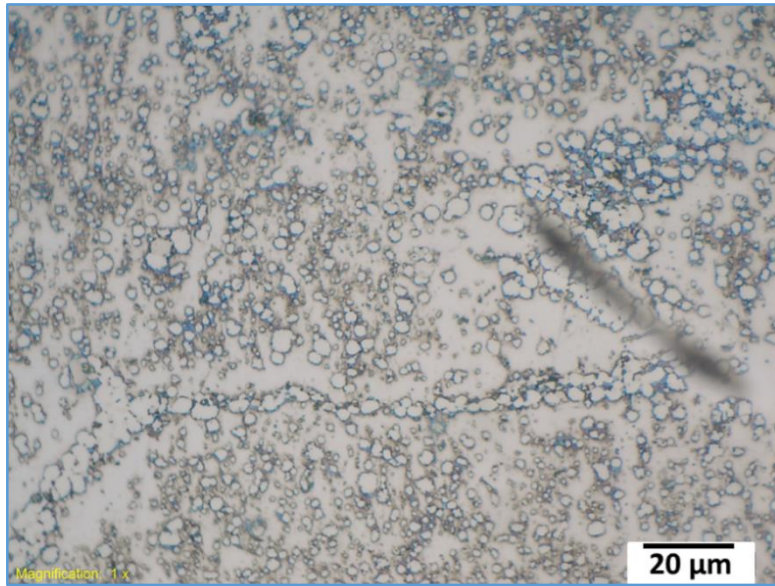
Figura 42. Microestructura del rack, después del tratamiento térmico de recocido de 6 horas. 1000x.



De acuerdo con los resultados obtenidos al aplicar el recocido de globulización por 6 horas, se prosiguió a aumentar el tiempo del tratamiento hasta 24 horas. Los resultados de este recocido se pueden observar en la Figura 43, donde se apreció una distribución más homogénea de los carburos sobre la matriz, en comparación al tratamiento anterior.

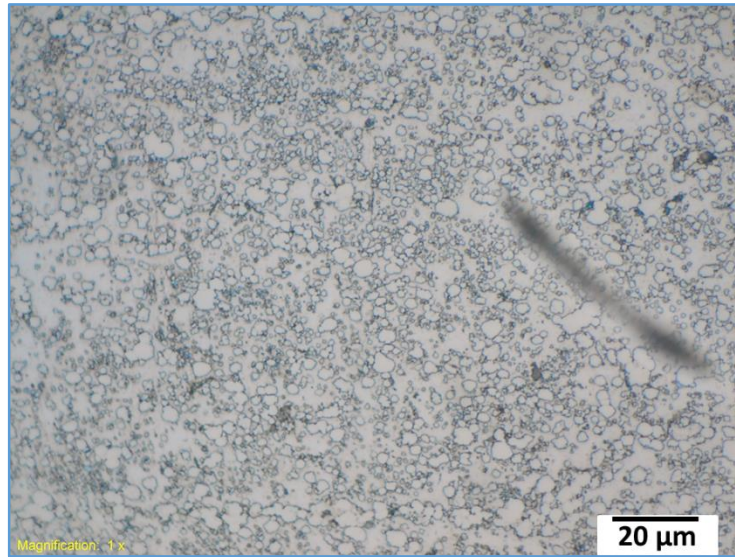
Sin embargo, este tratamiento de recocido no fue suficiente para eliminar las aglomeraciones de carburos procedentes de la forja del material, presentando aún la orientación en los precipitados como se observó en la figura anterior. Por ende, se puede concluir que el recocido de globulización con tiempo de sostenimiento de 24 horas no es el indicado para lograr la mejor distribución de los carburos dentro de la herramienta rack, por lo cual se decidió realizar un tercer recocido a mayores tiempos.

Figura 43. Micrografía obtenida por MO de la herramienta rack, luego del tratamiento térmico de recocido de globulización por 24 horas, 1000x.



Finalmente, para tratar de eliminar por completo las aglomeraciones de carburos observadas en la microestructura, se realizó un tercer tratamiento térmico de recocido, en este caso durante 48 horas. En la Figura 44, se observa la micrografía tomada después del tratamiento. Allí se puede ver un cambio significativo comparado con los anteriores tratamientos, con respecto a la morfología y distribución de los precipitados presentes en el acero. Los carburos presentan una morfología más globular y están dispersos correctamente a través de la matriz de ferrita.

Figura 44. Micrografía obtenida por MO de la herramienta rack, luego del tratamiento térmico de recocido de globulización por 48 horas, 1000x.



La distribución y morfología de los precipitados que se obtiene después de este tratamiento térmico, es la ideal para trabajos frente al desgaste, debido a que no hay zonas de susceptibilidad mecánica o concentradores de esfuerzos que generen pérdida prematura de material durante el funcionamiento de la herramienta [8][23][24].

b) Dureza. En la tabla 3, se puede apreciar los valores de dureza obtenidos después del tratamiento térmico realizado al rack a 6, 24 y 48 horas respectivamente.

Mediante los resultados obtenidos después del tratamiento térmico de recocido se puede verificar la presencia de carburos globulares, además de una matriz blanda que corresponde a ferrita.

Tabla 3. Valores de dureza obtenidos después del tratamiento térmico de recocido a diferentes tiempos de sostenimiento.

	TIEMPOS DE SOSTENIMIENTO		
	6 Horas	24 Horas	48 Horas

# Indentación	HRA	HV	HRA	HV	HRA	HV
1	56,0	192	59,4	221	58,5	211
2	57,0	200	57,8	206	58,6	213
3	56,7	197	55,3	186	56,6	196
4	55,8	190	57,0	200	58,2	209
5	57,3	203	56,9	199	56,7	197
DS	0,64	5,4	1,49	12,7	0,99	8,1

Teniendo en cuenta el análisis microestructural y de dureza realizado sobre las probetas que fueron tratadas térmicamente, se puede inferir que después de realizar los tratamientos necesarios para obtener la dureza suficiente para el correcto servicio, la vida útil del rack aumentará, debido a que ya no habrá presencia de tantas irregularidades microestructurales que actúen como concentradores de esfuerzos y causen posibles daños prematuros a la herramienta.

5. CONCLUSIONES

- Mediante la técnica de espectroscopia de emisión óptica, se determinó que los aceros de las herramientas objeto de estudio, brocha y rack, corresponden a las composiciones elementales que están dentro del rango de los aceros rápidos base molibdeno AISI M4 y M3 respectivamente, indicados por la norma ASTM A600 - 92^a, Standard Specification for Tool Steel High-Speed.
- Los estudios de caracterización microestructural realizados en la herramienta brocha, revelaron la presencia de carburos con estequiometría tipo MC ricos en vanadio, carburos tipo M₆C ricos en molibdeno y sulfuros de manganeso, embebidos uniformemente dentro de una matriz de martensita revenida. Estas fases son las responsables de las excelentes propiedades mecánicas de los aceros rápidos, especialmente la resistencia al desgaste y la habilidad de mantener la dureza a altas temperaturas.
- Mediante la caracterización microestructural realizada en el rack, se determinó la presencia de carburos con estequiometría tipo MC y carburos tipo M₆C, al igual que la brocha, ricos en vanadio y molibdeno respectivamente. Estos se encontraban dentro de una matriz de martensita revenida. Los precipitados observados en algunos casos, presentaron morfologías de colada, además de una orientación preferencial en dirección de la deformación del material, lo cual indica que el estado suministro del rack no es el adecuado para su funcionamiento.
- Se determinó que el tratamiento con el cual proviene la herramienta brocha es un martempering, debido a que en el perfil microdureza no se observaron variaciones de la superficie al centro, posterior a ello se realizó un revenido para aumentar la tenacidad de la herramienta. Por parte del rack, se apreció

que las acículas de la martensita eran gruesas y no homogéneas, por lo que se determinó que tiene un tratamiento de temple convencional escalonado y luego se le realizó un revenido, al igual que la brocha, para aumentar la tenacidad de la herramienta.

- La microestructura observada en la brocha y el rack, ayudó en gran medida a postular el proceso de obtención y los tratamientos aplicados sobre las herramientas objeto de estudio. Para el caso de la brocha, se determinó que fue obtenida por métodos siderúrgicos y luego se procesó mediante laminado en caliente, posterior a ello se realizó el tratamiento térmico de recocido y prosiguió al mecanizado, por último, se realizó el temple y revenido. De la misma manera se pudo determinar el proceso de obtención para el rack, constituido principalmente por la obtención de la materia prima por siderurgia, conformado por forja, recocido, mecanizado, temple y revenido.
- La aplicación del tratamiento térmico de recocido en el rack mejoró la distribución en la que se encontraban los carburos en comparación a la microestructura observada antes del tratamiento, presentando el mejor arreglo espacial y morfológico de los precipitados para un tiempo de sostenimiento de 48 horas, eliminando zonas concentradoras de esfuerzos, de lo cual se puede deducir que la vida útil de la herramienta aumentará.

6. RECOMENDACIONES

- Realizar el tratamiento térmico de los aceros AISI M3 y AISI M4 en estado comercial, con el fin de determinar de manera precisa el tratamiento térmico con el cual provienen las herramientas objeto de estudio.
- Se recomienda realizar estudios de caracterización, tratamientos térmicos y evaluación de propiedades con un acero rápido de fácil asequibilidad en el país, como lo es el acero AISI M2, con el propósito de evaluar la viabilidad de producir una herramienta con este tipo de acero, que se desempeñe apropiadamente en el proceso de brochado o de rolado.
- Recocidos a mayores tiempos de sostenimiento o a temperaturas más elevadas pueden promover una mejora en la morfología y distribución espacial de los precipitados en el rack, proporcionando a la herramienta de propiedades isotrópicas en toda la pieza, por lo cual se recomienda realizar recocidos a tiempos mayores a 48 horas o temperaturas superiores a 910°C, con el fin de evaluar dichos cambios microestructurales en el acero estudiado.
- Se recomienda a la empresa THC utilizar, para la aplicación del brochado, aceros rápidos AISI M4, cuyos carburos se encuentren homogéneamente distribuidos dentro de una matriz martensítica fina obtenida a través de un tratamiento térmico de martempering, y posterior a ello se realce un revenido donde se obtenga la tenacidad suficiente para el correcto servicio de la herramienta objeto de estudio.

- En el proceso de rolado, se recomienda el uso de aceros rápidos AISI M3, los cuales deben haber sido tratados térmicamente mediante, recocido de globulización, posterior martempering y en por último un revenido, cuya estructura resultante debe estar compuesta de carburos homogéneamente distribuidos en su matriz martensítica de calidad fina y homogénea a través de toda la herramienta.
- Se sugiere, la aplicación de un tratamiento térmico completo a escala de laboratorio a las herramientas objeto de estudio; es decir, realizar el ensayo de recocido, temple y revenido con el fin de evaluar el efecto de ellos en conjunto sobre las propiedades del material.
- Para estudios posteriores, se propone la aplicación de tratamientos térmicos realizados a temperaturas bajo cero (tratamientos criogénicos), con el fin de evaluar el efecto de la cantidad de austenita retenida presente en el material, sobre las propiedades frente al desgaste de las herramientas objeto de estudio.

7. BIBLIOGRAFÍA.

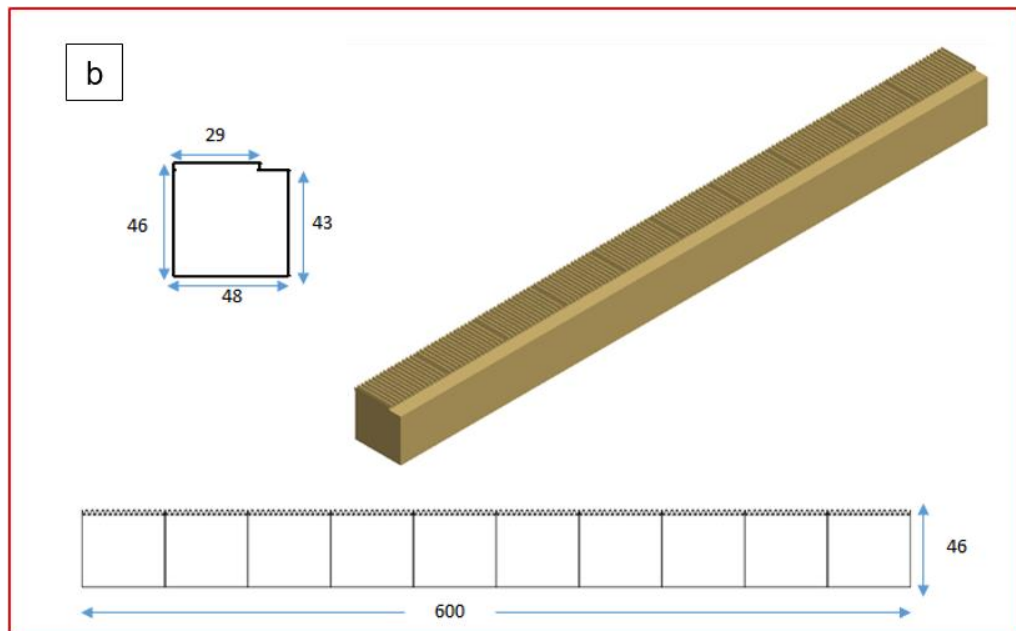
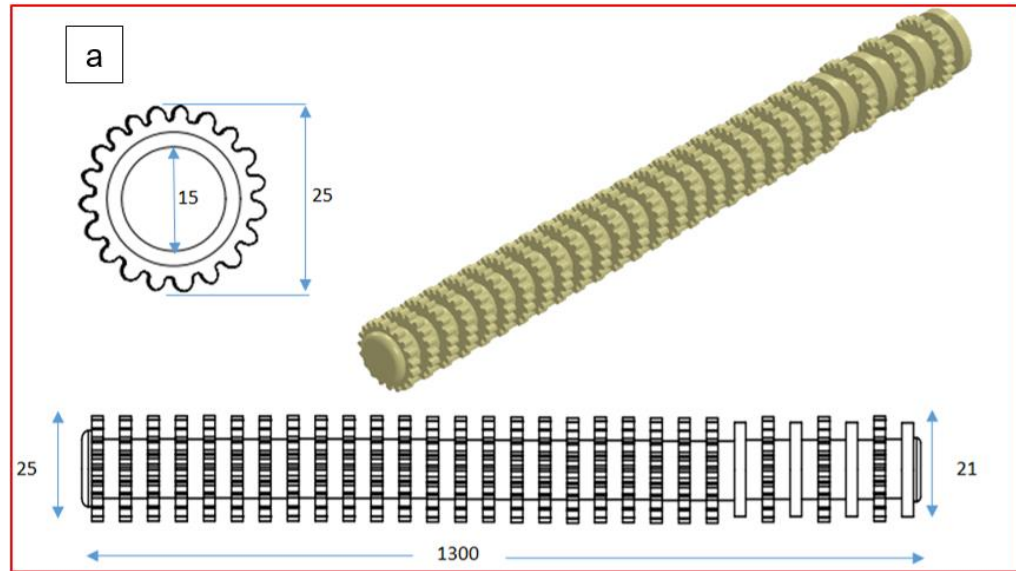
- [1] BECKER, Matthew. High-Speed Steel: The development, nature, treatment, and use of high-speed steels, together with some suggestions as to the problem involved in their use. Primera edición. Ulan Press. 2012.
- [2] LASHERAS, Jose Maria. Tecnología del acero. Tercera edición. Imprenta estilo S.A. 1978. Capítulo 48 – 49. Pág. 622 – 628
- [3] KRAUSS, George. Steels: Processing, Structure, and Performance. Primera edición. ASM International. 2005. Capítulo 24. Pág. 535
- [4] CARDONA, Afranio. Materiales de ingeniería: Normas y aplicaciones. Segunda edición. 2012. Capítulo 4. Pág. 67 – 139.
- [5] ASM HANDBOOK. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. Volume 1. Décima edición. ASM International. 2005. Pág. 1165
- [6] ARAIN, attallah. Heat Treatment and Toughness Behavior of Tool Steels (D2 and H13) for Cutting Blades. Tesis de maestría. Universidad de Toronto. 1999.
- [7] TOTTEN, George. Et al. Handbook of Mechanical Alloy Design. CRC Press. 2003. Capítulo 4. Pág. 173 - 200.
- [8] ASM HANDBOOK. Machining. Volume 16. Decima edición. ASM International. 2001, Pág. 109 -127.

- [9] ROBERTS, George. Tool Steels, Quinta edición. American Society for Metals. 1998. Capítulo 12. Pág. 596 – 599.
- [10] TRENT, Edward. Et al. Metal Cutting. 4ta Edición. Butterworth-Heinemann. 2000. Capítulo 6. Pág. 138 – 148.
- [11] GAVRILJUK, Valentin. Et al. Carbide Precipitation During Tempering of a Tool Steel Subjected to Deep Cryogenic Treatment. Metallurgical and Materials Transactions. Volume 45. Pág 2453-2465.
- [12] HORST, Hill. Et al. Influence of Processing and Heat Treatment on Corrosion Resistance and Properties of High Alloyed Steel Coatings. Journal of Thermal Spray Technology. 2012. Volumen 21. Pág 987 – 994.
- [13] LESKOV'S'EK, Vojteh. Et al. Improved vacuum heat treatment for fine blanking tools from high speed steel M2. Journal of Materials Processing Technology. Elsevier Science S.A. 1998. Volume 82 Pág. 89–94.
- [14] CASERTA, Diana. Estudio del efecto del tratamiento criogénico sobre las propiedades mecánicas de un acero rápido (HSS) AISI M7. Proyecto de Maestría en Ingeniería de Materiales. Bucaramanga, Universidad Industrial de Santander. 2012.
- [15] CALMET, Gissela. Aplicación de la criogenia en el tratamiento de aceros para trabajo en frio: K100 (AISI D3). Proyecto de grado Ingeniería mecánica. Lima, Perú. Pontificia Universidad Católica de Perú. 2009.
- [16] YAN X. G. Et al. Effects of the sub-zero treatment condition on microstructure, mechanical behavior and wear resistance of W9Mo3Cr4V high speed Steel. Wear of Materials. 2013. Volume 302. Pág. 854 – 862.

- [17] MUÑOZ, Francisco. Et al. Temple del acero: manual para el tratamiento térmico de las aleaciones de hierro. Ediciones Aguilar S.A. 1972, Capítulo 1. Pág. 3 – 90
- [18] VALENCIA, Asdrúbal. Tecnología del tratamiento térmico de los metales. Segunda edición. Editorial universidad de Antioquia. 1992.
- [19] TOTTEN, George. Steel heat treatment: Metallurgy and technologies. Segunda edición. CRC Press, Taylor and Francis group. 2006.
- [20] ELRAKAYBY, Abdel. Et al. Identification of carbides in high-speed steels. Journal of Materials Science Letters. 1986. Volume 5, Pág. 332-334.
- [21] GINJAUME, Albert. Ejecución de procesos de mecanizado, conformado y montaje. Segunda edición. Cengage Learning. 2005. Capítulo 6. Pág. 277 - 374
- [22] PODGORNIK, B. Et al. Deep cryogenic treatment of tool steels. Journal of Materials Processing Technology. 2016. Volume 229. Pág. 398 – 406.
- [23] ASM Handbook, Heat Treating, Volume 4. Novena edición. ASM International. 2001. Pág. 1544 - 1681.
- [24] DIETER, George. Mechanical Metallurgy. Tercera edición. McGraw-Hill education. 1986.
- [25] PIPPEL, Eckhard. Microstructure and Nanochemistry of Carbide Precipitates in High-Speed Steel S 6-5-2-5. Materials Characterization. 1999. Volume 43. Pág. 41 – 55.
- [26] ASM Handbook, Powder Metallurgy, Volume 7. Novena edición. ASM International. 2001

ANEXOS

Anexo A. Dimensiones de las herramientas en milímetros a) Brocha b) Rack.



Anexo B. Fotografías del horno CARBOLITE CWF 12/13.

