

ANÁLISIS DE FALLA DE CUCHILLAS CORTADORAS DE BASE DE CAÑA DE AZÚCAR DE LA ORGANIZACIÓN HÉRCULES Y PROPUESTA DE MEJORA

LEIDY KATHERYN ROJAS ORTIZ

Trabajo de grado para optar el título de Ingeniería de Materiales

Universidad del Valle
Facultad de Ingeniería
Escuela de Ingeniería de Materiales
Cali, Valle del Cauca, Colombia
Enero de 2018

ANÁLISIS DE FALLA DE CUCHILLAS CORTADORAS DE BASE DE CAÑA DE AZÚCAR DE LA ORGANIZACIÓN HÉRCULES Y PROPUESTA DE MEJORA

LEIDY KATHERYN ROJAS ORTIZ

Trabajo de grado para optar el título de Ingeniería de Materiales

DIRECTOR: OSCAR ALEXANDER ZAMBRANO ZAMBRANO, M.SC

CODIRECTOR: YESID AGUILAR CASTRO, PH.D.



Facultad de Ingeniería

Escuela de Ingeniería de Materiales

Cali, Valle del Cauca, Colombia

Enero de 2018

AGRADECIMIENTOS

A Oscar Zambrano por su orientación durante el desarrollo de este trabajo de grado.

COLCIENCIAS, contrato 715-2015 ejecutado por un equipo de trabajo conformado por Universidad del Valle – Organización Hércules.

Grupo de Tribología, Polímeros, Metalurgia de Polvos y Transformaciones de Residuos Sólidos (TPMR) en especial a sus integrantes, los profesores Julio Caicedo y Yesid Aguilar por su apoyo, ayuda y gestión permanente.

Laboratorio de Materiales Metálicos de la Escuela de Ingeniería de Materiales de la Universidad del Valle y a sus integrantes Carlos Hugo Vidal Bolaños y monitores por su ayuda.

Laboratorio de Ensayos Físicos y Mecánicos de la Escuela de Ingeniería de Materiales de la Universidad del Valle y a su operadora July Andrea Manquillo.

Laboratorio de Microscopía Electrónica de la Escuela de Ingeniería de Materiales de la Universidad del Valle y a su operador Irvin Jadway Castro.

Organización Hércules representada en la ingeniera Lyda Cielo Pantoja.

Laboratorio de Calidad de la Organización Hércules representado por Jhon Flores, por su apoyo, ayuda y orientación permanente.

Centro Nacional de Asistencia Técnica a la Industria ASTIN, representado por Baudin Seth.

DEDICATORIA

Dedicado a quienes me acompañaron y apoyaron
con paciencia y amor a lo largo de este largo camino:

A mis padres

María Fernanda Ortiz y Luis Albeiro Rojas

A mi abuela

Gloria Noguera

A mi padrastro

Luis Alberto Palacios

A mi compañero de vida y sus padres

Juan Manuel Olaya, Rubiela Ortiz y Javier Olaya

Agradezco a todos los profesores de la Escuela de Ingeniería de Materiales
de la Universidad del Valle quienes contribuyeron en mi formación y aportaron
conocimientos valiosos para poder cumplir esta meta.

Finalmente, gracias a todos aquellos que de alguna
u otra manera hicieron parte de este proceso.

LISTA DE FIGURAS Y TABLAS

Lista de Figuras

Figura 2.1 a. Morfología de la caña de azúcar (3) b. Tallo de caña de azúcar	20
Figura 2.2 Morfología interna del tallo de la caña de azúcar (3).....	21
Figura 2.3 a. Partículas de sílice en la corteza b. Análisis EDS de la corteza (4).....	22
Figura 2.4 Cosechadora de caña de azúcar con sus diferentes partes.....	26
Figura 2.5 Cuchilla cortadora base de producción nacional usada en el desarrollo del trabajo investigativo	27
Figura 2.6 Diferencias de corte en función de las condiciones de filo de las cuchillas (1)..	27
Figura 2.7 Variación de la energía absorbida en función de la temperatura de revenido (23)	30
Figura 2.8 Variación de la dureza y resistencia al desgaste en función de la temperatura de revenido (23).....	30
Figura 2.9 Variación de la energía absorbida en función de la temperatura de revenido (21)	31
Figura 2.10 Deformación de los filos de cuchillas ensayadas en campo (1)	32
Figura 2.11 Modos de desgaste macroscópicos de cuchillas ensayadas en campo (1)	33
Figura 2.12 Superficies de desgaste de cuchillas fabricadas en acero aleado al cromo manganeso (23)	33
Figura 2.13 Apariencia superficial de cuchillas fabricadas en aceros aleados al cromo manganeso (5)	33
Figura 2.14 (a). Fractura por clivaje con marcas de río en dirección de la flecha (b). Fractura intergranular con apariencia rocosa. (27)	35
Figura 2.15 a. Esquema del modelo de fractura frágil b. fragmento fracturado con modelo definido de marcas chevron. (27).....	36
Figura 2.16 Influencia de la dirección del esfuerzo principal en la forma de los hoyuelos. (27)	37
Figura 2.17 Pieza que falló por fatiga donde se evidencian marcas de playa (28)	37
Figura 2.18 Estriaciones generadas en la fractura por fatiga (29)	38
Figura 3.1 Curvas de transformación para el acero en estudio (33)	44
Figura 3.2 Rangos de formación de martensita en placas o en láminas en aleaciones Fe-C. (35)	46

Figura 3.3 Comparación de diferentes tratamientos térmicos a. Temple y revenido convencional b. Austempering c. Martempering (36)	47
Figura 4.1 Dimensiones probetas de tensión (dimensiones en mm) (40)	51
Figura 4.2 Redimensionamiento de especímenes para ensayo de impacto.....	52
Figura 5.1. Análisis microestructural de los dos tipos de acero estudiados a. Micrografía acero al cromo manganeso con magnificación 500X b. Micrografía acero al silicio 500X	56
Figura 5.2 Análisis microestructural de inclusiones no metálicas de acero al Cr-Mn (100x).....	57
Figura 5.3 Curva esfuerzo vs deformación real e ingenieril de aceros estudiados a. Acero al Cr-Mn b. Acero al Si	59
Figura 5.4 Apariencia de las superficies fractura a. Superficie de fractura acero al Si b. Superficie de fractura acero al Cr-Mn c. Comparador de fractura (41)	61
Figura 5.5 Superficies de fractura de aceros estudiados obtenidas por SEM a. Acero al Cr-Mn b. Acero al Si	61
Figura 5.6 Características visuales de suelos estudiados a. Suelos rocosos b. Suelos no rocosos.....	¡Error! Marcador no definido.
Figura 5.7 Apariencia granular y brillante de superficies de fractura a. Superficie obtenida a partir de cuchilla fracturada antes de ser puesta en servicio b. Superficie obtenida después de un impacto en servicio.	64
Figura 5.8 Tipos de daños superficiales encontrados a. Despicaduras b. Redondeo de filos	66
Figura 5.9 Apariencia de superficies de desgaste de cuchillas probadas en campo. a. d. Presencia de rayones o arado poco profundos b.c.e Arado profundo	67
Figura 5.10 Comparación entre desgaste de cuchillas a. Cuchillas desgastadas suelo 10H4 b. Cuchillas desgastadas suelo 6H1.....	68
Figura 5.11 Superficies de fractura de acero al Cr-Mn obtenida a partir de cuchillas ensayadas en campo.	70
Figura 5.12 Micrografía de superficies de fractura.. a. fractura transgranular y microporos b. Fractura intergranular.....	70
Figura 5.13 Micrografía de superficies de fractura obtenidas de cuchillas ensayadas en campo. a. Fracturas intergranulares con presencia de algunos microporos b. c. d. Predominancia de fracturas intergranulares.	71
Figura 5.14 Modos de fractura intergranular y transgranular asociadas a contenidos de C y P en aceros endurecidos revenidos a bajas temperaturas. Adaptada de Hyde (1994) (52).....	72
Figura 5.15 Mapa de los modos de fractura en función de la temperatura de revenido y contenido de carbono del acero. Adaptada de Krauss (1995) (54)	73

Figura 5.16 Micromecanismos de desgaste predominantes en cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar a. Surcos profundos de microarado y microfátiga b. Acercamiento a surco de microcorte	75
Figura 5.17 Mecanismo de desgaste de microfátiga a mayor magnificación.	75
Figura 5.18 Microestructuras obtenidas en el tratamiento térmico de Austempering. a. Bainita inferior obtenida a 280°C. b. Bainita inferior obtenida a 320 °C. c. Bainita superior inferior a 340°C.	76
Figura 5.19 Variación de la dureza en función de la temperatura de sostenimiento del austempering.....	77
Figura 5.20 Variación de la energía absorbida en función de la temperatura de austempering.....	78
Figura 5.21 Variación de la resistencia a la tracción en función de la temperatura de austempering.....	78
Figura 5.22 Variación del límite de fluencia con la temperatura de austempering	79
Figura 5.23 Variación del porcentaje de elongación con la temperatura de austempering	80
Figura 5.24 Variación del porcentaje de reducción de área con el aumento de la temperatura de austempering.....	80
Figura 5.25 Microestructuras obtenidas mediante martempering a acero aleado al Cr-Mn a 500X a. Revenido a 350°C b. Revenido a 450°C c. Revenido a 550°C	81
Figura 5.26 Variación de la dureza en función de la temperatura de revenido.....	82
Figura 5.27 Variación de la energía absorbida en función de la temperatura de revenido.	83
Figura 5.28 Variación de la resistencia mecánica en función de la temperatura de revenido.	83
Figura 5.29 Variación del límite de fluencia en función de la temperatura de revenido. ..	84
Figura 5.30 Variación del porcentaje de elongación con la temperatura de revenido.	85
Figura 5.31 Variación del porcentaje de reducción de área con la temperatura de revenido.	85
Figura 5.32 Superficies de fractura para acero al Cr-Mn austenizado a 860°C. Austempering con enfriamiento a: a. 280°C b. 320°C c. 340°C. Martempering con revenido a: d. 350°C e. 450°C f. 550°C.....	86
Figura 5.33 Gráfico resumen de principales propiedades mecánicas obtenidas mediante martempering.....	87
Figura 5.34 Gráfico resumen de principales propiedades mecánicas obtenidas mediante austempering.....	88

Lista de Tablas

Tabla 2.1 Grupos y características de suelos a los que las cuchillas cortadoras base de caña de azúcar estuvieron expuestas (Victoria Kafure, y otros, 2013).....	24
Tabla 2.2 Granulometría de un suelo agrícola (16)	25
Tabla 2.3 Especificaciones de cuchillas cortadoras de base	27
Tabla 2.4 Tratamiento térmico de temple aplicado aceros al cromo manganeso en diferentes fuentes.....	28
Tabla 2.5 Tratamiento térmico de revenido aplicado a aceros al cromo manganeso en diferentes fuentes.....	29
Tabla 2.6 Durezas obtenidas a diferentes temperaturas de revenido (21).....	30
Tabla 2.7 Principales fallas en cuchillas fabricadas en acero aleado al cromo manganeso encontradas en trabajos anteriores.	32
Tabla 2.8 Diferencias entre modos de fractura por carga simple (26)	34
Tabla 3.1 Tratamiento térmico de austempering aplicado en diferentes fuentes a aceros al cromo manganeso	49
Tabla 5.1 Composición química de aceros utilizados en cuchillas cortadoras de base. Izquierda: Acero al cromo manganeso. Derecha: Acero al silicio.	55
Tabla 5.2 Dureza y microdureza obtenida de los dos aceros estudiados	57
Tabla 5.3 Resultados obtenidos a partir de ensayo de tracción a los dos tipos de aceros estudiados.....	58
Tabla 5.4 Variación de la resistencia al impacto de probetas de acero 1020 según dimensión de las muestras	60
Tabla 5.5 Resultados de resistencia al impacto obtenidos del ensayo de impacto Charpy y calculado a partir del valor de variación entre dimensiones en muestras de los aceros estudiados.....	60
Tabla 5.6 Condiciones de servicio de cuchillas de corte de caña	62
Tabla 5.7 Resultados obtenidos sobre fractura de cuchillas fabricadas en acero al cromo manganeso según las condiciones de servicio.....	63
Tabla 5.8 Resultados obtenidos de pérdida masa, volumen y filo según teniendo en cuenta las condiciones de servicio y trabajo de cuchillas fabricadas en acero al cromo manganeso.....	67
Tabla 5.9 Durezas obtenidas en muestras tratadas térmicamente mediante austempering.....	76
Tabla 5.10 Resistencia al impacto de muestras tratadas térmicamente mediante austempering.....	77

Tabla 5.11 Resistencia máxima y de fluencia de muestras tratadas térmicamente mediante austempering.....	78
Tabla 5.12 Porcentaje de elongación y reducción de área de muestras tratadas térmicamente mediante austempering	79
Tabla 5.13 Durezas obtenidas en muestras tratadas térmicamente mediante martempering	81
Tabla 5.14 Resistencia al impacto de muestras tratadas térmicamente mediante martempering.....	82
Tabla 5.15 Resistencia máxima y de fluencia de muestras tratadas térmicamente mediante martempering.....	83
Tabla 5.16 Porcentaje de elongación y reducción de área de muestras tratadas térmicamente mediante martempering	84
Tabla 5.17 Resumen de resultados obtenidos por diferentes autores	88

Listado de ecuaciones

Ecuación 1. Determinación de la temperatura Ms característica del acero en estudio	45
--	----

Listado de gráficos

Gráfico 1 Incidencia de la fractura frágil en los terrenos estudiados	65
Gráfico 2 Incidencia de los mecanismos de desgaste en los terrenos estudiados	69

CONTENIDO

CAPÍTULO 1	Introducción General	16
1.1	Definición del Problema	16
1.2	Pregunta de Investigación	17
1.3	Justificación	17
1.4	Objetivos	18
1.4.1	Objetivo General	18
1.4.2	Objetivos Específicos	18
1.5	Estructura del trabajo de grado	18
CAPÍTULO 2	Marco Referencial	19
2.1	Marco Teórico	19
2.1.1	Caña de Azúcar	19
2.1.1.1	Hojas	19
2.1.1.2	Raíz	19
2.1.1.3	Flor	20
2.1.1.4	Tallo	20
2.1.1.5	Propiedades mecánicas de la caña de azúcar	22
2.1.1.6	Variedad de caña	23
2.1.1.6.1	Variedad CC 85 – 92	23
2.1.1.6.2	Variedad CC 01 - 1940	23
2.1.2	Suelos	23
2.1.2.1.1	Propiedades de los suelos	24
2.1.3	Cosechadoras de caña de azúcar	26
2.1.3.1	Cuchillas cortadoras de base en el sistema de corte basal	27
2.1.3.2	Material utilizado para fabricar cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar	28
2.1.3.3	Tratamientos térmicos aplicados a aceros aleados al cromo manganeso y su efecto en las propiedades mecánicas del material.	28
2.1.3.4	Deterioro de cuchillas de corte de caña	31
2.1.4	Fundamentos de análisis de falla	34
2.1.4.1	Modos de falla	34
2.1.4.1.1	Modos de fractura	34
2.1.4.1.2	Fractura frágil	35
2.1.4.1.3	Fractura dúctil	36
2.1.4.1.4	Fractura por fatiga	37
2.1.4.1.5	Fallas por desgaste	38
2.1.4.1.5.1	Desgaste adhesivo	38
2.1.4.1.5.2	Desgaste abrasivo	38
2.1.4.1.5.3	Fatiga de superficie o fatiga por contacto	39

2.1.4.1.5.4	Desgaste por erosión.....	39
2.1.4.1.5.5	Desgaste corrosivo o químico.....	39
2.2	Estado del Arte	40
2.2.1	Evaluación tribológica de cuchillas trozadoras de caña de azúcar fabricadas en acero AISI 5160 de producción nacional	40
2.2.2	Optimización de parámetros en la fabricación de cuchillas trozadoras para la cosecha de caña de azúcar	40
2.2.3	Características y mecanismos de desgaste de una cuchilla de corte de borde fino	41
2.2.4	Desgaste abrasivo de cuchillas de arado rotativo en un suelo franco arenoso	42
2.2.5	Desgaste en acero de bajo carbono debido a la acción de bagazo limpio o contaminado con sílice y jugo de caña.	42
CAPÍTULO 3 Criterios de selección de tratamientos térmicos		43
3.1	Criterios de Selección.....	43
3.1.1	Martempering.....	44
3.1.1.1	Generalidades.....	44
3.1.1.2	Cinética de la transformación martensítica	45
3.1.1.3	Morfologías.....	45
3.1.1.4	Parámetros escogidos	46
3.1.2	Austempering.....	46
3.1.2.1	Generalidades.....	46
3.1.2.2	Morfologías.....	47
3.1.2.2.1	Bainita Superior.....	48
3.1.2.2.2	Bainita Inferior.....	48
3.1.2.3	Comportamiento mecánico de las bainitas.....	48
3.1.2.4	Parámetros escogidos	49
CAPÍTULO 4 Materiales y desarrollo experimental.....		50
4.1	Material.....	50
4.2	Caracterización del material sin tratamiento térmico y con tratamiento térmico.....	50
4.2.1	Análisis Microestructural.....	50
4.2.2	Dureza	50
4.2.3	Microdureza.....	51
4.2.4	Resistencia a tensión e impacto	51
4.3	Análisis de falla	52
4.3.1	Mediciones de desgaste y cambio de volumen.....	52
4.3.2	Análisis visual – Macrografía	53
4.3.3	Análisis microscópico – Fractografía.....	53
4.4	Tratamientos térmicos	53
4.4.1	Martempering.....	53
4.4.2	Austempering.....	54

CAPÍTULO 5	Resultados y discusión de resultados.....	55
5.1	Caracterización del material	55
5.1.1	Análisis químico y microestructural	55
5.1.2	Dureza y microdureza	57
5.1.3	Resistencia a la tensión	58
5.1.4	Resistencia al impacto.....	60
5.2	Análisis de falla	62
5.2.1	Condiciones de servicio.....	62
5.2.2	Análisis visual de cuchillas fracturadas.....	63
5.2.3	Análisis visual de superficies de desgaste	65
5.2.3.1	Pérdida de masa, volumen y filo	67
5.2.4	Análisis de superficies por Microscopía Electrónica de Barrido SEM.....	69
5.2.4.1	Superficies de fractura.....	69
5.2.4.2	Superficies de desgaste.....	74
5.3	Evaluación de los tratamientos térmicos aplicados	75
5.3.1	Austempering.....	76
5.3.2	Martempering.....	80
5.3.3	Resumen	87
CAPÍTULO 6	Conclusiones y Trabajo Futuro.....	89
Referencias	91	

RESUMEN

El presente estudio tiene como objetivo determinar los modos de falla operante en cuchillas cortadoras de base caña producidas en acero al Cr-Mn de la Organización Hércules durante la cosecha mecanizada y las principales causas de su incidencia. Así mismo, propone investigar el efecto del martempering y austempering a diferentes temperaturas como propuesta de mejora a la problemática presentada en estas herramientas de corte.

Para alcanzar este logro, inicialmente se caracterizaron dos materiales usados en la fabricación de cuchillas cortadoras de base (acero al Cr-Mn y acero al Si) mediante análisis químico, metalográfico, ensayos de tracción, dureza e impacto con el fin de comparar sus propiedades. Posteriormente, se desarrolló un trabajo de campo del cual fue posible identificar las características del suelo y de la caña, así como también las condiciones de servicio a las cuales se encuentran expuestas estas herramientas de corte. Finalmente, se analizaron las superficies de fractura y desgaste mediante microscopia electrónica de barrido y se desarrollaron los tratamientos térmicos anteriormente mencionados, tratamientos que fueron caracterizados mediante análisis metalográfico, ensayos de tracción, dureza e impacto.

Los resultados obtenidos mostraron que los aceros aleados al Cr-Mn presentan fallas súbitas posiblemente por fragilidad por temple, fragilidad por revenido o fragilidad por martensita revenida; como consecuencia presentan superficies de fractura intergranulares. En las superficies de desgaste predominaron los mecanismos de microarado y microfatiga. De igual manera, los resultados obtenidos a partir de los ensayos practicados a las muestras tratadas térmicamente mediante martempering y austempering arrojaron que las temperaturas óptimas que permiten obtener buena resistencia al impacto sin sacrificar la resistencia al desgaste del material son 400°C y 320-340°C respectivamente para cada tratamiento.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN GENERAL

1.1 Definición del Problema

Este trabajo se realizó bajo el marco del proyecto “Diseño de la composición química de un nuevo acero Fermanal (FeMnAlC) y un tratamiento térmico adecuado para maximizar el rendimiento de cuchillas con aplicación en máquinas cosechadoras de caña” el cual propone el desarrollo de tratamientos térmicos a cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar fabricadas en acero al cromo de la Organización Hércules para maximizar su desempeño y vida útil. El proyecto desarrolló los elementos teóricos, métodos y procesos para responder al siguiente interrogante ¿Cómo caracterizar, desarrollar y mejorar las propiedades mecánicas de cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar mediante tratamientos térmicos no usados anteriormente para su fabricación?

Dentro de la industria azucarera se incluyen tres procesos productivos principales: siembra, cosecha -la cual comprende corte, alce y transporte- y beneficio o preparación. El corte mecanizado de la caña de azúcar es llevado a cabo por una máquina cosechadora que posee tres tipos de cuchillas: descogolladoras, cortadoras de base y trozadoras (1). El sistema de corte basal o corte de base en el cual se centró este trabajo, como su nombre lo indica se encarga de cortar la base de la caña de azúcar que es luego introducida por el sistema de alimentación dentro de la máquina. Este se encuentra compuesto por dos rotores horizontales que soportan un juego cinco cuchillas cortadoras de base cada uno, las cuales pueden presentar entre una o cuatro vidas o filos.

Como consecuencia de la gran producción de caña de azúcar y de la adquisición de nuevas máquinas cosechadoras que generan una necesidad de cuchillas cortadoras de base, la Organización Hércules ha venido suministrando al sector azucarero este tipo de cuchillas fabricadas en acero al cromo. Se ha detectado, que en condiciones de operación y servicio estas tienen una menor vida útil en comparación con cuchillas fabricadas en otro tipo de materiales, debido a que presentan baja tolerancia a los impactos fracturándose súbitamente. Es por esto que la industria azucarera prefiere adquirir cuchillas de marcas importadas que, aunque presentan un costo más elevado, presentan un mejor desempeño y tiempo de servicio.

Por lo anteriormente expuesto surge la necesidad de estudiar los mecanismos de falla y remoción de material que actúan sobre las superficies de este tipo de cuchillas suministradas por la Organización Hércules con la finalidad de determinar las características y propiedades que otorguen un mejor desempeño, mayor tiempo de vida en servicio y mayor durabilidad, que se traduce como menos o cero fallas en el tiempo.

1.2 Pregunta de Investigación

¿Cómo obtener cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar fabricadas en acero al cromo manganeso más resistentes a las condiciones de servicio a las que se encuentran expuestas, para hacerlas más competitivas en el mercado nacional? ¿Cómo identificar los modos de falla típica de este tipo de herramientas de corte y que tipo de falla se está presentando en las cuchillas cortadoras de base de la Organización Hércules?

Para dar respuesta a estas preguntas se realizó un trabajo investigativo que se presentará en los capítulos posteriores.

1.3 Justificación

En la década de los 90, la cosecha de la caña de azúcar se realizaba por corte manual, sin embargo, debido a la apertura de nuevos mercados que requerían más eficiencia y producción de caña y del impacto generado por la quema de caña de azúcar en el medio ambiente fueron necesarias alternativas más eficientes para la cosecha: la cosecha mecanizada. De los 121 países productores de caña de azúcar, Colombia ocupa el puesto número siete en área cultivada y producción de caña de azúcar, con 0,435 millones de hectáreas y 36,6 millones de toneladas, respectivamente. Como resultado del avance tecnológico y las condiciones agroclimáticas que permiten sembrar y cosechar caña durante todo el año, Colombia además ocupa el segundo lugar en productividad a nivel mundial con 84,1 toneladas de caña de azúcar por hectárea al año (2). Lo dicho hasta aquí supone que, para ser un país tan productivo en este campo son necesarias un número considerable de herramientas de corte para las máquinas cosechadoras.

En la práctica se ha detectado que, en comparación con cuchillas fabricadas en otros materiales las cuales se retiran de la máquina cosechadora por desgaste de sus cuatro filos, las cuchillas cortadoras de base fabricadas en acero al cromo en las cuales se centró este trabajo presentan fracturas prematuras por impacto antes de gastar sus cuatro vidas o filos. Estas herramientas de corte pueden ser cambiadas dos veces en un turno de 12 horas implicando además entre 40 y 60 minutos en su cambio. Por ello, la falla prematura de las cuchillas fabricadas en acero al cromo genera reducción de la productividad de la máquina debido a los tiempos muertos que se presentan en el momento del cambio, generando a su vez cuantiosas pérdidas.

De acuerdo con lo visto anteriormente, se hace necesario el desarrollo de un estudio sistemático que permita determinar las causas de falla de estos elementos de corte. Esto permitirá tomar decisiones claras y acertadas no solo a la hora de seleccionar el material del cual deben estar fabricadas estas cuchillas, sino que también permitirá proponer un mejoramiento al material del cual se encuentran fabricadas actualmente. Las conclusiones de este estudio proporcionarán las bases para la fabricación de cuchillas cortadoras de base de corte de caña para que sean competitivas tanto en calidad y tiempo de servicio como en costos.

1.4 Objetivos

1.4.1 Objetivo General

Determinar los modos de falla operante en cuchillas cortadoras de base caña de la Organización Hércules y propuesta de mejora de estas mediante tratamientos térmicos.

1.4.2 Objetivos Específicos

- Determinar en función de las variables de servicio, los mecanismos de falla operantes en las cuchillas de corte de caña.
- Determinar las propiedades mecánicas del material usados por la Organización Hércules en la fabricación de cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar.
- Determinar el efecto del martempering y austempering en las propiedades mecánicas del material usado en la fabricación de cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar.

1.5 Estructura del trabajo de grado

Este trabajo fue dividido de la siguiente manera: en el siguiente capítulo se presenta el marco referencial en el cual se muestran los conceptos utilizados para el desarrollo de este proyecto, así como también se exponen propuestas de trabajos similares a este. El capítulo 3 muestra los parámetros que se tuvieron en cuenta para la elección de los tratamientos térmicos y las diferentes variables asociadas a estos que fueron utilizados en esta investigación. Finalmente, en los capítulos 4 y 5 se muestra los detalles del desarrollo experimental, pruebas y resultados obtenidos seguido de las conclusiones derivadas de este trabajo de grado y trabajos futuros.

CAPÍTULO 2

MARCO REFERENCIAL

2.1 Marco Teórico

2.1.1 Caña de Azúcar

Caña de azúcar es el nombre común de un híbrido complejo de varias especies, derivadas principalmente de *Saccharum Officinarum* y otras especies *Saccharum*. Es una planta herbácea de gran tamaño que se cultiva en países tropicales y subtropicales de todo el mundo por su aprovechamiento de la energía solar durante la fotosíntesis para producir carbohidratos en forma de azúcares, como son la sacarosa, la levulosa y la fructosa. La caña alcanza entre 3 y 6 metros de altura y entre 2 y 5 centímetros de diámetro y su producción puede estar entre 50 toneladas/hectárea bajo condiciones favorables y cifras próximas a 200 toneladas por hectárea bajo condiciones excepcionales (3).

La caña de azúcar está constituida por varias partes, estas son: tallo, hojas, raíz y flores. Debido a que las cuchillas cortadoras de base solo están en contacto con el tallo, solo esta parte será estudiada a profundidad.

2.1.1.1 Hojas

En las hojas de la caña de azúcar es donde las materias primas como el agua, dióxido de carbono y los nutrientes, se convierten en carbohidratos bajo la acción de la energía solar. Las hojas se encuentran unidas alternadamente por su base en los nudos del tallo y se caracterizan por ser láminas largas, delgadas y planas. Estas contienen cloroplastos cargados de clorofila, la cual es indispensable para convertir las materias primas en azúcares mediante la fotosíntesis. Generalmente, miden 1,5 metros de largo con anchos que varían entre 1 y 10 centímetros, según la variedad.

2.1.1.2 Raíz

Las raíces de la caña de azúcar cumplen dos funciones principales:

- Absorción de agua y compuestos minerales y orgánicos disueltos en ella necesarios para la alimentación de la planta.
- Anclaje mecánico de la planta en el suelo.

Presentan forma cilíndrica con un aplanamiento en el punto de desarrollo. Están formadas por la cofia, el punto de desarrollo, la región de prolongación y por los pelos radiculares. Las raíces de la caña crecen poco al germinar la semilla, pero con la edad, la fertilización y el riego

aumentan su ritmo de crecimiento hasta alcanzar una profundidad promedio de 90 centímetros. Las raíces como las hojas se renuevan constantemente.

2.1.1.3 Flor

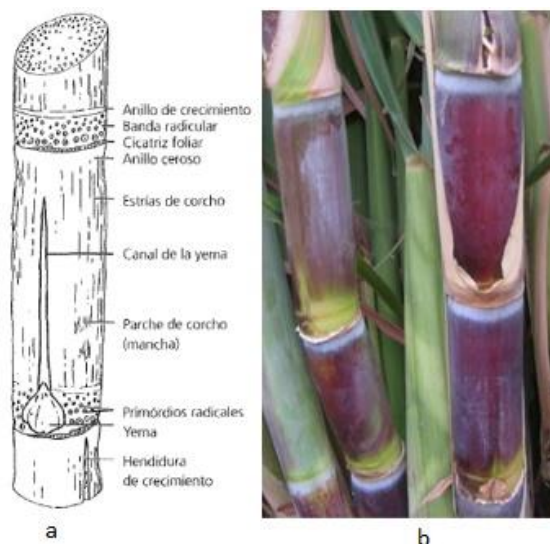
Forma espiguillas florales pequeñas agrupadas en panículas o panojas y rodeadas por largas fibras sedosas. Se encuentra formada por un eje principal donde se insertan espiguillas, dispuestas por tres pares en cada articulación y en donde se encuentra la flor. Varía de forma y tamaño teniendo en cuenta la especie y variedad.

2.1.1.4 Tallo

El tallo es la zona más importante de esta planta ya que es la parte aprovechable industrialmente para la producción de azúcar, panela o mieles, debido a que la mayoría del azúcar se encuentra contenida en este lugar. Además, es la parte que sirve de sostén a los demás órganos de la planta, conduce el agua y nutrientes del suelo hacia las hojas y transporta alimentos elaborados en otras partes de la planta necesarios para el crecimiento.

Está formado por canutos o entrenudos cilíndricos espaciados entre 5 a 30 centímetros de acuerdo con la variedad de caña y la relación del crecimiento. A su vez, entre cada entrenudo hay un anillo sobresaliente denominado nudo, en los cuales se encuentran las hojas verdes o viejas ligadas al tallo. La sección superior o ápice se denomina cogollo; esta parte es pobre en sacarosa y bajo en contenido de fibra, por lo tanto, es de poco valor para los ingenios. En la figura 2.1 ilustra la morfología típica de un tallo.

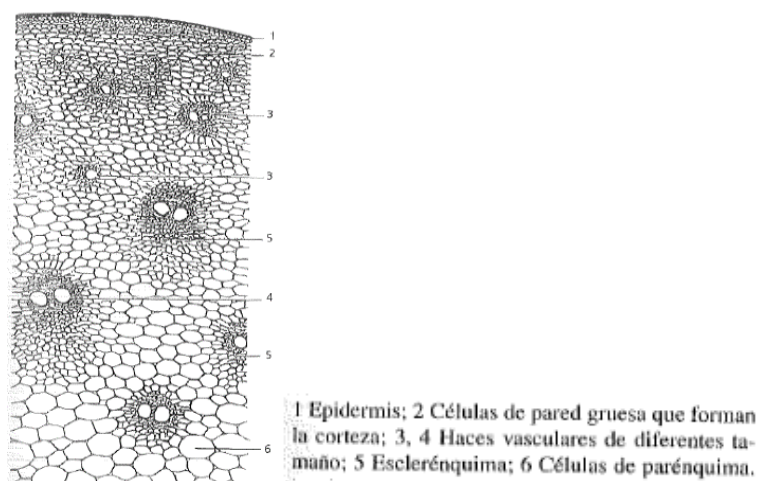
Figura 2.1 a. Morfología de la caña de azúcar (3) b. Tallo de caña de azúcar



En la figura 2.2, se puede observar la morfología interna del tallo de la caña de azúcar. En esta se identifica del exterior hacia el centro la epidermis, una delgada corteza y haces vasculares de células de parénquima. En estas últimas es donde se concentra la mayor cantidad de azúcar. Se observa además el esclerénquima que, aunque contiene poca azúcar contribuye dándole

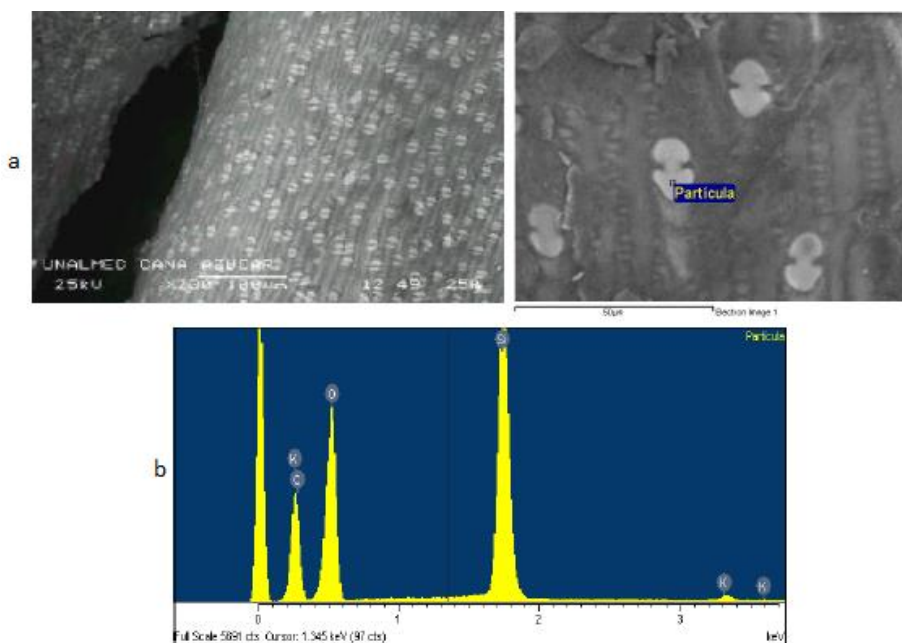
dureza a la corteza del tallo. Dependiendo del contenido de fibra, el espesor y composición la dureza del tallo variará. Así mismo, la composición química y la estructura de la fibra varían de acuerdo con la parte del tallo en el que se encuentre (3).

Figura 2.2 Morfología interna del tallo de la caña de azúcar (3)



Existen dos factores importantes del tallo que influyen en la vida útil de cuchillas cortadoras de base: **su dureza y su abrasividad**. Se ha demostrado que los nudos presentan mayor dureza que los entrenudos. Por ejemplo, González Sánchez (2006) (4) identificó que en los entrenudos se presentaba un mayor requerimiento de energía específica al corte que en los nudos. Esto se debe a que los nudos son zonas que presentan discontinuidad de las fibras que lo conforman haciendo más factible la rotura ante un impacto, mientras que los entrenudos hay presencia de fibras continuas que refuerzan el tallo. Por otro lado, Rein (2007) (3) explica que esta diferencia de durezas se debe a que en esta región el tejido se encuentra lignificado. Es decir que según Rein, en los entrenudos las paredes celulares presentan depósitos de lignina, derivados oxigenados de la celulosa y xilanas, que conlleva a un aumento de volumen haciéndolos más rígidos. La dureza del tallo varía según la variedad de caña y longitudinalmente presenta variaciones entre los distintos lados.

Según Rein (2007) (3) las impurezas inorgánicas de la corteza constituyen alrededor de 0.6 al 0.8% en los tallos, dentro de los cuales se encuentran la sílice y el calcio, aunque el contenido inorgánico es más elevado en las hojas y cogollos. Así mismo, González Sánchez (2006) (4) en su estudio demostró la presencia de partículas de sílice con tamaño medio de 10 μm distribuidas por el tallo. En la figura 2.3 se observan las partículas de sílice en la corteza de la caña. En su investigación, además, encontró que la superficie de cuchillas trozadoras presentó cambios al estar en contacto con tallos de caña. Bermúdez Cruz et al. (2007) (5) atribuyeron esto tanto a las características físicas, mecánicas y microestructurales del tallo como a la presencia de óxidos de silicio diferentes a los presentes en el suelo.

Figura 2.3 a. Partículas de sílice en la corteza b. Análisis EDS de la corteza (4)

La disponibilidad de silicio en la planta proviene de la solución del suelo a través de los procesos de disolución, difusión y absorción por las raíces y puede disminuir si otros elementos solubles (tales como Fe, Mn y Al) se combinan con este elemento para formar silicatos hidratados insolubles. Por tanto, la disponibilidad de silicio se puede ver afectada por la humedad, los residuos orgánicos, la acidificación y la fertilidad del suelo. Bermúdez Cruz et al. (2007) (5). Si se presenta silicato de calcio en el suelo, un efecto directo en la planta es el aumento del contenido de sílice (SiO_2), calcio, potasio y fósforo.

2.1.1.5 Propiedades mecánicas de la caña de azúcar

Las propiedades mecánicas de la caña de azúcar influyen significativamente en el rendimiento de las diferentes operaciones de la unidad en la cosechadora. Para mejorar el rendimiento de las cosechadoras, algunos investigadores han determinado algunas características mecánicas de la caña de azúcar tales como el módulo de Young, resistencia al corte y resistencia a la tracción. Bastian et al. (2014) (6) por ejemplo, determinaron que el valor para el módulo de Young es 86 Mpa y el valor de la resistencia al corte de los entrenudos superior e inferior es de 957,48 kNm^{-2} y 1764,56 kNm^{-2} . Así mismo, determinaron que, en los nudos la resistencia de corte específica en la parte inferior y superior es 2147,8 y 1120,45 kNm^{-2} , respectivamente siendo entonces la fuerza máxima requerida para cortar una sola caña en el fondo de 2,7 kN y el mismo en la parte superior de 1,04 kN. Por otro lado, Han et al. (2016) (7) determinaron que la corteza de la caña de azúcar presenta una resistencia a la tensión de 114 Mpa.

Es necesario aclarar, que estas propiedades cambian según la variedad de caña, pero sirven como aproximación para el desarrollo de esta investigación.

2.1.1.6 Variedad de caña

En la actualidad, la industria azucarera colombiana dispone de una gran variedad de caña de azúcar de las cuales es posible obtener mayores beneficios económicos de acuerdo con las zonas agroecológicas en donde hayan sido plantadas. La composición de la caña de azúcar varía notablemente en las zonas de cultivo y es influenciada por muchos factores tales como el clima, tipo de suelo y cantidades de nutrientes absorbidos del suelo, así como la edad y la variedad (5). Considerando esto, se tiene que las variedades de caña de azúcar que se han destacado en las zonas agroecológicas en el punto anterior son (8):

- Clima Semiseco – 6H1: CC 85-92
- Clima Húmedo – 10H4: CC 01 - 1940

Para los fines de esta investigación se presentan a continuación las características generales de las variedades utilizadas durante el desarrollo del presente trabajo.

2.1.1.6.1 Variedad CC 85 – 92

Tallo: Largo, levemente decumbente, con disposición de los entrenudos en zigzag suave. **Entrenudo:** Cilíndrico, con longitud de 13 – 16 cm y diámetro de 30 – 32 mm. De color morado cuando está expuesto al sol y cuando no lo está. También puede notarse un color amarillo verdoso cuando el tallo está muy maduro. Tiene mucha cera y no tiene canal de yema. **Nudo:** tiene anillo de crecimiento de 2 mm de ancho. **Yema:** orbicular, no sobrepasa el anillo de crecimiento. **Hoja:** larga, ancha, erecta. **Yagua:** de color verde con tintes morados y con poca pelusa. **Aurícula:** lanceolada, unilateral; deshoje fácil.

2.1.1.6.2 Variedad CC 01 - 1940

Tallo: Largo, erecto, con disposición de los entrenudos en zigzag suave. **Entrenudo:** Cilíndrico, largo, con longitud de 10 – 13 cm y diámetro de 25 – 43 mm. De color verde amarillento cuando no está expuesto al sol y amarillo verdoso cuando lo está. Tiene mucha cera y no tiene canal de yema. **Nudo:** tiene anillo de crecimiento de 3.3 mm de ancho. **Yema:** ovalada, siempre sobrepasa el anillo de crecimiento. **Hoja:** mediana, ancha, curvada en la base. **Yagua:** de color amarillo con vetas moradas. **Aurícula:** inclinada; simétrica. Deshoje fácil.

2.1.2 Suelos

La parte plana del valle geográfico del río Cauca presenta una extensión de 376.278 hectáreas, de las cuales 143.435 se dedican a la cosecha de caña de azúcar. Se han identificado 84 series de suelos, correspondientes a los órdenes Mollisol, Inceptisols, Vertisols, Entisols, Alisol y Ultisol que ocupan un área total de 26, 26, 21, 10, 5 y 1% respectivamente (9). Los suelos han sido clasificados de acuerdo con su clasificación taxonómica, posición geomorfológica, régimen de humedad, familia textural y drenaje externo, interno y natural.

Según el catálogo de variedades de CENICAÑA (8), los suelos comprendidos entre los municipios de Palmira y Cerrito en los que se desarrolló este proyecto son mayoritariamente 6H1 y 10H4. Para los fines de esta investigación se presentan a continuación las características

generales de los suelos a los que las cuchillas cortadoras base de caña de azúcar estuvieron expuestas.

Tabla 2.1 Grupos y características de suelos a los que las cuchillas cortadoras base de caña de azúcar estuvieron expuestas (Victoria Kafure, y otros, 2013)

Grupo de suelo	Grupo de humedad	Área (ha)	Órdenes (número de suelos o consociaciones)	Características
6	H1	35379	Mollisols (8) Inceptisols (6) Vertisols (5)	Suelos de textura fina. Predominan suelos arcillosos. El grupo de humedad H1 presenta déficit de humedad y permeabilidad media alta.
10	H4	4612	Mollisols (1) Inceptisols (5) Vertisols (3)	Grupo H4 incluye áreas con exceso de humedad y permeabilidad alta, así como también áreas con exceso de humedad y permeabilidad baja.

Natsis et al. (1999) (10) encontraron que al aumentar el contenido de humedad del suelo el desgaste de las herramientas disminuía, mientras que al aumentar la resistencia a la penetración del suelo (dureza) el desgaste de las herramientas aumenta.

2.1.2.1.1 Propiedades de los suelos

Según la clasificación textural de los suelos aquellas texturas finas corresponden a suelos arcillosos los cuales se clasifican en: Arcilloso arenoso, arcilloso limoso y arcilloso. La información suministrada en el catálogo de variedades de CENICAÑA, los suelos presentados en la tabla 2.1 corresponden al grupo de los suelos arcillosos los cuales presentan entre 0-45% arena, 0-40% limo y 40-100% arcilla y presentan un tamaño de partícula menor a 0,002 mm.

Según Gonzáles Sánchez (2012) (11) las variables que afectan el desgaste se pueden clasificar en dos grupos:

- Características del abrasivo: Propiedades mecánicas (dureza, tenacidad a la fractura y geometría (tamaño y angulosidad).
- Características de la superficie: Composición química y tratamiento térmico, dureza, capacidad de endurecimiento por trabajo, tenacidad.

Los grupos de suelos 6 y 10 se encuentran conformados por Mollisols, Inceptisols y Vertisols. Este grupo de consociaciones se caracteriza por estar constituidos por silicatos como el cuarzo y el feldespato, así como también carbonatos de calcio o calcita procedentes de piedra caliza o dolomía. La dureza de estos elementos se puede determinar a partir de la escala Mohs. Esta es una escala creada para medir la dureza relativa de diversos minerales que las clasifica de 1 a 10, siendo el 1 el mineral con menos dureza y el 10 el mineral con más dureza. En este orden de ideas, el cuarzo y la calcita presentan dureza 7 y 3 en escala Mohs lo que equivale a 62 HRC

o 600 Brinell y 116 Brinell, respectivamente (12). Según Foley et al. (1984) (13) Las partículas de suelo están compuestas fundamentalmente por sílice, con dureza alrededor de 1100 HV. Torrance (1981) (14), citado por Gonzáles Sánchez, (2012) (11) encontró que cuando la relación de durezas entre abrasivo y superficie (H_a/H_s) es superior al valor de 1,2 el régimen de desgaste pasa de una condición moderada a severa, con incidencia acentuada del mecanismo de microcorte.

Respecto al tamaño de partícula, Hutchings (1992) (15) también citado por González Sánchez observó que partículas mayores llevan a pérdidas de masa más grandes, hasta llegar a un tamaño a partir del cual no hay variaciones significativas. En un suelo tipo agrícola se presenta una gran variación de tamaños de partículas por lo que es posible determinar los porcentajes de cada rango de tamaños. Esto se puede observar en la tabla 2.2. Además, se encontró que los mayores efectos en la cantidad de desgaste se correlacionaban principalmente con la angulosidad de las partículas.

Tabla 2.2 Granulometría de un suelo agrícola (16)

Granulometría del suelo (USDA)		Rango de tamaños (mm)
Bloque		600 >
Piedra		250 - 600
Grava		75 - 250
Gravilla		2 - 75
Arenas	Muy gruesa	1 - 2
	Gruesa	0,5 - 1
	Media	0,25 - 0,5
	Fina	0,1 - 0,25
	Muy fina	0,05 - 0,1
Limos	Grueso	0,02 - 0,05
	Fino	0,002 - 0,005
Arcilla		< 0,002

Gonzáles Sánchez (2012) (11) desarrolló las respectivas mediciones granulométricas, de las cuales se obtuvo que un suelo agrícola (en particular) contiene 798,8 g de arcillas, 1026 g de limo, 726,4 g de arenas, 189 g de gravillas, 57,5 g de gravas, 2551,5 g tierra fina y 246,5 g de fragmentos de roca.

Moore (1975) (17) determinó que en el desgaste influyen el contenido de piedras y la resistencia a la penetración. El contenido de piedras en el suelo, el tipo, resistencia y tamaño de partículas abrasivas y piedras fueron consideradas como los factores del suelo que más influyen en el desgaste. Por su parte Karoonboonyanan et al. (2007) (18) determinaron que existen factores impredecibles como bloques, piedra, raíces y otros posibles elementos que algunas veces tienen presencia súbita en determinado tipo de suelo, pero que pueden causar esfuerzos elevados que aceleran el deterioro de las herramientas por desgaste. En la práctica, se ha demostrado también que estos factores pueden causar también fallas por fractura súbita.

El trabajo realizado por González Sánchez (2012) (11) arrojó que el único factor que explica la abrasividad teniendo una velocidad constante es la relación entre los fragmentos de roca y la tierra fina (FR/T). Si el contenido de T aumenta, aumentará la relación haciendo del suelo un medio más abrasivo. Además, también concluyó que, a mayor velocidad de la máquina

agrícola, se presentará una disminución del contenido de humedad dando como resultado mayor relación de la tasa de desgaste. Esta investigación podría explicar entonces, porque las cuchillas de la Organización Hércules presentan en su mayoría fractura súbita que desgaste severo. Esto podría deberse a que la relación FR/T es mayor, es decir que los terrenos trabajados presentaban mayores fragmentos de roca que tierra fina.

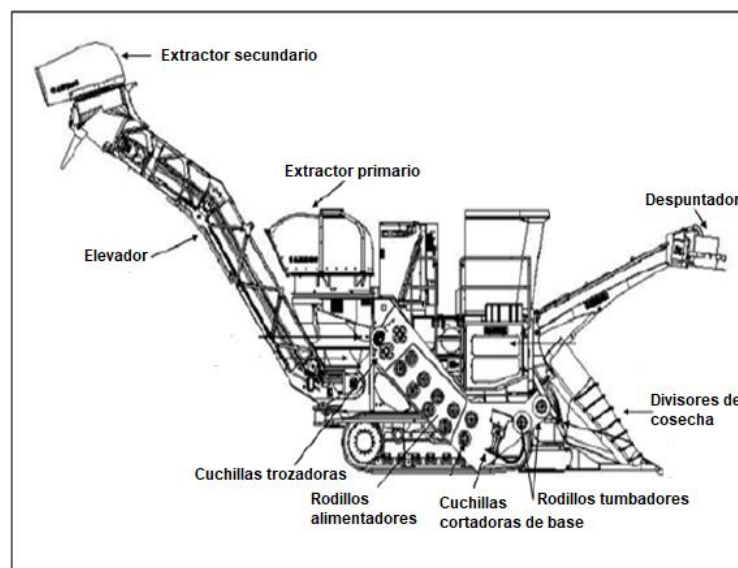
2.1.3 Cosechadoras de caña de azúcar

La cosecha mecánica se lleva a cabo mediante máquinas especializadas conocidas como cosechadoras. Este tipo de máquinas a diferencia del corte manual o semi mecanizado combina el corte, trozado y alce de la caña de azúcar, incrementando así la eficiencia y productividad del proceso.

En los sistemas de corte involucrados en una maquina cosechadora se tienen los siguientes:

- **Sistema descogollador:** Situado en la parte frontal de la máquina. Está compuesto por dos tambores que giran en sentido contrario hacia adentro de la cosechadora. Las cuchillas en este sistema tienen la función de desmenuzar el tallo del cogollo y las hojas verdes.
- **Sistema de corte basal o corte de base:** Se encuentra formado por dos platos y cuatro o cinco cuchillas cada uno, dependiendo de la cosechadora. Este sistema permite una inclinación al cortar los tallos. En este punto se produce la calidad del corte de cepa y la incorporación de materia extraña compuesta por el suelo, la cepa y las raíces.
- **Sistema de troceado:** Se encuentra formado por seis u ocho cuchillas encargadas del picado de la caña en trozos. Su función es preparar la caña para la limpieza del material extraño, como hojas, cogollos, chulquines. Este sistema a la vez pica la caña, la lanza a la tolva para facilitar la extracción del material extraño.

Figura 2.4 Cosechadora de caña de azúcar con sus diferentes partes



2.1.3.1 Cuchillas cortadoras de base en el sistema de corte basal

Las especificaciones o características de cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar varían de acuerdo con el fabricante de las máquinas cosechadoras. La figura 2.5 y tabla 2.3 muestran la geometría y especificaciones de cuchillas cortadoras base utilizadas en el desarrollo del presente trabajo.

Figura 2.5 Cuchilla cortadora base de producción nacional usada en el desarrollo del trabajo investigativo

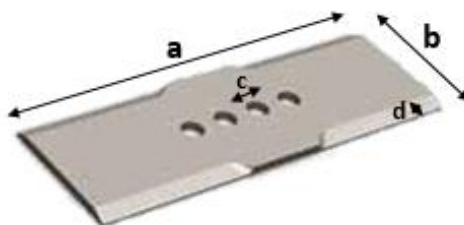


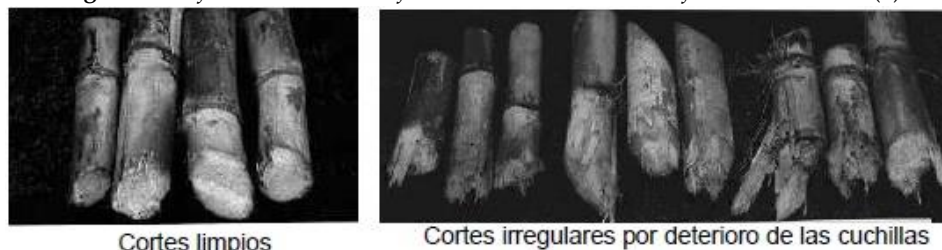
Tabla 2.3 Especificaciones de cuchillas cortadoras de base

Espesor	No. de filos	Peso (gr)	a (cm)	b (cm)	c (cm)	d (cm)
5 mm	4	1000 aprox.	26,6	9	1	2

Silveira (1975) (19) investigó los parámetros geométricos de cuchillas en el proceso de corte de los tallos de caña de azúcar. Los parámetros que encontró influenciaban en la calidad del corte eran de tipo geométrico y cinemático. Dentro de los parámetros geométricos se encuentran el espesor del filo, ángulo de afilamiento, ángulo de colocación de las cuchillas, ángulo de inclinación del filo de las cuchillas, separación entre cuchillas y platina de contra corte; Por otro lado, los parámetros de tipo cinemático son la velocidad de corte y espesor del tallo a cortar.

En el estudio de Silveira se determinó que el aumento del espesor disminuye la calidad del corte. Los ángulos de filo mayores a 25°, de inclinación de la cuchilla de 15° y ángulo de colocación de 30° conllevan a un mayor y menor nivel de energía requeridas para el corte, respectivamente. Bermúdez Cruz et al. (2007) (5) destacan que cualquier ángulo menor a 24° estará sujeto a un rápido desgaste y redondeo. De no tenerse en cuenta las variables que incluyen en el corte, las cuchillas presentarían desgaste o degradación permitiendo con esto que el nuevo retoño no crezca, se presenten mayores pérdidas de jugo durante el proceso de corte y que los tallos irregulares que favorezcan la degradación del jugo por aplastamientos o aperturas de estos.

Figura 2.6 Diferencias de corte en función de las condiciones de filo de las cuchillas (1)



2.1.3.2 Material utilizado para fabricar cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar

Las herramientas de corte de caña de azúcar generalmente están sometidas a dos fenómenos:

- a. Alto grado de desgaste abrasivo como consecuencia de la interacción entre el acero en que son fabricadas las cuchillas y elementos más duros que este como la corteza de la caña o sílice proveniente del suelo.
- b. Alta probabilidad de impacto debido a la presencia de rocas de pequeño y gran tamaño en el suelo.

Estos fenómenos deben ser minimizados por dos razones: permitir el trabajo continuo de las cosechadoras evitando tiempos muertos por reposición de herramientas y lograr que el corte sea lo suficientemente fino para no afectar la cepa y que esta vuelva a crecer. Como consecuencia, es necesario que el acero utilizado para la fabricación de cuchillas cortadoras de caña presente tanto una alta resistencia al desgaste abrasivo como una alta resistencia al impacto, es decir, que deben ser fabricadas en un material mucho más duro que el que se está cortando. Una de las aleaciones comúnmente usadas para la fabricación de cuchillas cortadoras de base son los aceros al cromo manganeso. El cromo les confiere a estas aleaciones un aumento en la profundidad del endurecimiento y mejora la resistencia al desgaste mientras que el manganeso aumenta la penetración del temple y contribuye a su resistencia y dureza. Por tanto, de manera general, este acero presenta buena templabilidad, tenacidad, resistencia a la fatiga, al desgaste y a la tracción.

2.1.3.3 Tratamientos térmicos aplicados a aceros aleados al cromo manganeso y su efecto en las propiedades mecánicas del material.

En las tablas 2.4 y 2.5 se exponen brevemente las variables de los tratamientos térmicos de temple y revenido encontrados en diferentes fuentes bibliográficas consultadas los cuales sirvieron como punto de partida en la determinación de los tratamientos térmicos seleccionados para el desarrollo experimental de este trabajo.

Tabla 2.4 *Tratamiento térmico de temple aplicado aceros al cromo manganeso en diferentes fuentes*

FUENTE BIBLIOGRAFICA	TEMPERATURA	TIEMPO DE SOSTENIMIENTO
Heat Treater's Guide (20)	830 °C	-
Vatavuk et al. (2010) (21)	860°C	40 minutos
Borges Villarno de Castro (2007) (22)	850 °C	15 minutos
Bermúdez Cruz et al. (2007) (23)	880 °C	30 minutos
León Sevilla (2010) (24)	850 °C	60 minutos
Marcomini (2008) (25)	800 °C	75 minutos

Reguly (1999) (40)	845 °C	60 minutos
Zepter (2007) (39)	850°C	15 minutos

Tabla 2.5 Tratamiento térmico de revenido aplicado a aceros al cromo manganeso en diferentes fuentes

FUENTE BIBLIOGRAFICA	TEMPERATURA	TIEMPO DE SOSTENIMIENTO
Heat Treater's Guide (20)	830 °C	Después del temple, volver a calentar a la temperatura que provea la dureza requerida
Vatavuk et al. (2010) (21)	500°C	64 minutos
Borges Villarno de Castro (2007) (22)	580°C	40 minutos
Bermúdez Cruz et al. (2007) (23)	550 °C	60 minutos
León Sevilla (2010) (24)	550 °C	60 minutos
Zepter (2007) (39)	410°C	60 minutos
Marcomini (2008) (25)	350 °C – 450°C	60 minutos
Reguly (1999) (40)	300 °C- 400°C- 500°C	60 minutos

En términos de la combinación de resistencia al impacto y resistencia al desgaste abrasivo León Sevilla (2010) (1) encontró que, para los aceros aleados al cromo manganeso la mejor opción de tratamiento para la fabricación de las cuchillas sería temple más revenido a 550°C, ya que a temperaturas mayores la dureza obtenida del material fue baja, lo que en la práctica podría generar problemas de excesiva deformación plástica localizada en el filo, lo cual generaría pérdidas de ajuste en los tambores y posterior impacto entre cuchillas.

Por otro lado, Bermúdez Cruz et al. (2007) (23) determinaron mediante curvas de austenización y revenido las temperaturas óptimas de desarrollo de estos tratamientos. Las figuras 2.7 y 2.8 muestran la influencia de la temperatura de revenido en la dureza y resistencia a la tracción de dicho material.

Figura 2.7 Variación de la energía absorbida en función de la temperatura de revenido (23)

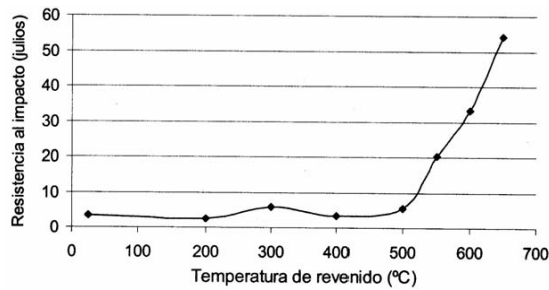
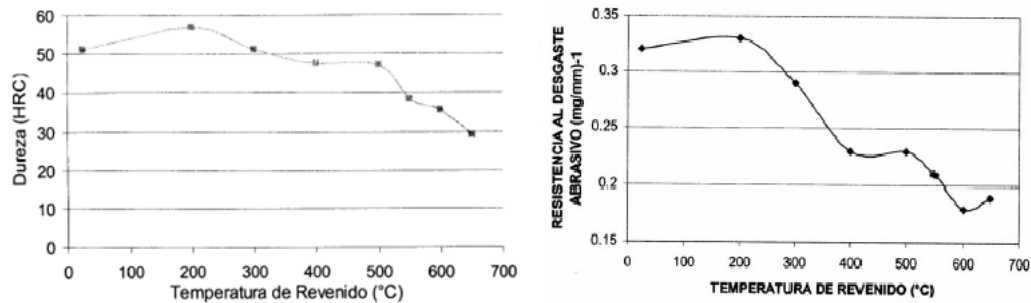


Figura 2.8 Variación de la dureza y resistencia al desgaste en función de la temperatura de revenido (23)

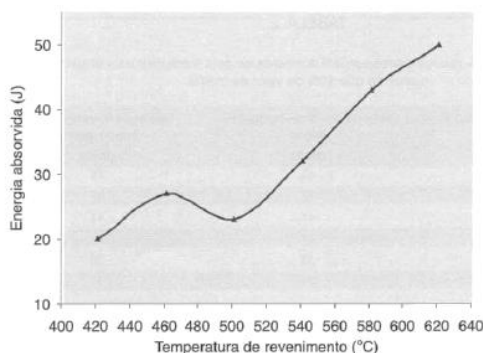


Con el fin de alcanzar una alta dureza, buena tenacidad y resistencia al desgaste, estos determinaron que la temperatura de revenido debía estar entre los 200°C y 550°C.

Así mismo, Vatauvuk et al. (2010) (21) determinaron en su estudio, que los aceros aleados al cromo manganeso austenizados a 860°C y revenidos a temperaturas mayores a los 500°C presentan una mayor energía de impacto absorbida, pero es entre 420°C y 460°C donde se obtienen los mayores valores de dureza. A continuación, se pueden observar en la Tabla 2.6. y figura 2.9 los resultados obtenidos por Vatauvuk en su trabajo.

Tabla 2.6 Durezas obtenidas a diferentes temperaturas de revenido (21)

Temperatura de revenido (°C)	Temperatura de austenitização 860°C (HRC)
420	48
460	46
500	44
540	41
580	35
620	32

Figura 2.9 Variación de la energía absorbida en función de la temperatura de revenido (21)

La fragilización de la martensita revenida entre 200°C y 400°C está relacionada con la fragilización intergranular causada por la combinación de la segregación de impurezas (P, S, N, Sb y Sn) en contornos de grano, durante la austenización y la precipitación de la cementita en contorno de grano de austenita primaria durante el período revenido (25).

Según Marcomini (2008) (25), a temperaturas inferiores a 250°C la cantidad de carburos que precipitan en contorno de grano es insuficiente para causar la fragilización mientras que por encima de 400°C, los carburos se estiran y ocupan una fracción volumétrica menor en el contorno de grano. Como consecuencia de este fenómeno, el acero ablanda y su tenacidad aumenta explicando con esto el comportamiento de las figuras 2.7, 2.8, 2.9 y tabla 2.6. Estos carburos dificultan el desplazamiento de las dislocaciones, proporcionando la formación de apilamientos de dislocaciones ("Pile up") en los contornos de grano ya fragilizados por la segregación de impurezas llevando consigo al inicio de un micromecanismo de fractura intergranular.

La adición de Silicio en un contenido de 1,5 a 2,0% puede inhibir la cinética de la fragilización de martensita revenida.

2.1.3.4 Deterioro de cuchillas de corte de caña

Tanto las cuchillas del sistema trozador como del sistema basal están expuestas a condiciones de servicio severas. Al entrar en contacto con partículas del suelo y elementos más duros que el material del cual fueron fabricadas tales como el tallo de la caña y rocas sufren deterioro a nivel macroscópico y microscópico.

En algunas investigaciones de cuchillas trozadoras fabricadas en aceros al cromo manganeso se encontró que las fallas dependen de los tratamientos térmicos aplicados y el acabado superficial.

Bermúdez Cruz et al. (2007) (23) determinaron que el acabado superficial influye en el comportamiento al desgaste ya que el material con acabado superficial de fresado ensayado presentó un desgaste mayor que el material con acabado superficial de rectificado. Este fenómeno según los investigadores pudo ser causado por las diferencias de Ra (rugosidad superficial) ya que el fresado tiene un Ra mayor que el rectificado presentando crestas de rugosidad más grandes. Es por esto por lo que entonces las cuchillas fresadas se fracturan con

más facilidad en el momento del impacto entre la cuchilla, la caña de azúcar y la materia extraña, tardando más en llegar a la condición de desgaste estable, generando así mayores pérdidas de material conduciendo al desgaste del filo y su posterior falla. La influencia del tratamiento térmico en el desgaste y falla del material fue descrito en el numeral 2.1.3.3.

A continuación, en la tabla 2.7 se relacionan algunos resultados importantes de dichos trabajos:

Tabla 2.7 Principales fallas en cuchillas fabricadas en acero aleado al cromo manganeso encontradas en trabajos anteriores.

Fuente	Fenómeno macroscópico	Fenómeno microscópico
Bermúdez Cruz et al. (2007) (5)	Fractura en un alto porcentaje	Microarado y microcorte
León Sevilla (2010) (1)	Pequeñas deformaciones perceptibles a la vista	Microarado y microdesprendimiento de material por fractura frágil.

Los resultados del análisis de falla reportados por León Sevilla (2010) (1) arrojaron que, en el trabajo de campo, los filos o bordes cortantes de las cuchillas se deterioraron por diferentes mecanismos de desgaste, dentro de los cuales se identificaron el **microarado y el microdesprendimiento de material por fractura frágil**. Además, observó huellas de arado y labios en los bordes que pudieron haberse presentado debido a la acción del paso de partículas duras o por la lima usada en el acabado final. Macroscópicamente, las cuchillas no presentaron fallas debido al impacto por rocas presentes en el proceso de cosecha. Las figuras 2.10 y 2.11 evidencian las fallas principales del estudio realizado por León Sevilla.

Figura 2.10 Deformación de los filos de cuchillas ensayadas en campo (1)

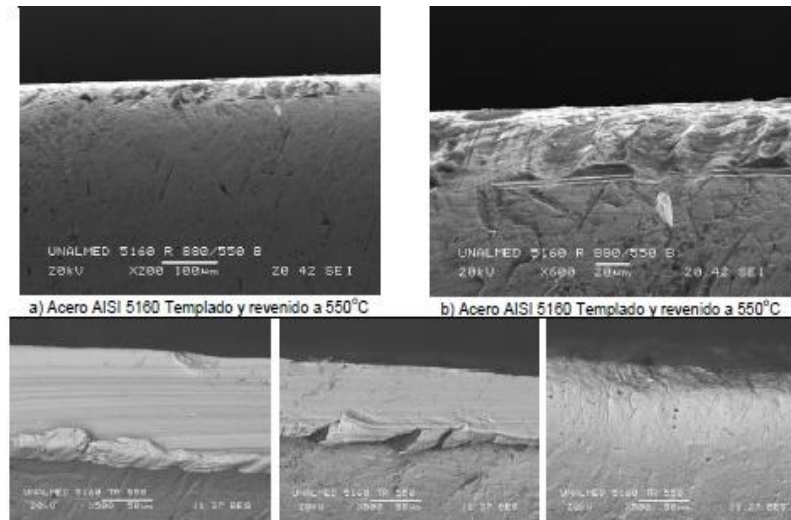
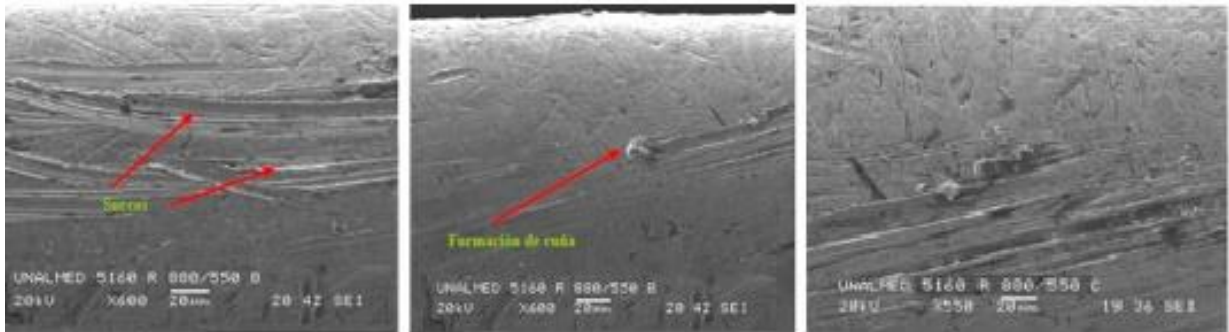


Figura 2.11 Modos de desgaste macroscópicos de cuchillas ensayadas en campo (1)



Por otro lado, los resultados del trabajo realizado por Bermúdez Cruz et al. (2007) (5) determinaron que los micromecanismos de desgaste generados debido al contacto entre las cuchillas y la materia extraña vegetal y mineral fueron **microarado y microcorte**. La figura 2.12 muestra los principales micromecanismos de desgaste encontrados por estos investigadores.

Figura 2.12 Superficies de desgaste de cuchillas fabricadas en acero aleado al cromo manganeso (23)



Macroscópicamente, se encontró que las cuchillas fabricadas en aceros aleados al cromo manganeso, ante un impacto severo tienden a fracturarse en un alto porcentaje de la superficie de corte. En la figura 2.13 se evidencian las principales fallas macroscópicas encontradas por Bermúdez Cruz y colaboradores.

Figura 2.13 Apariencia superficial de cuchillas fabricadas en aceros aleados al cromo manganeso (5)



2.1.4 Fundamentos de análisis de falla

Se define como falla a la pérdida de la condición operativa de una pieza, componente, equipo o maquina por un evento inherente a estos, es decir que han fallado en servicio. Por otro lado, se denomina modo de falla al efecto observable por el cual se constata una falla del sistema (26). Teniendo en cuenta estas definiciones, se ha designado como significado de análisis de falla al diagnóstico basado en una secuencia lógica para determinar las causas involucradas en una falla.

Se considera que una pieza, componente, equipo ha fallado cuando cumple una de las siguientes condiciones: Se vuelve completamente inoperable, cuando aún es operable pero no cumple sus funciones satisfactoriamente o cuando el deterioro hace que su utilización no sea confiable o segura y sea necesario sacarlo de servicio para su reparación y/o reemplazo.

2.1.4.1 Modos de falla

En el estudio de cualquier falla, deben ser considerados un amplio espectro posibilidades o razones de la ocurrencia. Para determinar la causa primaria de falla, deben ser entendidos un gran número de factores que frecuentemente están interrelacionados. Las fracturas son el tipo más grave de falla.

2.1.4.1.1 Modos de fractura

Existen dos formas de fractura (26):

- **Corte o cizallamiento:** Este tipo de fractura representa una acción de deslizamiento según ciertos planos de átomos en los cristales. Origina la formación de micro vacíos en la región del esfuerzo más alto, que crecen y se interconectan formando la superficie de fractura. Dicha superficie contiene a cada lado de la fractura mitades de micro vacíos llamados hoyuelos.
- **Clivaje:** La fractura por clivaje ocurre por separación de las celdas unitarias, la cual se presenta súbitamente. Ocurre en metales relativamente duros y resistentes o en metales dúctiles a bajas temperaturas.

En la tabla 2.8 se explican las diferencias entre estos dos tipos de fractura:

Tabla 2.8 Diferencias entre modos de fractura por carga simple (26)

	CORTE	CLIVAJE
Movimiento	Deslizamiento	Separación
Ocurrencia	Gradual	Súbita
Deformación	Si	No
Comportamiento	Dúctil	Frágil
Apariencia visual de la fractura	Roma y rugosa	Brillante y centelleante
Microfractografía	Ruptura con hoyuelos	Clivaje

2.1.4.1.2 Fractura frágil

Cuando se habla de fractura frágil significa que el componente o pieza que falló presentó poca o ninguna deformación permanente antes de la fractura. Es característico de materiales que presentan alta dureza y resistencia, con baja tolerancia a las discontinuidades. Como consecuencia de la falta de deformación permanente las piezas pueden ser colocadas de nuevo juntas en alineación perfecta.

Características:

- No hay presencia de deformación plástica significativa en la región de la fractura.
- La superficie de fractura es perpendicular al esfuerzo principal de tensión.
- Con frecuencia se presentan marcas características en la superficie de fractura, las cuales indican el sitio en el cual se originó está. En láminas de acero, placas, barras planas y regiones con capas endurecidas pueden observarse marcas en forma de V de “chevron” o “espiga de pescado” que apuntan hacia el origen de la fractura. Esta característica de la fractura frágil se puede evidenciar en la figura 2.15.

Este tipo de fracturas generalmente se propagan por uno o ambos tipos de formas: Clivaje o intergranular.

La fractura por clivaje se caracteriza por la división o astillamiento de los cristales o de los granos a lo largo de planos cristalográficos específicos. Dado que la fractura se propaga o atraviesa a través de los granos se denomina **transgranular o transcristalino**. Es el tipo más común de falla mediante fractura frágil a menos que los límites de grano hayan sido debilitados por un ambiente o procesos específicos.

La fractura intergranular es aquella que sigue los límites de los granos debilitados por varias razones. El debilitamiento de los límites de grano se atribuye a la migración o difusión de elementos o compuestos que fragilizan los límites de grano. Estos tipos de fractura pueden ser evidenciados en la figura 2.14

Figura 2.14 (a). Fractura por clivaje con marcas de río en dirección de la flecha (b). Fractura intergranular con apariencia rocosa. (27)

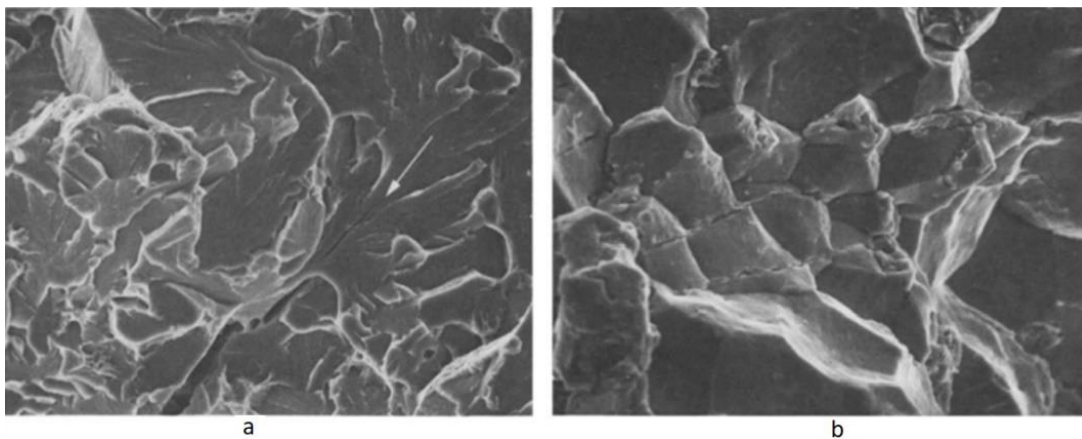
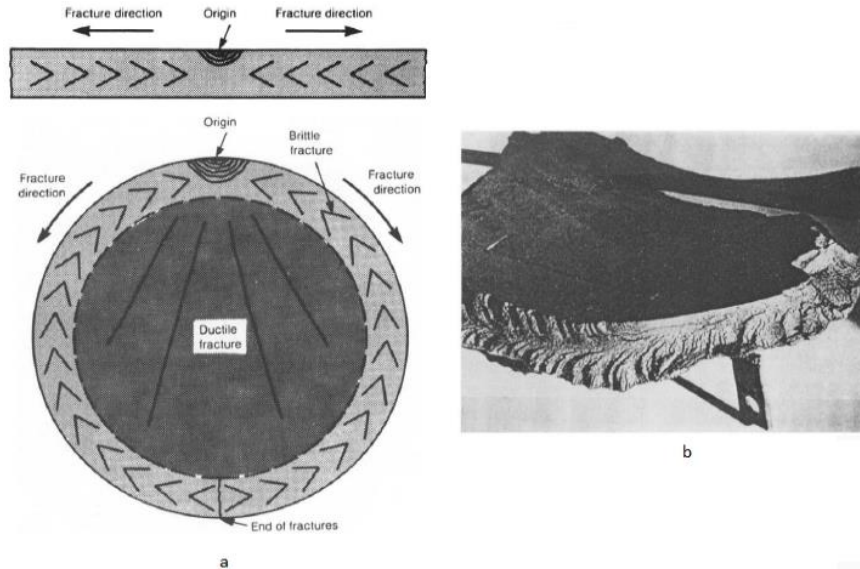


Figura 2.15 *a. Esquema del modelo de fractura frágil b. fragmento fracturado con modelo definido de marcas chevron. (27)*



2.1.4.1.3 Fractura dúctil

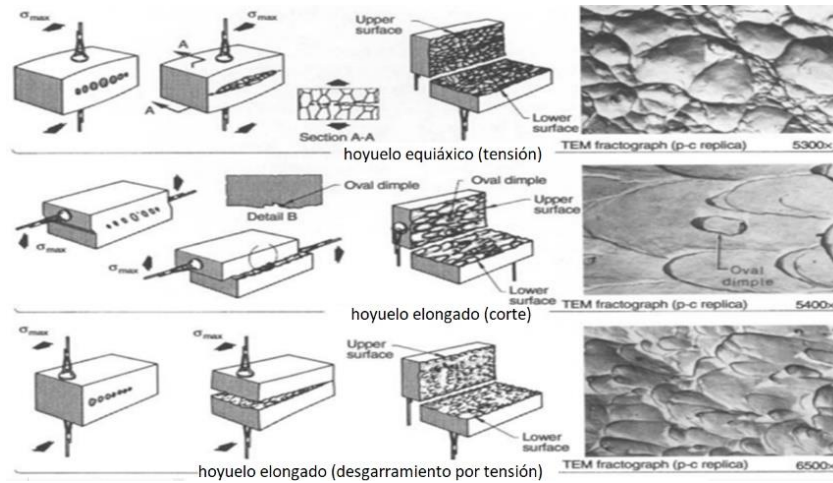
La fractura dúctil se caracteriza por una deformación permanente considerable antes de que se presente la falla. Los materiales que presentan este tipo de fracturas presentan baja dureza, resistencia y considerable tolerancia a las discontinuidades. Esta resulta de la aplicación de una carga o fuerza excesiva a un metal que tiene la habilidad de deformarse permanentemente o plásticamente antes de la fractura (26).

Características:

- Deformación permanente o plástica considerable.
- En la forma de aplicación de carga, esta fractura ocurre cuando el esfuerzo de corte excede la resistencia al corte. Por tanto, el micromecanismo de la fractura está en la dirección del cizallamiento o corte.
- Su aspecto característico es sin filo, opaco, y rugoso o fibroso.
- Las superficies opuestas no se pueden encajar.

La superficie de fractura de un metal dúctil se presenta como una masa de hoyuelos o medios vacíos. Estos son sensitivos a la dirección del esfuerzo que los formó. Las diferentes superficies de fractura de un metal dúctil se pueden apreciar en la figura 2.16.

Figura 2.16 Influencia de la dirección del esfuerzo principal en la forma de los hoyuelos (27).



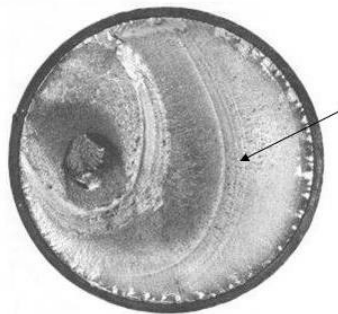
2.1.4.1.4 Fractura por fatiga

Este tipo de fractura resulta de la aplicación de esfuerzos cíclicos que se dan de manera repetida. Dichos esfuerzos pueden estar por debajo de la resistencia nominal de fluencia del material (26).

Las características más importantes de las superficies de fractura por fatiga son:

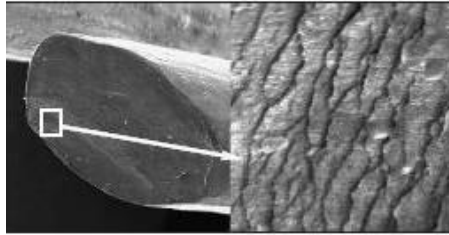
- Macroscópicamente, marcas de playa, marcas de concha, almeja o de marea progresivas las cuales indican el avance del frente de la grieta. Esta característica de la fractura por fatiga se puede observar en la figura 2.17.

Figura 2.17 Pieza que falló por fatiga donde se evidencian marcas de playa (28)



- Muchas grietas son transcristalinas sin ramificación significativa, aunque las grietas intercristalinas no son raras.
- Microscópicamente, hay presencia de estrías, cada una de las cuales se produce por un ciclo simple de esfuerzo. La ausencia de estrías no excluye la fractura por fatiga. Esta característica puede ser observada en la figura 2.18.

Figura 2.18 *Estriaciones generadas en la fractura por fatiga (29)*



- El frotamiento y la abrasión producen también indicaciones en forma de estrías lineales que se denominan comúnmente marcas de frotado.

2.1.4.1.5 Fallas por desgaste

El desgaste se puede definir como el daño de una superficie sólida que es causado por la remoción o desplazamiento del material por la acción mecánica de un sólido, de un líquido o de un gas en contacto con la superficie. El desgaste implica una pérdida progresiva del material y la alteración de las dimensiones (26).

Existen cuatro tipos principales de desgaste: desgaste adhesivo, desgaste abrasivo, desgaste corrosivo y desgaste por fatiga superficial.

2.1.4.1.5.1 Desgaste adhesivo

Ocurre cuando dos superficies se deslizan entre sí bajo presión. Este proceso involucra adhesión, deformación plástica y fractura y se desarrolla por contacto dinámico metal-metal entre dos superficies que se deslizan una sobre la otra, en presencia de pobre o nula lubricación. Pequeños fragmentos del material menos duro son arrancados de la superficie y adheridos a la otra (26).

2.1.4.1.5.2 Desgaste abrasivo

Ocurre cuando se presenta desplazamiento del material de una superficie por contacto con proyecciones duras sobre una superficie apareada o con partículas duras que se mueven en relación con la superficie de desgaste. Este tipo de desgaste es característico del daño de muchas herramientas de contacto, tales como arados y cultivadoras y otros componentes para excavar que friccionan contra minerales duros y abrasivos (26).

La remoción de material de la superficie durante la abrasión se explica mediante cuatro micromecanismos:

- Microarado: En este la pieza no sufre pérdida de material, por el contrario, el material se desplaza por un surco hacia los lados. Se presentan daños en la superficie en forma de acumulación de las dislocaciones debido al trabajo en frío.
- Microcorte: Se presenta cuando el extremo del abrasivo remueve una viruta. Esto resulta en material removido, pero con muy poco material desplazado relativo al tamaño del surco.

- Microfractura: Ocurre en materiales frágiles cuando las fuerzas aplicadas por el abrasivo exceden la tenacidad de fractura del material. Este micromecanismo es predominante en el severo desgaste de materiales altamente tratados térmicamente.
- Microfatiga: La superficie puede ser arada en repetidas ocasiones por las partículas que se encuentran en la superficie produciendo desprendimiento de material. La deformación adicional o acumulación de rasguños pueden llevar a la pérdida de material por microfatiga.

2.1.4.1.5.3 Fatiga de superficie o fatiga por contacto

Este tipo de daño en la superficie resulta por rodamiento repetitivo o rodamiento y deslizamiento entre superficies metálicas curvadas. En el rodamiento puro el esfuerzo de corte ocurre en un plano ligeramente por debajo de la superficie, lo cual produce grietas de fatiga en el material subsuperficial que se propagan hacia la superficie por acción de la repetición de la carga produciendo picaduras. En el deslizamiento durante el rodamiento, las fuerzas tangenciales y gradientes térmicos causados por la fricción alteran la magnitud y la distribución de los esfuerzos en el área de contacto y por debajo de ella. Los esfuerzos alternos de corte aumentan en magnitud y se mueven hacia la superficie de las fuerzas de deslizamiento, por tanto, la iniciación de las grietas por fatiga de contacto ocurre en la superficie del material (26).

- Fatiga de origen subsuperficial: Se caracteriza por picaduras pequeñas en la superficie de contacto del metal en condiciones de rodamiento puro. Esta se presenta en metales con cantidades considerables de inclusiones duras y frágiles.
- Fatiga de origen superficial: Se caracteriza por picaduras pequeñas en la superficie de contacto en condiciones combinadas de rodamiento y deslizamiento.
- Fatiga de origen en la subcapa endurecida: Produce remoción de fragmentos grandes en la superficie de contacto en componentes endurecidos.

2.1.4.1.5.4 Desgaste por erosión

Es un tipo de desgaste abrasivo que involucra pérdida de material de la superficie por contacto con un líquido que contiene partículas sólidas. La erosión en el cual el movimiento relativo de las partículas sólidas es casi paralelo a la superficie erosionada se llama erosión abrasiva. La erosión en el cual el movimiento relativo de las partículas es casi perpendicular a la superficie erosionada se denomina erosión por choque (26).

2.1.4.1.5.5 Desgaste corrosivo o químico

Es un tipo de desgaste en el cual una reacción química o electroquímica con el medio ambiental contribuye de una manera significativa a la velocidad del desgaste. En algunos casos, ocurre la reacción química y luego sigue la remoción de los productos de corrosión por la acción mecánica. Frecuentemente, se observa oxidación, picado, o depósitos de producto de corrosión (26).

2.2 Estado del Arte

La tarea de mejorar y aumentar la vida útil de cuchillas de corte de caña, como la que se aborda en este trabajo se analiza desde dos ángulos: El primero es una revisión de las principales causas de falla y desgaste de estas herramientas de corte y el segundo es una evaluación de la influencia de los tratamientos térmicos tanto en dichas causas como en las propiedades mecánicas. En esta sección se muestran un conjunto de propuestas que se han realizado para atacar la tarea de realizar el mejoramiento y aumento de la vida útil de cuchillas de corte de caña desde ambos ángulos.

2.2.1 Evaluación tribológica de cuchillas trozadoras de caña de azúcar fabricadas en acero AISI 5160 de producción nacional

El trabajo de Bermúdez et al. (2007) (5) presenta el análisis del desgaste de cuchillas trozadoras de caña de azúcar desde el punto de vista de tribológico y la influencia de los tratamientos térmicos y acabados superficiales en este fenómeno. De este trabajo fueron de gran ayuda las declaraciones de los autores al especificar que consideraron variables que se pudieron controlar y definirse en un rango mínimo de error tales como el **tiempo efectivo de corte, variedad de caña y características del material**.

Debido a las condiciones de servicio a las cuales se encuentran expuestas las cuchillas trozadoras de caña de azúcar, estas deben presentar buena resistencia mecánica, al desgaste, alta dureza y tenacidad. Es por esto que las actividades desarrolladas por los autores de este trabajo **orientaron sus investigaciones en determinar y analizar la influencia de los tratamientos térmicos aplicados, del acabado superficial y del tipo de caña cortada**, en los procesos tribológicos o de desgaste durante el trozado de la caña de azúcar **considerando variables que se podían controlar y definirse con un rango mínimo de error tales como el tiempo efectivo de corte, variedad de caña y características del material**.

De los resultados obtenidos de la caracterización del material mediante metalografía, microscopía SEM, microdureza y ensayos de desgaste Bermúdez y Hernández concluyeron que el **material templado a 880°C y revenido a 550°C con acabado superficial de rectificado presentó la mejor combinación de propiedades en cuanto a tenacidad, resistencia mecánica y al desgaste**. Finalmente, determinaron que los micromecanismos de desgaste generados debido al contacto entre las cuchillas y la materia extraña vegetal y mineral fueron **microarado y microcorte**. Macroscópicamente, encontraron que ante un impacto severo las cuchillas tendían a fracturarse en un alto porcentaje de la superficie de corte.

2.2.2 Optimización de parámetros en la fabricación de cuchillas trozadoras para la cosecha de caña de azúcar

El objetivo general del proyecto de investigación desarrollado por León Sevilla (2010) (1) consistió en establecer la relación entre los tratamientos térmicos, procesos de fabricación y resistencia al desgaste de cuchillas trozadoras fabricadas en aceros AISI 15B30 y AISI 5160. Para el desarrollo de este, principalmente se identificaron los modos típicos de falla por desgaste y de pérdida de filo cortante y se establecieron las condiciones óptimas de tratamiento

térmico en cuchillas, **considerando variables tales como la variedad de caña, características del material, geometría y procesos de fabricación de las cuchillas.**

Los resultados del análisis de falla de las cuchillas trozadoras de corte de caña arrojaron que, en el trabajo de campo, los filos o bordes cortantes de las cuchillas se deterioran por diferentes mecanismos de desgaste, dentro de los cuales se identificaron el **microarado y el microdesprendimiento de material por fractura frágil**. Macroscópicamente, las cuchillas no presentaron fallas.

León Sevilla concluyó que para el acero AISI 5160 la mejor opción de tratamiento para la fabricación de las cuchillas fue el temple más revenido a 550°C ya que, aunque con revenidos a 500°C se presentaron durezas y resistencias al desgaste abrasivos iguales que a revenidos a 550°C, la resistencia al impacto incrementó con un revenido a esta temperatura. Para llegar a estas conclusiones, se tomó en cuenta de que se prefieren los filos “despicados” a que sufran deformación plástica.

2.2.3 Características y mecanismos de desgaste de una cuchilla de corte de borde fino

Este artículo realizado por Lau et al. (1999) (30) informa sobre las características y los mecanismos de desgaste de una cuchilla de corte de borde delgado en una operación de corte de hierba. El estudio se realizó a partir de dos grupos de cuchillas de corte de acero de alto carbono AISI 1090 tratados térmicamente mediante austempering y temple y revenido obteniendo como microestructura bainita inferior con pequeñas cantidades de martensita revenida y carburos, así como martensita revenida con pequeñas cantidades de carburos. Las operaciones de corte se llevaron a cabo en una máquina de corte de ensilaje simulada, midiéndose la tasa de desgaste del filo de la cuchilla de corte en varios períodos de corte. Las muestras de la cuchilla de corte se examinaron mediante microscopio electrónico de barrido y se registraron los cambios de las condiciones de la superficie.

Estos encontraron que existen tres etapas de desgaste: en las etapas iniciales las tasas de desgaste aumentan con el tiempo abruptamente como consecuencia de la geometría del filo. El filo fino y afilado reduce la resistencia al desgaste por fatiga superficial reduciendo el desgaste implicando que existe más de un mecanismo de desgaste produciéndose aleatoriamente en diferentes marcos de tiempo y ubicaciones; En la segunda etapa la tasa de desgaste continúa aumentando linealmente. En esta etapa, las secciones transversales del filo se hacen más anchas (curvatura de la cuchilla se hace más grande); En la tercera etapa se produce la falla. De estas etapas se concluyó que el factor más importante que contribuye a al desgaste es la deformación plástica, que produce arañazos, proyecciones en forma de labio y depresiones; El ciclo de deformación plástica se repite muchas veces, produciendo una grieta debido al endurecimiento en frío junto con la fatiga inducida. A medida que disminuye la agudeza del filo, es decir, la curvatura del filo se hace mayor, este efecto disminuye gradualmente. Así mismo se concluyó que, los carburos, originalmente actúan como una fase antidesgaste que podría resistir eficazmente la microcaptación de la partícula abrasiva y la deformación plástica. Sin embargo, si el material de la matriz se ha desgastado parcialmente, las partículas de carburo sobresaldrían de la superficie de la matriz. El papel de la partícula de carburo cambia de mejorar la resistencia al desgaste para inducir más daños. Las inclusiones en acero,

generalmente partículas duras y pequeñas, son incoherentes con la matriz pudiendo servir como una fuente de grietas. Las partículas de carburo mejoran la resistencia al desgaste en la etapa inicial del corte, pero posteriormente resultan en un mayor daño a la muestra.

2.2.4 Desgaste abrasivo de cuchillas de arado rotativo en un suelo franco arenoso

En la investigación desarrollada por Pérez et al. (2010) (31) se relacionó la tasa de desgaste de cuchillas de arado rotativo con la velocidad de giro de las mismas en un suelo franco arenoso. Se seleccionó una velocidad del tractor de 2 km/h y profundidad de trabajo de 120 mm; el rotor se trabajó con tres velocidades de giro: 141, 177 y 251 rpm. La masa perdida promedio en campo fue de 0,67 g; 1,35 g y 2,33 g respectivamente para cada velocidad. Mediante microscopía óptica y electrónica de barrido se identificaron los mecanismos de desgaste predominantes, donde la acción tipo microcorte prevaleció sobre otros tipos de desgaste abrasivo.

2.2.5 Desgaste en acero de bajo carbono debido a la acción de bagazo limpio o contaminado con sílice y jugo de caña.

Este artículo escrito por Aguilar et al. (2011) (32) describe una investigación realizada para determinar el efecto del contenido de materia extraña mineral y la presencia de jugo de caña en el desgaste de las mazas de acero en contacto con bagazo. Para ello se diseñó y construyó un prototipo basado en la máquina estándar ASTM G-65, en el cual se desgasta acero de bajo carbono, deslizándolo contra bagazo. Se realizaron pruebas con jugo de caña y sin jugo en el bagazo y se varió el contenido de materia extraña mineral. Como materia extraña, se utilizó sílice con un tamaño en el rango 0,212-0,300 mm. El desgaste se midió como la pérdida de peso de las probetas. Se utilizó microscopía electrónica de barrido para analizar las superficies desgastadas. Se encontró que el desgaste es más intenso en presencia de jugo, que produce corrosión sobre el acero. También el desgaste se incrementa con el contenido de materia extraña mineral. El principal mecanismo de desgaste observado en las superficies fue microdeformación plástica y microcorte por parte de las partículas de sílice.

CAPÍTULO 3

CRITERIOS DE SELECCIÓN DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS

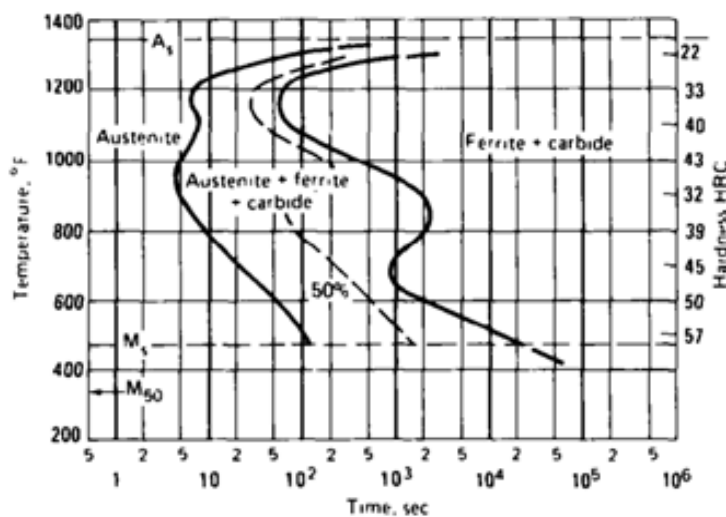
La selección de tratamientos térmicos para el procesamiento y mejoramiento de la vida útil de cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar se hizo bajo unos criterios simples los cuales se fundamentan en experiencias y resultados de investigaciones anteriores, pero sobre todo de acuerdo con los requerimientos y necesidades de las cuchillas de la Organización Hércules los cuales tenían como objetivo mejorar la dureza y tenacidad de aceros aleados al Cr-Mn. Bajo estos criterios se emplearon dos tratamientos térmicos principales para este trabajo, los cuales se aproximan a los resultados esperados por la Organización.

3.1 Criterios de Selección

Los criterios para la selección de los tratamientos térmicos aplicados tuvieron en cuenta las principales características o propiedades que debe presentar el material de fabricación de cuchillas cortadoras de base para su correcto funcionamiento, considerando que estas se encuentran en condiciones de abrasión severa y pueden estar en contacto con materia mineral extraña que, al impactarlas pueden afectar su duración. Los criterios fueron los siguientes:

- A. Obtener un aumento de la resistencia al desgaste.**
- B. Aumento de la ductilidad y resistencia al impacto junto con valores de dureza altos.**

A continuación, la figura 3.1 presenta la curva TTT (temperatura, tiempo, transformación) característica de los aceros al cromo manganeso. En este, se pueden observar claramente las durezas que pueden ser obtenidas a determinadas temperaturas siendo de vital importancia a la hora de escoger los parámetros para los tratamientos térmicos aplicados.

Figura 3.1 Curvas de transformación para el acero al Cr-Mn (33)

3.1.1 Martempering

3.1.1.1 Generalidades

El martempering o temple interrumpido es un tratamiento de endurecimiento que consiste en el temple a una temperatura por encima de M_s (temperatura donde comienza a formarse la martensita), usualmente por enfriamiento dentro de un baño de sales o aceite, mantenido durante un tiempo suficiente para que la temperatura sea uniforme tanto en la superficie como en el centro de la pieza y luego enfriado al aire a través de la temperatura M_s hasta la temperatura ambiente para prevenir cualquier diferencia de temperatura entre la superficie y el centro de la pieza. Posteriormente, cuando se requiere se puede realizar un revenido con el fin de otorgarle a la pieza una mayor dureza, de lo contrario queda demasiado frágil, afectando el buen funcionamiento y provocando rupturas prematuras. Este tratamiento minimiza o elimina la distorsión resultante de la tasa de transformación desigual que ocurre normalmente con el temple convencional (34).

En este tipo de tratamientos térmicos especiales, la austenita o fase madre se transforma a una microestructura denominada martensita. Este tipo de microestructuras se obtienen a partir de transformaciones adifusionales, es decir en aquellos tratamientos en los que la difusión se suprime por un rápido enfriamiento y en el cual los átomos de carbono quedan atrapados en sitios octaédricos de una estructura BCC en vez de repartirse entre la cementita y la ferrita. La solubilidad del C en la estructura bcc se excede en gran medida cuando se forma la martensita, por lo tanto, ésta asume una celda unitaria tetragonal centrada en el cuerpo (bct). La homogeneización de la temperatura en la pieza previa a la formación de la martensita asegura que las tensiones de transformación a través de la pieza son mínimas y, por lo tanto, se minimizan la fisuración y la distorsión. El resultado de obtener este tipo de microestructuras es una excelente resistencia al desgaste (34).

3.1.1.2 Cinética de la transformación martensítica

La conversión de una microestructura austenítica a una martensítica toma lugar de forma continua con la disminución de la temperatura durante un enfriamiento interrumpido. La microestructura característica del martempering comienza a formarse a una temperatura característica denominada Ms. Esta temperatura es propia de cada aleación.

La temperatura de inicio de la transformación martensítica decrece o aumenta con el contenido de carbono. Si el contenido de carbono aumenta la Ms decrecerá significativamente debido a que este elemento en solución sólida aumenta la resistencia al corte o transformación de la austenita y, por lo tanto, se requerirá mayor sobre enfriamiento o fuerza impulsora para iniciar la transformación por mecanismo de corte de la martensita en aleaciones con alto contenido de C (35). Así mismo, la temperatura final de la transformación (Mf), o la temperatura a la cual la transformación martensítica se completa, es también función del contenido de C. **En aleaciones que contienen más del 0.3% C** la Mf cae por debajo de la temperatura ambiente. Por lo tanto, a temperatura ambiente se pueden encontrar cantidades significativas de austenita sin transformar, especialmente en aceros de alto C. Los elementos aleantes que estabilizan la austenita, aumentan la cantidad de austenita retenida en cualquier nivel de carbono y de temperatura. A continuación, a partir de la ecuación de Grange and Stewart (36) se determina la temperatura Ms o temperatura en donde la martensita comienza a formarse en el acero en estudio. Para el cálculo de esta, se hizo uso de los datos reportados en la tabla 4.1.

Ecuación 1. Determinación de la temperatura Ms característica del acero en estudio

$$Ms = 1000 - (650 * \%C) - (70 * \%Mn) - (35 * \%Ni) - (70 * \%Cr)$$

$$Ms = 1000 - (650 * 0,59) - (70 * \%0,89) - (35 * 0,05) - (70 * \%0,90)$$

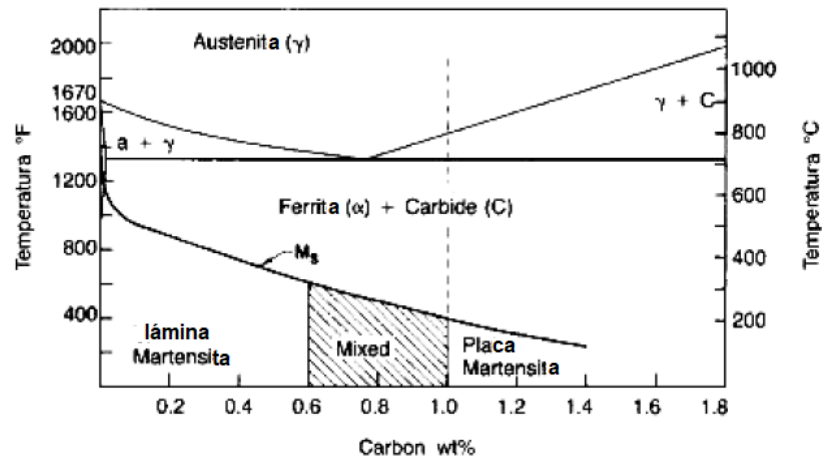
$$Ms = 510,5\ ^\circ F = 265,8\ ^\circ C$$

3.1.1.3 Morfologías

Dependiendo del contenido de carbono de la aleación, pueden formarse dos tipos de morfologías martensíticas: Laminar o Placas (35).

La designación de lámina se usa para describir la forma en listón de las unidades de martensita que se forman en aceros de bajo y medio C, mientras que la designación de placa (o acicular) describe adecuadamente la forma de la martensita que se presenta en los aceros con alto contenido de C. En la figura 3.2 se pueden apreciar los rangos de temperatura en los que se pueden obtener las diferentes morfologías según el contenido de carbono de la aleación.

Figura 3.2 Rangos de formación de martensita en placas o en láminas en aleaciones Fe-C (35)



3.1.1.4 Parámetros escogidos

Teniendo en cuenta la bibliografía consultada, las curvas TTT y las propiedades mecánicas que se desean obtener (mayor energía de impacto absorbida sin sacrificar valores de dureza), las temperaturas trabajadas son:

- ✓ Temperatura de austenización: 860°C (1580°F) por 20 minutos
- ✓ Enfriamiento: Baño de sales a 280°C (536°F) por 1 minuto luego enfriamiento en aire por 60 minutos.
- ✓ Revenido: Calentamiento (25°C/min) a 350 °C (662°F), 450 (°F) y 550 °C (°F) por 40 minutos.
- ✓ Enfriamiento: Al aire hasta temperatura ambiente.

El tiempo de sostenimiento fue menor que los encontrados en la bibliografía consultada, ya que las muestras tratadas térmicamente presentaban espesores delgados (5 mm), razón por la cual se requiere menos tiempo entre la superficie y el núcleo para alcanzar el equilibrio térmico.

3.1.2 Austempering

3.1.2.1 Generalidades

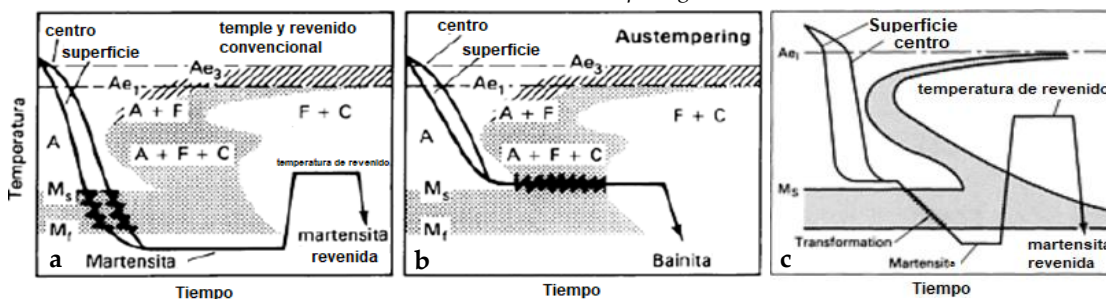
El austempering es otro tratamiento de endurecimiento diseñado para reducir las distorsiones y fisuraciones en aceros de alto carbono. El objetivo del austempering, a diferencia del martempering, es formar bainita más que martensita. En este tratamiento, el acero es austenizado, templado en sales fundidas y mantenido a temperatura por encima de M_s , permitiendo entonces la transformación a bainita a esa temperatura (34). El revenido no es necesario, ya que el acero no se enfría rápidamente, es decir que no presentará esfuerzos residuales como consecuencia del movimiento de los átomos en estado sólido y del gradiente de temperatura entre la superficie y el centro de la pieza (36).

Este tratamiento térmico presenta dos ventajas especiales, además de aportar una reducción en la distorsión o fisuración de las piezas de alto carbono al evitar la formación directa de

martensita cuando es obtenida por temple directo también aporta en gran medida un aumento en la tenacidad en comparación con la martensita revenida con el mismo valor de dureza.

La figura 3.3 muestra las diferencias existentes entre el temple y revenido convencional con el martempering y austempering.

Figura 3.3 Comparación de diferentes tratamientos térmicos a. Temple y revenido convencional b. Austempering c. Martempering (36)



En la figura 3.3b se observa que el acero es austenizado, templado y mantenido a temperatura por encima de M_s , permitiendo entonces la transformación a bainita a esa temperatura. Como se muestra, la temperatura en el centro y en la superficie de una pieza de austempering son las mismas a la temperatura de mantenimiento y la ausencia de gradientes térmicos en la transformación posterior a bainita minimiza la generación de tensiones durante el austempering. El revenido no es necesario (36).

Por otro lado, en la figura 3.3c se ve como la superficie y el centro de la pieza se enfrían a distintas velocidades hasta el mantenimiento por encima de la temperatura M_s y luego se enfría uniformemente cuando la martensita se forma en el enfriamiento al aire. La homogeneización de la temperatura en la pieza previa a la formación de la martensita asegura que las tensiones de transformación a través de la pieza son mínimas y, por lo tanto, se minimizan la fisuración y la distorsión (36).

3.1.2.2 Morfologías

Dependiendo del tipo de acero tratado, pueden presentarse dos tipos de microestructuras bainíticas. Por ejemplo, en aceros de medio y alto carbono, se presenta una bainita formada por una mezcla de ferrita y cementita y, por lo tanto, depende de la partición del carbono entre la ferrita y la cementita controlada por difusión. En esta microestructura la ferrita y la cementita están presentes en arreglos no laminares. Así mismo, la ferrita que conforma esta microestructura puede aparecer como cristales aciculares en forma de láminas o placas.

Por otro lado, en aceros de bajo carbono, en los rangos de temperatura de transformación intermedia, la austenita solo se transforma a ferrita, dando como resultado una microestructura bifásica de ferrita y austenita retenida. Se han identificado dos morfologías principales de la ferrita y la cementita en la microestructura bainítica teniendo en cuenta las temperaturas en las que se forman (37):

3.1.2.2.1 Bainita Superior

Temperatura de formación: Justo por debajo de la temperatura de formación de la perlita, es decir entre 350°C y 550°C.

Apariencia: Bainita de apariencia oscura con cristales individuales de ferrita de forma acicular o en forma de plumas. Partículas de carburos son relativamente gruesas, oscuras y alargadas. Si la transformación bainítica no se completa, se formarán áreas claras de martensita formada por temple a partir de austenita no transformada. Las partículas de cementita de este tipo de morfología se forman entre los cristales de ferrita en la austenita enriquecida de carbono por la expulsión de este desde los cristales de ferrita en crecimiento y son tan finas que no pueden ser resueltas por el microscopio óptico.

3.1.2.2.2 Bainita Inferior

Temperatura de formación: Convencionalmente, esta microestructura se forma entre 250°C y 350°C.

Apariencia: La bainita inferior está compuesta de grandes placas de ferrita aciculares no paralelas entre ellas. Las placas de ferrita presentan en su interior carburos que le dan su característica forma oscura pero no pueden ser vistos con microscopio óptico.

3.1.2.3 Comportamiento mecánico de las bainitas

Los aceros que presentan este tipo de microestructuras desarrollan una mayor resistencia mecánica, así como también mayores ductilidades. Este desarrollo de propiedades se debe a la formación de estructuras de ferrita relativamente finas, altas dislocaciones dentro de los cristales de ferrita y finas dispersiones de cementita.

Entre menor sea la temperatura de transformación de la bainita, más fina será la dispersión de los carburos y mayor la dureza y la resistencia mecánica. Las microestructuras de las bainitas inferiores compiten con las martensitas revenidas a bajas temperaturas en resistencia mecánica y a la fractura. Estudios anteriores han demostrado que los materiales con microestructuras de bainita superior poseen menor tenacidad y ductilidad comparadas con materiales con microestructuras de bainita inferior (38).

3.1.2.4 Parámetros escogidos

En la 3.1 se pueden observar dos métodos propuestos por diferentes fuentes para el desarrollo de este tratamiento térmico.

Tabla 3.1 Tratamiento térmico de austempering aplicado en diferentes fuentes a aceros al cromo manganeso

FUENTE BIBLIOGRAFICA	TEMPERATURA	TIEMPO DE SOSTENIMIENTO	ENFRIAMIENTO
Heat Treater's Guide (20)	845 °C	Temple en sales fundidas a 315 °C por una hora	En aire desde 315°C sin necesidad de revenido
Metals Handbook ASM Vol.2 (36)	845°C	Temple en sales con adición de agua a 315°C	Temperatura ambiente usualmente en aire quieto
Zepter (2007) (39)	860°C por 15 minutos	Temple en baño de sal a 320°C durante 60 minutos	Enfriamiento al aire
Reguly (1999) (40)	845°C por 60 minutos	Temple en baño de sal a 315°C	-
Reguly (1999) (40)	845°C por 60 minutos	Temple en baño de sal a 270°C	-

Teniendo en cuenta la bibliografía consultada reportada en este numeral, la curva TTT y que entre menor sea la temperatura de transformación bainítica, mayor dureza y resistencia mecánica desarrollará el material, las temperaturas trabajadas serán:

- ✓ Temperatura de austenización: 860°C (1580°F) por 20 minutos.
- ✓ Enfriamiento: Baño de sales a 280°C (536°F), 320°C (608°F), 340°C (644°F) por 45 minutos.
- ✓ Enfriamiento: Al aire hasta temperatura ambiente.

El tiempo de sostenimiento fue menor que los encontrados en la bibliografía consultada, ya que las muestras tratadas térmicamente presentaban espesores delgados (5 mm), razón por la cual se requiere menos tiempo entre la superficie y el núcleo para alcanzar el equilibrio térmico.

CAPÍTULO 4

MATERIALES Y DESARROLLO EXPERIMENTAL

4.1 Material

Para el desarrollo del presente trabajo, se seleccionaron dos tipos de aceros utilizados en la fabricación de cuchillas cortadoras de base para la cosecha mecánica de caña de azúcar: acero al cromo manganeso y acero al silicio. Los tratamientos térmicos empleados en el acero al cromo manganeso se explican detalladamente en el numeral 4.4. El acero al silicio trabajado en la presente investigación se encontraba templado y revenido y fue usado para comparar sus propiedades con las del acero aleado al cromo manganeso.

4.2 Caracterización del material sin tratamiento térmico y con tratamiento térmico

Las características que permiten a las cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar tener mayores horas de servicio, entendiéndose esto como cero fallas súbitas o menor desgaste, están fuertemente ligados a los materiales utilizados y tratamientos térmicos utilizados para su fabricación. Dichos materiales, deben presentar alta resistencia al desgaste abrasivo, así como una excelente resistencia al impacto. Por consiguiente, para la realización del análisis de falla presentes en este tipo de cuchillas fabricadas en este tipo de aceros, se deben conocer las propiedades físicas, químicas y mecánicas de dicho acero, teniendo en cuenta los diferentes tratamientos térmicos a los que es sometido con la finalidad de mejorar sus propiedades.

El procedimiento que se describirá a continuación fue repetido para el análisis microestructural del acero en estado de suministro, después de ser tratado térmicamente mediante martempering y austempering, así como también al acero fabricado por una de las marcas competencia.

4.2.1 Análisis Microestructural

Para la obtención de la microestructura característica del acero aleado al cromo manganeso y al silicio, se obtuvieron especímenes a partir de cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar. Estas muestras fueron encapsuladas y lijadas con papeles abrasivos ASTM 240, 400, 600, 1000 y 1200. Dichas muestras fueron pulidas en paño con pasta de diamante de 9 μm , atacadas con nital al 2% durante 15 segundos y analizadas en un microscopio óptico OLYMPUS GX-41.

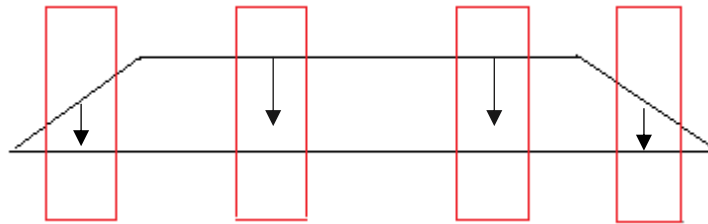
4.2.2 Dureza

Se realizaron medidas de dureza transversal, en todas las muestras después de cada tratamiento térmico (temple y revenido, martempering, austempering usando un durómetro Albert Gnehm en escala Rockwell C.

4.2.3 Microdureza

Las mediciones de microdureza se llevaron a cabo con un microdurómetro de indentador piramidal de diamante Vickers marca Instron 401MVD con una carga de 1000 Kgf durante 15 segundos. Las muestras de los dos tipos de aceros obtenidas directamente de cuchillas se pulieron con pasta de diamante de $9\mu\text{m}$ de manera perpendicular al filo y se tomaron mediciones sobre el perfil transversal de estas, desde la superficie hacia el interior de la probeta como se observa en la figura 4.1. Este procedimiento se realizó en el material con el fin de determinar si el tratamiento térmico era homogéneo en toda su sección transversal.

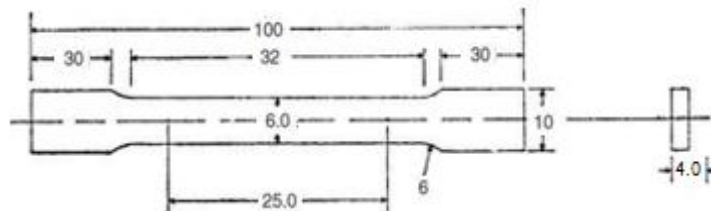
Figura 4.1 Zonas de la cuchilla donde se realizaron mediciones de microdureza.



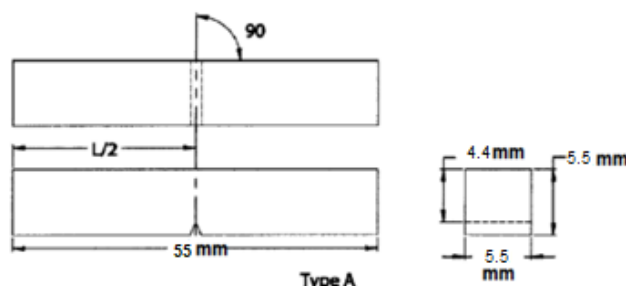
4.2.4 Resistencia a tensión e impacto

Para las pruebas de resistencia a la tensión se utilizó una máquina de ensayos universal marca Tinius Olsen H50KS. Se prepararon probetas para este ensayo de acuerdo con la norma ASTM E8/E8M – 11 (40) para caracterizar los especímenes con cada uno de los tratamientos térmicos. Debido a que la máquina universal de ensayos en la que se realizó el ensayo solo poseía una carga máxima de 5kN, las probetas tuvieron que ser mecanizadas en el menor tamaño posible, las cuales están contempladas en la norma como subsize specimens.

Figura 4.2 Dimensiones probetas de tensión (dimensiones en mm) (40)



Por otro lado, para las pruebas de resistencia al impacto se utilizó un péndulo Charpy marca Veb Werkstoffprümmaschinen Leipzig de 30 kgf con altura de caída del péndulo constante para todos los ensayos. Debido a que los especímenes para ensayo de impacto del acero al silicio debieron sacarse directamente de cuchillas conocidas por su excelente resistencia al impacto y desgaste, fue necesario redimensionar todas las probetas con este espesor (5,5 mm) con la finalidad de que los resultados pudieran compararse. Para conocer que tanto varían los resultados, se realizaron muestras de acero 1020 con las dimensiones propuestas por la norma ASTM E23 – 12c (41) y con las dimensiones de las probetas de la figura 4.3.

Figura 4.3 Redimensionamiento de especímenes para ensayo de impacto (41)

4.3 Análisis de falla

Con el propósito de determinar las principales causas por las cuales las cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar fabricadas en acero aleado al cromo manganeso fallan en las condiciones de servicio a las cuales están expuestas, se desarrolló un trabajo de campo el cual se efectuó en las haciendas La Cabaña y San José, así como también suelos pertenecientes al Ingenio Providencia.

Las máquinas cosechadoras utilizadas para este fin fueron de la marca John Deere 3520. Este tipo de cosechadoras cuenta con dos discos de corte a los cuales se les acopla un juego de 5 cuchillas cortadoras de base a cada uno (10 cuchillas por proceso de corte). Para el desarrollo de este proyecto, fueron acoplados 8 juegos de cuchillas, las cuales se mantuvieron a una velocidad de avance entre 2 km/h y 5 km/h y velocidad del giro del disco de corte entre 586 RPM y 636 RPM.

4.3.1 Mediciones de desgaste y cambio de volumen.

La medición de desgaste se llevó a cabo pesando un lote inicial de 20 cuchillas en una balanza marca PROW-SS con resolución de 0,01 g. Posteriormente, se obtuvo por promedio el valor de la masa inicial. Este proceso fue llevado a cabo de esta manera debido a que inicialmente las cuchillas fueron marcadas, pero como consecuencia de la abrasividad del medio las marcas fueron borradas, imposibilitando el proceso de reconocimiento individual.

Una vez desmontadas de la máquina cosechadora, las cuchillas que no presentaron fractura se pesaron para obtener la masa final. Así mismo, las mediciones de cambio de volumen para las cuchillas que no presentaron fractura se llevaron a cabo sumergiendo en agua cada una de ellas en un recipiente graduado antes y después del trabajo en campo. Al igual que en el cálculo de pérdida de masa, se sumergieron 20 cuchillas para obtener un promedio de volumen inicial. La determinación de la pérdida de filo se llevó a cabo plasmando en una hoja milimetrada una cuchilla nueva y luego sobre esta misma imagen se superpuso una cuchilla desgastada para lograr encontrar cuántos milímetros de material se perdió. Las mediciones fueron tomadas cada centímetro. Para conocer el tiempo de servicio de cada una de las cuchillas fueron reportados los horómetros iniciales y finales de las cosechadoras.

4.3.2 Análisis visual – Macrografía

Inicialmente, se efectuó un examen visual preliminar de la falla para identificar desprendimiento local de material, presencia de deformación plástica, grietas, entre otros, en donde se tomaron fotografías teniendo en cuenta la escala con la finalidad de conocer los parámetros macroscópicos y generales tanto de la superficie de desgaste como de la falla.

Antes de ser llevada la pieza al estereoscopio Nikon SMZ1000, fue necesario cortarlas en la zona de interés, así como también sumergirlas en una solución de ácido clorhídrico inhibido con 2 g/l de hexameten tetramina durante 15 minutos. Este último paso se efectuó para remover el óxido y la materia extraña como barro evitando el proceso de corrosión del material base.

4.3.3 Análisis microscópico – Fractografía

Para determinar el tipo y los mecanismos de fractura, así como el tipo y mecanismo de desgaste que sufrieron las cuchillas cortadoras de base estudiadas como consecuencia del impacto y acción abrasiva de la corteza, se realizó microscopía electrónica de barrido SEM. Así mismo, se llevó a cabo espectrometría de dispersión de energía de rayos X EDS para analizar cuantitativa y cualitativamente óxidos o material extraño que pudieran aportar evidencia de la falla del material. Para esto, las muestras previamente cortadas fueron sumergidas en alcohol etílico con la finalidad de quitar residuos de suciedad y grasa.

4.4 Tratamientos térmicos

Las probetas o especímenes estudiados fueron divididos en cuatro grupos los cuales fueron sometidos a dos tratamientos térmicos en el Centro Nacional de Aprendizaje SENA. Las temperaturas empleadas fueron escogidas teniendo en cuenta estudios realizados anteriormente que relacionaban la dureza con la energía absorbida ante un impacto. Así mismo, fueron tenidas en cuenta las temperaturas reportadas en el ASM Metals Handbook (36) y Heat Treater's Guide (20). Es necesario aclarar, que los diferentes tratamientos térmicos aplicados en el presente trabajo se realizan con la finalidad de mejorar la tenacidad al impacto sin sacrificar mucho la dureza.

4.4.1 Martempering

Para el tratamiento térmico de martempering, las probetas para ensayos de tracción e impacto fueron calentadas a la temperatura de austenización (860°C) durante un tiempo de 20 minutos con una tasa de calentamiento de 25°C/min. Luego, las muestras fueron enfriadas en baño de sales hasta los 280°C, temperatura que fue mantenida por 1 minuto según la curva TTT. Acto seguido, se procedió a enfriar en aire. Finalmente, se aplicó el tratamiento térmico de revenido calentando las muestras a 350 °C, 450°C y 550°C durante 40 minutos y posteriormente enfriadas en aire hasta la temperatura ambiente (temperaturas determinadas en la sección 3.1.1.4)

4.4.2 Austempering

Las probetas o especímenes de tracción e impacto elaboradas para la aplicación de este tratamiento fueron calentadas en el horno a una temperatura de 860°C durante un tiempo de 15 minutos y a una tasa de calentamiento de 25°C/min. Posteriormente, para la transformación isotérmica fueron sumergidas en un baño de sal a 280°C, 320°C y 340°C durante 45 minutos para completar la transformación bainítica (temperaturas determinadas en la sección 3.1.2.4). Finalmente, después de este tiempo de enfriamiento en sales, se prosiguió a enfriar en aire.

CAPÍTULO 5

RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

A continuación, se presentan los resultados obtenidos en los ensayos de laboratorio (tratamientos térmicos, ensayos de desgaste y pérdida de filo, metalografía, microscopia SEM dureza y microdureza, ensayos de impacto y de tensión) y de campo obtenidos durante el desarrollo del presente proyecto.

5.1 Caracterización del material

5.1.1 Análisis químico y microestructural

En la tabla 5.1, se presenta la composición química de los dos tipos de aceros determinadas mediante espectrometría de emisión óptica.

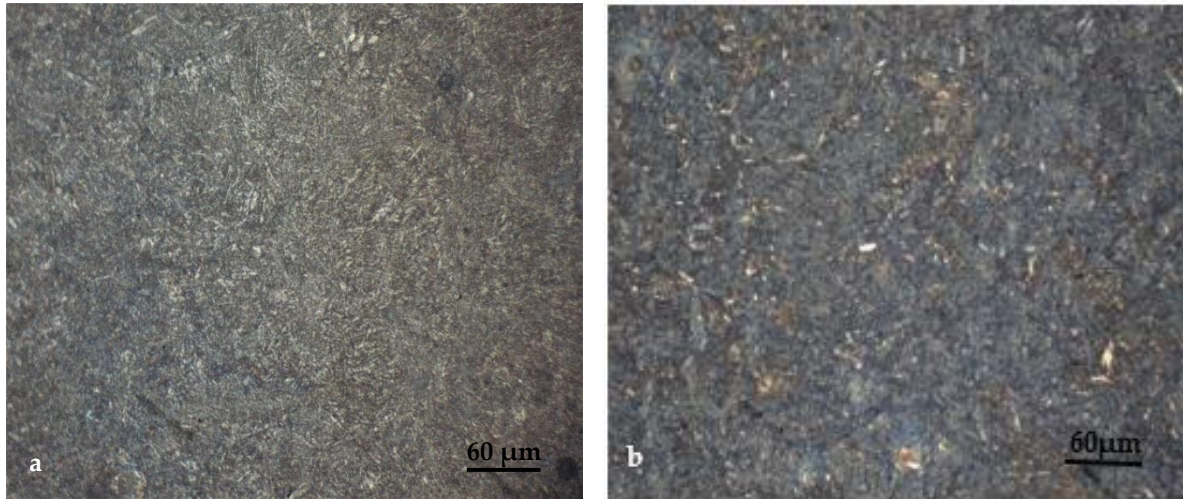
Tabla 5.1 Composición química de aceros utilizados en cuchillas cortadoras de base. *Izquierda: Acero al cromo manganeso. Derecha: Acero al silicio.*

Elemento	Porcentaje en peso	Elemento	Porcentaje en peso
Carbono (C)	0,56 – 0,59	Carbono (C)	0,56 – 0,64
Silicio (Si)	0,15 – 0,30	Silicio (Si)	1,80 – 2,20
Cromo (Cr)	0,70 - 0,90	Cromo (Cr)	0,029
Manganeso (Mn)	0,75 – 1,00	Manganeso (Mn)	0,75 – 1,00
Fósforo (P)	0,013	Fósforo (P)	0,014
Estaño (Sn)	0,005	Estaño (Sn)	<0,001
Arsénico (As)	0,007	Arsénico (As)	0,007

Se puede observar que los dos tipos de aceros presentan cantidades pequeñas de elementos como fósforo, estaño y arsénico que reducen la solubilidad del carbono en la austenita promoviendo la formación de cementita en los bordes de grano (42).

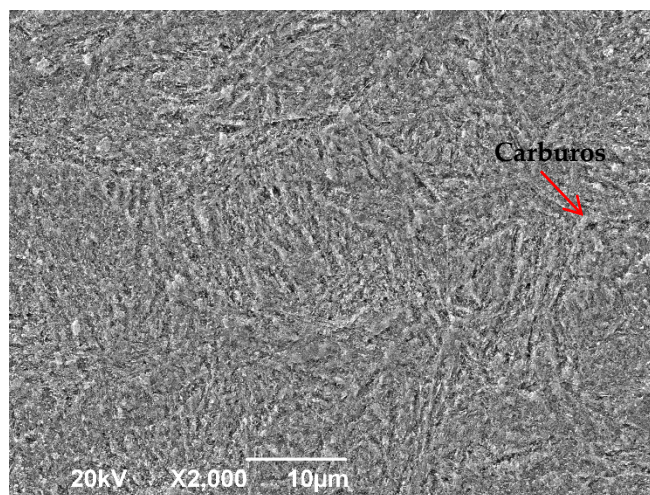
En la figura 5.1 se muestran los resultados del análisis microestructural tanto para las muestras de acero aleado al cromo manganeso con tratamiento térmico de temple y revenido como las muestras del acero al silicio donde se evidencian las características propias de la martensita revenida, la cual conserva cierto carácter acicular.

Figura 5.1. Análisis microestructural de los dos tipos de acero estudiados *a.* Micrografía acero al cromo manganeso con magnificación 500X *b.* Micrografía acero al silicio 500X



Como se mencionó anteriormente, la microestructura que se muestra en la micrografía de la figura 5.1a es martensita revenida a 400°C. En esta se observa que se han precipitado carburos épsilon ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) en los límites de los granos heredados de la austenita, lo cual se manifiesta con una estructura menos acicular.

Figura 5.2 Análisis microestructural de acero al Cr-Mn mediante Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) donde se evidencia presencia de carburos.

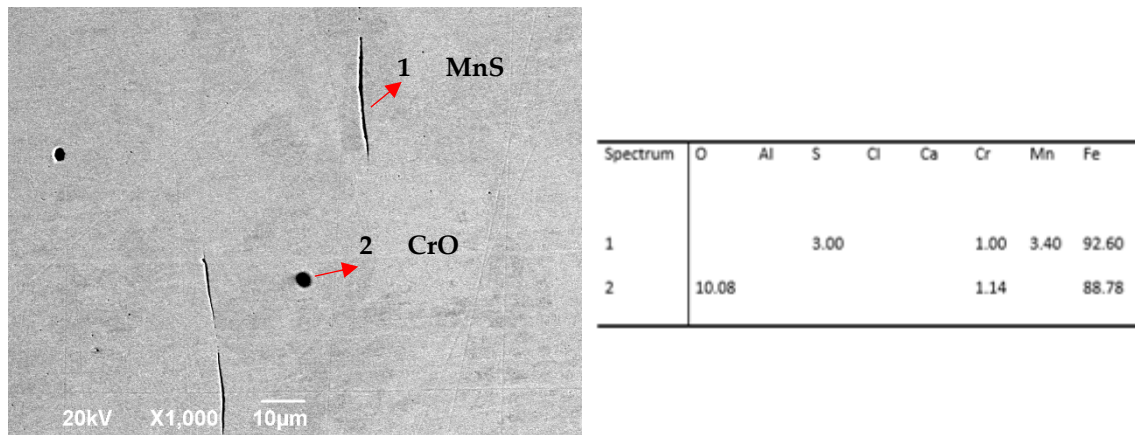


En este tipo de aceros durante el austenizado, aun con pequeñas cantidades de fósforo se reduce la solubilidad del carbono en la austenita promoviendo la formación de cementita así como también la formación de cantidades críticas de cementita en los bordes de grano austeníticos primarios resultando en una estructura martensítica final con los bordes de grano fragilizados. Así mismo, durante el revenido a 400°C se forma cementita de borde de grano en

forma de placas, la cual actúa como barreras deslizantes y ayuda a iniciar grietas intergranulares en los límites ya debilitados por las impurezas (48) (49) (53).

Por otro lado, en la imagen 5.3 se puede observar la microestructura sin ataque obtenida de muestras cortadas a 1 cm de la superficie de fractura. Se detectó baja proporción de inclusiones no metálicas del tipo sulfuros de manganeso nivel A-1 así como óxidos delgados y gruesos de cromo nivel D-1 y D-1/2, respectivamente. Al presentar una baja proporción de inclusiones se concluye que no es un factor responsable de la falla de cuchillas, aunque pueden funcionar como concentradores de esfuerzos.

Figura 5.3 Análisis microestructural de inclusiones no metálicas de acero al Cr-Mn



5.1.2 Dureza y microdureza

Del barrido de durezas realizado se encontró que las cuchillas producidas en acero al cromo manganeso presentan una dureza de 48 ± 1 HRC mientras que las cuchillas de acero al silicio presentan una dureza de 49 ± 1 HRC. Esto concuerda con los datos reportados por Bermúdez Cruz et al. (2007)(5). En su investigación, estos mencionan que la dureza de la martensita revenida oscila entre 45 y 55 HRC. La microdureza de los dos tipos de acero no cambia sustancialmente a lo largo de la sección transversal, concluyéndose entonces que el tratamiento térmico es homogéneo en toda el área del material. Los resultados obtenidos fueron reportados en la tabla 5.2.

Los resultados de dureza obtenidos por diferentes autores teniendo en cuenta los tratamientos térmicos aplicados se encuentran en el numeral 5.3.3

Tabla 5.2 Microdureza obtenida de los dos aceros estudiados

Material	Filo Cuchilla (HRV)		Centro Cuchilla (HRV)	
Acero al Cr-Mn	481	501	493	493
	501	550	501	481
	480	510	490	501
	475	481	485	485
	499	475	505	505

Promedio Cr-Mn	487,2 ± 10,4	503,4 ± 26,7	494,8 ± 7,1	493 ± 8,9
Acero al Si	513	505	480	515
	499	498	495	505
	510	510	499	508
	500	500	483	510
	490	515	485	499
Promedio Si	502,4 ± 8,10	505,6 ± 7,0	488,4 ± 7,1	507,4 ± 5,2

En las superficies de fractura obtenidas a partir de cuchillas ensayadas en campo se observaron características de una fractura frágil. Es de esperarse este comportamiento de la superficie de fractura del material templado ya que la martensita como se puede evidenciar en los ensayos de dureza y microdureza presenta alta dureza y fragilidad. El comportamiento frágil de este tipo de aceros es discutido en el numeral 5.2.2 y 5.2.4.

5.1.3 Resistencia a la tensión

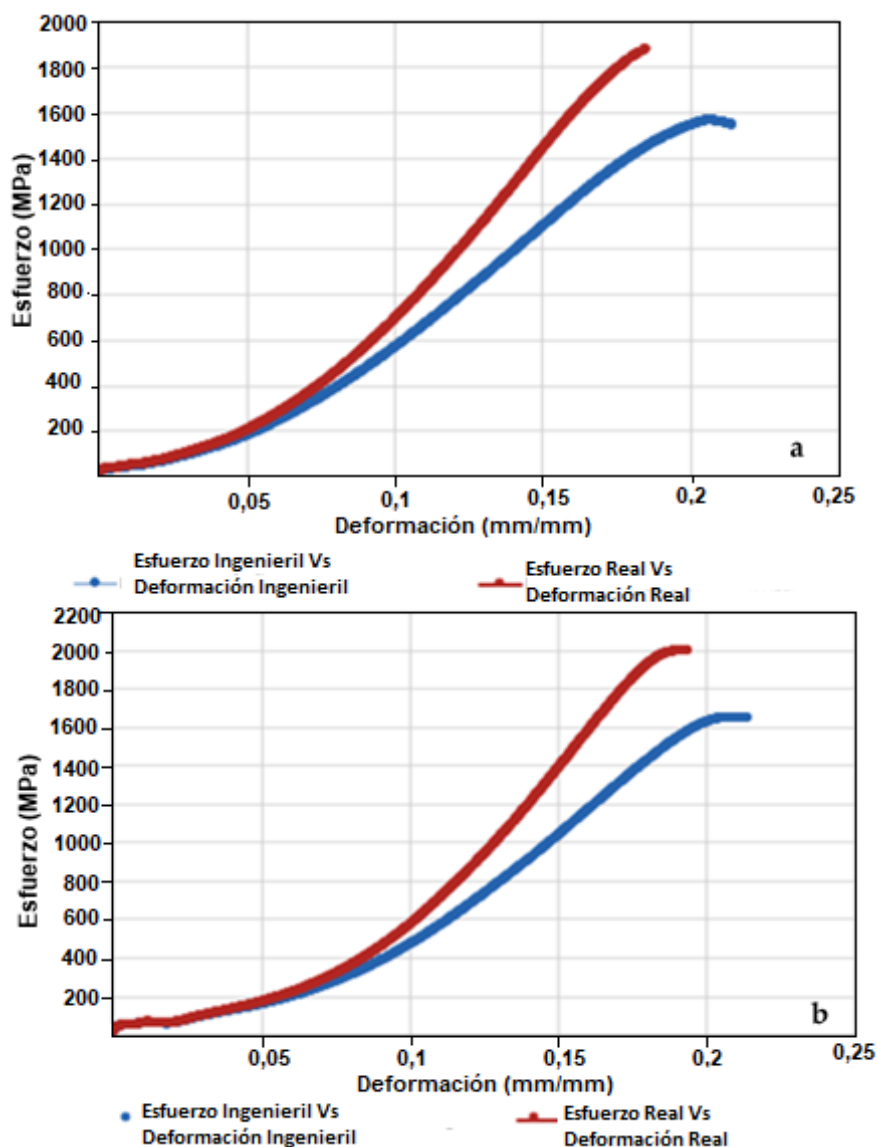
En la tabla 5.3 se muestran los resultados de los ensayos de resistencia a la tensión aplicados a especímenes de acero al cromo manganeso tratados térmicamente mediante temple y revenido a las temperaturas normalmente utilizadas para la fabricación de cuchillas cortadoras de base, así como del acero al silicio. Los resultados de resistencia máxima y límite de fluencia obtenidos por diferentes autores teniendo en cuenta los tratamientos térmicos aplicados se encuentran en el numeral 5.3.3

Tabla 5.3 Resultados obtenidos a partir de ensayo de tracción a los dos tipos de aceros estudiados.

Muestra	Resistencia Máxima (Mpa)	Resistencia a la Fluencia (Mpa)	%Elongación	%Reducción de Área
Acero al Cr-Mn	1618,6 ± 24,7	1590,1 ± 24,4	2,5 ± 0,2	10,6 ± 1,1
Acero al Si	1716,6 ± 12,5	1685,2 ± 16,2	7,1 ± 0,1	28,81 ± 3,2

En comparación con el material de fabricación de cuchillas de acero al silicio, el material de acero al cromo manganeso presenta una resistencia a la tracción y fluencia menor. Teniendo en cuenta que la resistencia a la tensión es directamente proporcional a la dureza y a su vez la dureza a la fragilidad se puede atribuir que los datos obtenidos en este ensayo para el acero al cromo manganeso son propios de un acero frágil y que este hecho puede deberse a la fragilización del revenido, temple y/o por martensita revenida. Esto será discutido en el numeral 5.1.4 y 5.2.4.1. El comportamiento a tracción de los aceros puede ser observado en la figura 5.4.

Figura 5.4 Curva esfuerzo vs deformación real e ingenieril de aceros estudiados **a.** Acero al Cr-Mn **b.** Acero al Si



El cálculo del área bajo la curva mediante ajuste polinómico arrojó que el acero al Cr-Mn presenta un área de 152 mientras que acero al Si 207,44. Si se comparan los valores obtenidos de estos dos aceros se puede apreciar que el acero al Cr-Mn además de presentar una resistencia a la tracción y fluencia menor presenta un área bajo la curva menor. Al presentar un área bajo la curva menor, se puede deducir que el acero al Cr-Mn presenta una tenacidad menor que el acero al Si, explicando con esto el por qué este último resiste condiciones más severas de trabajo como el impacto con rocas provenientes del suelo. Esta propiedad de los aceros al Si se debe a que la presencia de silicio no permite que el exceso de carbono que presenta la austenita precipite como cementita. Este elemento se ve obligado a difundir hacia

la austenita restante enriqueciéndola de carbono deprimiendo con esto la temperatura de transformación martensítica (43).

Finalmente, según Han et al. (2016) (7) la resistencia a la tensión de caña de azúcar es 114 MPa. Teniendo en cuenta que la resistencia a la tensión de cuchillas cortadoras de base es 1618 MPa, se puede deducir que la caña de azúcar presenta una dureza mucho menor que estas herramientas de corte. Es por lo que se concluye que la falla súbita no se presenta por impacto con el tallo de la caña de azúcar. Los resultados de resistencia máxima y límite de fluencia obtenidos por diferentes autores teniendo en cuenta los tratamientos térmicos aplicados se encuentran en el numeral 5.3.3

5.1.4 Resistencia al impacto

Las pruebas de resistencia al impacto realizadas al acero 1020 con las dimensiones entregadas por la norma y redimensionadas arrojaron los resultados entregados en la tabla 5.4. El porqué de estas mediciones se encuentra explicado en el numeral 4.2.4

Tabla 5.4 Variación de la resistencia al impacto de probetas de acero 1020 según dimensión de las muestras

Material	Resistencia al impacto (Joules)
Acero 1020 (10 mm ancho x 10 mm espesor)	39,2 ± 1,3
Acero 1020 (5,5 mm ancho x 5,5 mm espesor)	16,1 ± 0,7

Se puede observar en la tabla 5.4 que al reducir las dimensiones de las probetas de impacto se presentó una variación del 59,7% en la resistencia al impacto.

En la tabla 5.5 se reportaron los valores de resistencia al impacto obtenidos a partir del ensayo de impacto Charpy a muestras del acero al cromo manganeso como de acero al silicio. Así mismo, se reportaron los valores de resistencia al impacto calculados a partir de la variación encontrada. Los resultados resistencia al impacto obtenidos por diferentes autores teniendo en cuenta los tratamientos térmicos aplicados se encuentran en el numeral 5.3.3

Tabla 5.5 Resultados de resistencia al impacto obtenidos del ensayo de impacto Charpy y calculado a partir del valor de variación entre dimensiones en muestras de los aceros estudiados.

Material	Resistencia al impacto obtenida (Joules)	Resistencia al impacto calculada (Joules)
Acero al Cr-Mn	1,96 ± 0,0	4,7 ± 0,0
Acero al Si	3,92 ± 0,0	9,5 ± 0,0

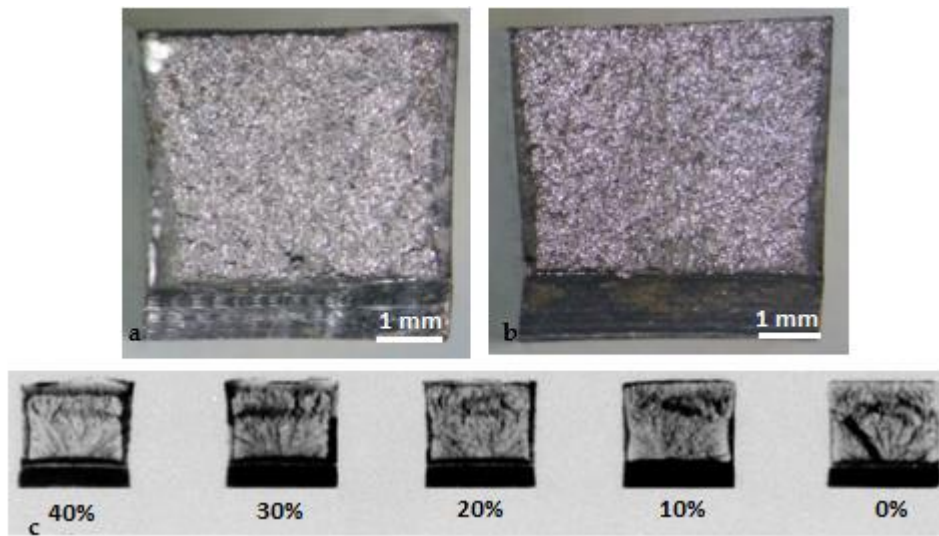
Los datos entregados en la tabla anterior indican que el acero aleado al silicio presenta una mayor resistencia al impacto en comparación con el acero aleado al cromo manganeso. Esta propiedad se pudo confirmar en la práctica cuando se observó que en servicio las cuchillas cortadoras de base fabricadas en este material presentaban cero fallas por fractura al impactar con elementos más duros que ellas en comparación con las cuchillas fabricadas en acero aleado al cromo manganeso.

Se puede deducir que el acero al Cr-Mn presenta una tenacidad menor al material de cuchillas de acero al silicio, explicando con esto el por qué este último resiste condiciones más severas

de trabajo como el impacto con rocas provenientes del suelo. Esta propiedad de los aceros al silicio es descrita en el numeral 5.1.3. Lo dicho hasta ahora puede ser confirmado en la figura 5.5 donde se muestran las superficies de fractura obtenidas a partir de este ensayo y se relaciona con el comparador de fractura extraída de la norma E23-12c (41).

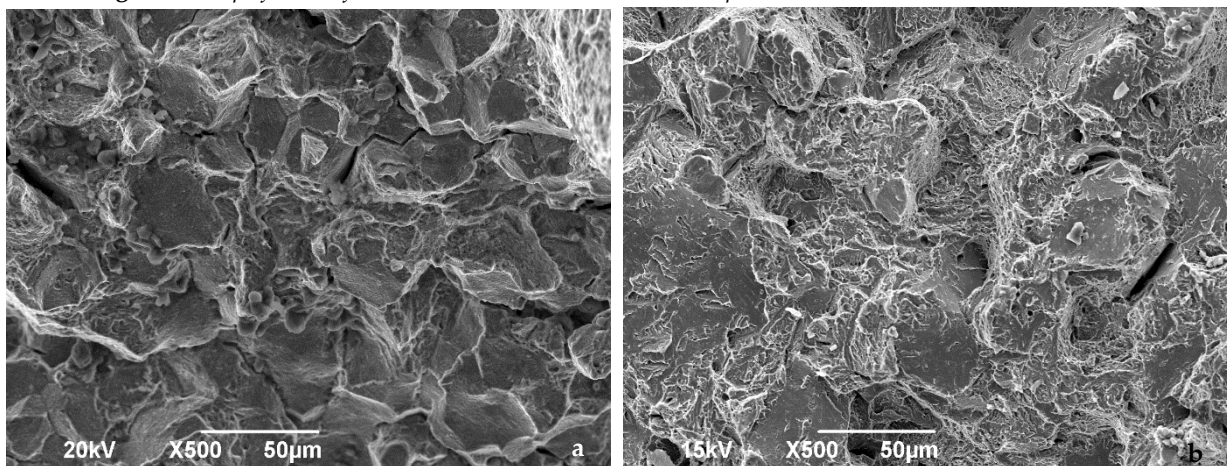
De esta comparación se concluye que el acero al Si presentó un porcentaje de fractura del 20% mientras que el acero al Cr-Mn 10%. Esto concuerda con los resultados obtenidos en los que se demuestra que el acero al Si presenta una mayor tenacidad que el acero al Cr-Mn.

Figura 5.5 Apariencia de las superficies fractura **a.** Superficie de fractura acero al Si **b.** Superficie de fractura acero al Cr-Mn **c.** Comparador de fractura (41)



En la figura 5.6 se pueden observar las superficies de fractura presentadas en los dos aceros.

Figura 5.6 Superficies de fractura de aceros estudiados obtenidas por SEM **a.** Acero al Cr-Mn **b.** Acero al Si



En la imagen anterior se puede identificar claramente que el acero al Cr-Mn presenta una superficie de fractura mayoritariamente intergranular. Aunque el acero al Si presenta una

mayor tenacidad que el acero al Cr-Mn, el valor de esta propiedad sigue siendo baja. Esto puede evidenciarse en la figura 5.5b, ya que puede apreciarse una fractura frágil por cuasiclivaje mayoritariamente, la cual se caracteriza por presentar lisas o planas llamadas “lenguas” en alguno de los granos; Así mismo, se puede observar algunas microcavidades. Según Lescano et al. (2010) (44) entre mayor el crecimiento de las facetas de cuasiclivaje son asociadas a un ínfimo incremento de la tenacidad debido a que este mecanismo de fractura necesita de alguna deformación en la punta de la grieta al propagarse, y en parte utiliza el desgarro o la coalescencia de pequeñas cavidades para seguir creciendo. Cuando el mecanismo intergranular es mayoritario la tenacidad vuelve a descender, lo cual explica la superficie de fractura obtenida en el acero al Cr-Mn.

Este tipo de fracturas frágiles en aceros de medio carbono están asociadas con un fenómeno conocido como Fragilidad de la Martensita Revenida (FMR) o Fragilización por el Revenido de una Etapa y está vinculado a efectos de composición y microestructura (45). Para que haya existencia de FMR se deben presentar dos condiciones (44):

- Precipitación de carburos producida durante el revenido.
- Debilitamiento del borde de grano de austenita previo al temple por impurezas segregadas a este borde durante el tratamiento de austenización principalmente.

También se asocia la FMR a una posible metaestabilidad de la estructura de dislocaciones en la fase matriz (martensita tetragonal) que conduce a una disminución de la velocidad de endurecimiento por deformación cuando el material es deformado a velocidades de deformación altas, esta disminución de la velocidad de endurecimiento por deformación conduce a la FMR (46).

La FMR produce generalmente fracturas frágiles, inter o transgranulares. Las fracturas intergranulares son atribuidas a la precipitación de cementita los bordes de grano de austenita previo ya debilitado por la segregación de impurezas (47) mientras que las fracturas transgranulares se supone son causadas por dos hechos bien diferenciados: la descomposición de la austenita retenida, entre los listones de la martensita, en carburos laminares y ferrita o la formación de carburos engrosados entre los listones (45), que precipitan desde la matriz martensítica. Las causas de fragilidad son también discutidas en el numeral 5.2.4.1.

5.2 Análisis de falla

5.2.1 Condiciones de servicio

De las diferentes visitas de campo realizadas para el desarrollo de este proyecto, se lograron identificar las condiciones de servicio en las cuales las cuchillas cortadoras de base trabajaron. En la tabla 5.6 se resumen dichas condiciones.

Tabla 5.6 Condiciones de servicio de cuchillas de corte de caña

Parámetros	Terreno No. 1	Terreno No.2
Tipo de suelo	Arcilloso	Arcilloso
Características del suelo	Suelos con intervalos rocosos	Suelos con intervalos rocosos
Clima	Semiseco	Húmedo

Temperatura Máxima (°C)	37,9	37,9
Variedad de caña	CC 85-92	CC 01 - 1940
Humedad relativa%	77	77
Velocidad de avance de la máquina cosechadora	2 – 5 Km/h	2 – 5 Km/h
Velocidad de giro de las cuchillas	636 RPM	636 RPM

Según la información recolectada, las cuchillas fabricadas en acero al Cr-Mn fallan súbitamente al impactar con rocas presentes en el suelo. En comparación con cuchillas fabricadas en acero al Si, presentan una menor duración incrementando los tiempos muertos de la máquina cosechadora por recambio de herramienta de corte.

5.2.2 Análisis visual de cuchillas fracturadas

En la tabla 5.7 se muestran los resultados de cuchillas fracturadas después de desempeñar su trabajo en campo teniendo en cuenta las condiciones de servicio.

Tabla 5.7 Resultados obtenidos sobre fractura de cuchillas fabricadas en acero al cromo manganeso según las condiciones de servicio.

Parámetros	Terreno No. 1	Terreno No. 2
No. cuchillas probadas	40	40
No. cuchillas fracturadas	15	10
Cuchillas Pérdidas	11	18
% cuchillas fracturadas	37,5%	25%
Duración de trabajo (horas)	10	10

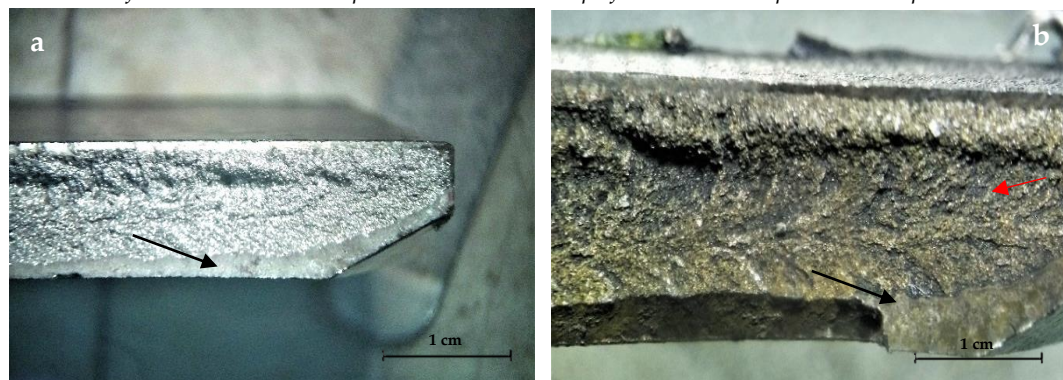
Aunque los datos recogidos en el trabajo de campo arrojan que se presenta más cuchillas desgastadas que fracturadas, el problema real es que estas cuchillas fabricadas en acero al cromo manganeso no están soportando las duras condiciones de servicio tal como lo soportan las cuchillas fabricadas en otro tipo de acero, fallando incluso con pocas horas de trabajo.

De 25 cuchillas fracturadas recuperadas, en la mitad (50%) se pudieron identificar características propias de la fractura frágil. El 50% restante presentó problemas en la superficie de fractura como consecuencia del uso prolongado de la cuchilla después de la falla súbita. Estas últimas presentaron superficies lisas que impidieron el reconocimiento de algún mecanismo de falla.

A simple vista, se pudieron identificar superficies brillantes y granulares lo cual es característico de la fractura frágil. Esto puede ser evidenciado en la figura 5.7. Es necesario aclarar que se obtuvieron superficies de fractura de cuchillas antes de ser puestas en servicio (figura 5.7a) ya que en ocasiones algunos prestadores del servicio de corte doblan las cuchillas para que “en caso de impacto con alguna roca ellas vuelvan a tomar su posición inicial en vez de fracturarse”. Así mismo, se aclara que las superficies de fractura de cuchillas usadas como la de la figura 5.7b perdieron su característico color brillante debido a que paso mucho tiempo entre la fractura y la entrega por parte de los operarios de la máquina cosechadora, haciendo que el jugo de caña y barro se adhirieran a dichas superficies, estropeándolas. Aunque estas

fueron preparadas mediante un proceso de decapado, minutos después tomaban de nuevo esta tonalidad. Las cuchillas de acero al Si como se ha mencionado anteriormente no presentan fractura ante el impacto.

Figura 5.7 Apariencia granular y brillante de superficies de fractura **a.** Superficie obtenida a partir de cuchilla fracturada antes de ser puesta en servicio **b.** Superficie obtenida después de un impacto en servicio.



En la figura 5.7 las flechas muestran la dirección de propagación de la fractura. Se encontró que las marcas de “Chevron” identificadas, iniciaban cerca de la zona del filo señalando hacia la primera ranura de la cuchilla, es decir que apuntaron hacia la localización desde la cual se originó la fractura. En este caso, y teniendo en cuenta que la segunda parte de las piezas fracturadas no pudieron ser recuperadas, se cree que los agujeros presentes en las cuchillas funcionan como concentradores de esfuerzos desde los cuales se propaga la grieta hasta provocar la fractura haciendo el material más frágil en ese punto ya que el tipo de fractura identificado es característico de materiales que presentan alta dureza y resistencia, con baja tolerancia a las discontinuidades como el trabajado en esta investigación. En los bordes o superficies no se identificó algún tipo de deformación plástica.

Los desprendimientos presentados en la figura 5.7 con una flecha negra fueron generados debido posiblemente al impacto entre estas herramientas de corte y elementos más duros presentes en el suelo tales como rocas. La fractura frágil puede deberse a la fragilidad por temple o fragilidad por revenido más que a un tratamiento térmico no homogéneo, ya que como se pudo observar en la tabla 5.2 las cuchillas presentaron una dureza y microdureza uniforme en toda su extensión. El tipo de fragilidades mencionadas generan picos altos de cementita y fósforo (48) (49) en bordes de grano que generan baja resistencia cohesiva de estos generando fracturas intergranulares tal como se muestra en la figura 5.11.

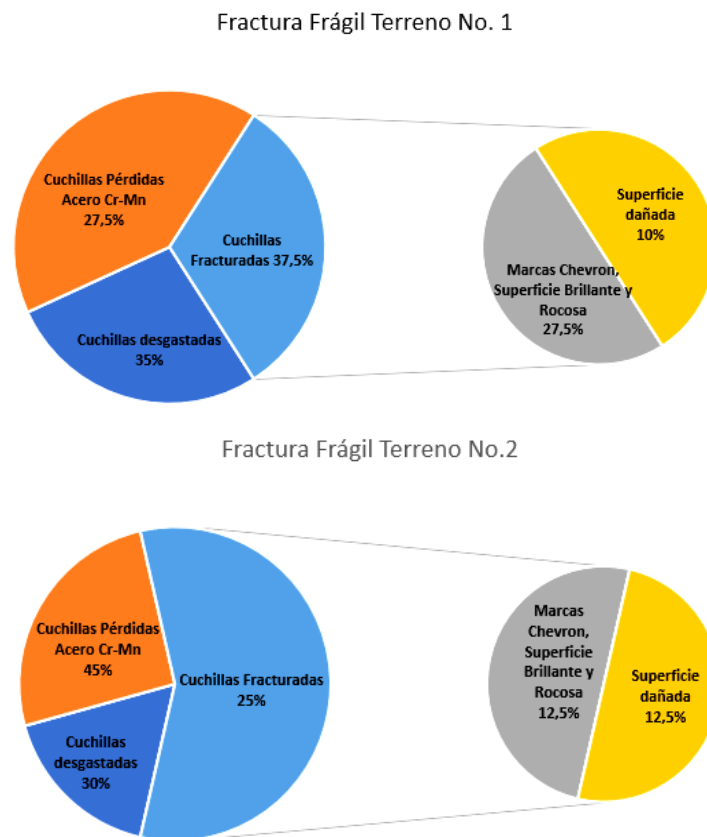
Esto concuerda con lo dicho por Tovar Sánchez (2006) (26), el cual afirma que este tipo de fracturas son de ocurrencia súbita tal como sucede en el momento del impacto de cuchillas cortadoras de base con piedras existentes en el suelo. También se pudieron observar dos características más de la fractura frágil, estas son:

- No hay presencia de deformación plástica significativa en las regiones de fractura, con lo que se concluye que el comportamiento de este material frente a un impacto es de carácter frágil.

- Se presentaron marcas características en la superficie de fractura, en forma de V de “chevron” o “espiga de pescado” las cuales indican el sitio en el cual se originó está y que apuntan hacia el origen de la fractura.

En el gráfico 1 se muestra la incidencia estadística de la fractura en las cuchillas de corte de caña. Se observa que en el terreno No. 1 hubo un porcentaje mayor de cuchillas fracturadas en comparación con el terreno No.2. Esta incidencia puede deberse a que el terreno No. 1 presentó intervalos mayores con presencia de rocas o presencia de rocas de mayor tamaño. El presente estudio se basa en analizar las fallas de cuchillas de acero al Cr-Mn por tanto el acero al Si no fue tenido en cuenta en la elaboración del gráfico de incidencia de fractura.

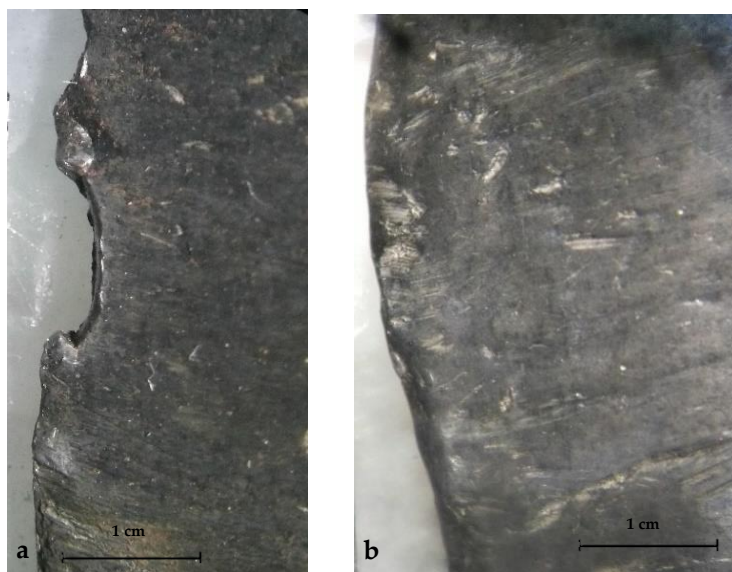
Gráfico 1 Incidencia de la fractura frágil en los terrenos estudiados



5.2.3 Análisis visual de superficies de desgaste

En general, además de la fractura se evidenciaron otro tipo de daños tales como despicaduras y desprendimientos de material generados por impactos entre las cuchillas con rocas provenientes del suelo, así como también filos redondeados. Esto puede ser observado en la figura 5.8.

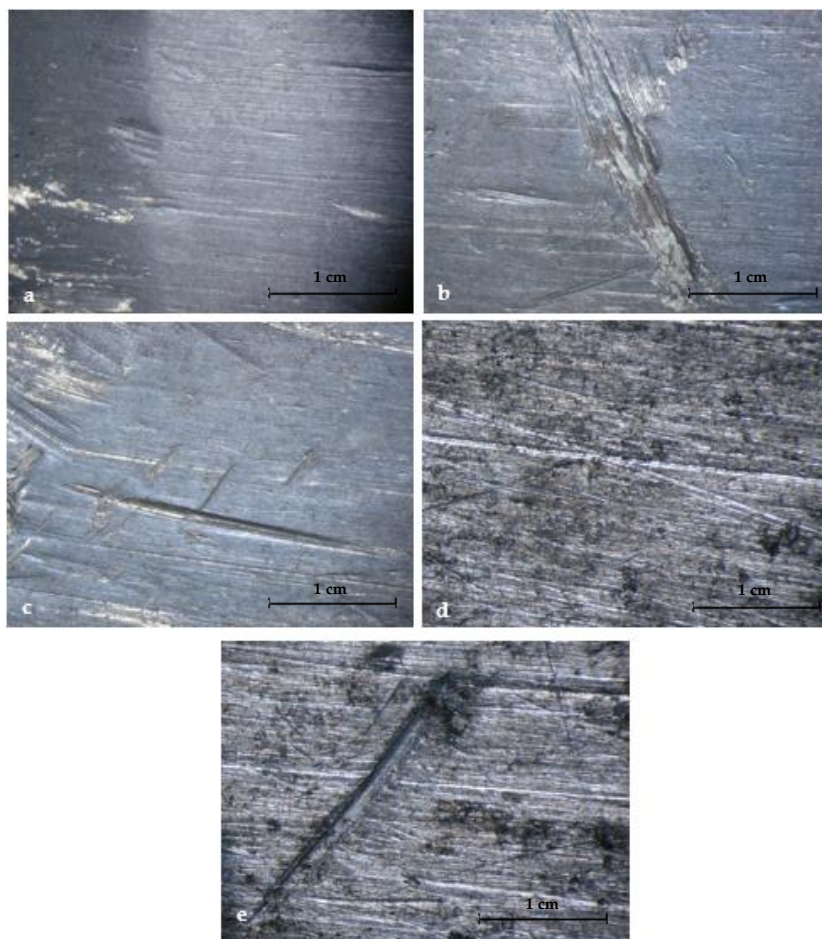
Figura 5.8 Tipos de daños superficiales encontrados *a. Despicaduras b. Redondeo de filos*



Se observó una similitud en el aspecto de las superficies de desgaste luego de las pruebas de campo en los dos tipos de suelos trabajados en este proyecto. En general, se pudo identificar la presencia de desgaste abrasivo ya que las diferentes cuchillas presentaron remoción de material en la superficie como consecuencia de la acción abrasiva de la corteza de la caña y por contacto con partículas duras del suelo.

Macroscópicamente se pudieron observar rayones o rasguños, deformación plástica y surcos profundos en la superficie del material característicos del desgaste abrasivo. En la figura 5.9a y 5.9d se evidencia rayones o arado en la superficie mientras que en las figuras 5.9b, 5.9c y 5.9e cortes profundos. Las figuras a y d pertenecen al filo de la cuchilla mientras que las figuras b, c y e pertenecen al centro de la cuchilla.

Figura 5.9 Apariencia de superficies de desgaste de cuchillas probadas en campo. **a. d.** Presencia de rayones o arado poco profundos **b.c.e** Arado profundo.



5.2.3.1 Pérdida de masa, volumen y filo

En la tabla 5.8 se muestran los resultados de pérdida de masa, volumen y filo del material después de desempeñar su trabajo en campo teniendo en cuenta las condiciones de servicio.

Tabla 5.8 Resultados obtenidos de pérdida masa, volumen y filo según teniendo en cuenta las condiciones de servicio y trabajo de cuchillas fabricadas en acero al cromo manganeso.

Parámetros	Terreno No. 1	Terreno No. 2
No. cuchillas probadas	40	40
No. cuchillas desgastadas	14	12
No. Cuchillas Pérdidas	11	18
Duración de trabajo (horas)	15	29
% de cuchillas desgastadas	35%	30%
Promedio masa inicial (gr)	999,78 ± 3,88	999,78 ± 3,88
Pérdida de masa (gr)	352,01 ± 48,37	78,61 ± 7,13

% Pérdida de masa	35,2	8,53
Promedio de Volumen inicial (ml)	3763,75 ± 5,59	3763,75 ± 5,59
Pérdida de Volumen (ml)	97,08 ± 16,28	38,75 ± 13,21
% Pérdida de Volumen	2,57	1,02
Promedio medida de filo (mm)	20	20
Pérdida de filo (mm)	18,95 ± 0,23	4,23 ± 0,06
% Pérdida de Filo	94,7	21,15

Como se puede observar en la tabla anteriormente mostrada, en suelos de climas húmedos no rocosos (Terreno No.2) se presentó menor porcentaje de cuchillas desgastadas en comparación con suelos de climas semisecos no rocosos (Terreno No.1). Así mismo, en este tipo de terreno se presentó menor pérdida de masa, volumen y filo. Esto concuerda con la investigación de Natsis et al. (1999) (10) en el cual se expone que al aumentar el contenido de humedad del suelo el desgaste de las herramientas disminuye, debido a que reológicamente un suelo seco es muy diferente a ese mismo tipo de suelo en estado húmedo, presentándose considerables variaciones de sus propiedades tribológicas a medida que cambia su contenido de agua. Esto se debe a que la humedad del suelo funciona como un lubricante que interpone una película fluida entre la superficie del material y las partículas reduciendo el rozamiento y el desgaste.

En la figura 5.10 se pueden observar diferencias visuales entre las cuchillas expuestas a los diferentes suelos en comparación con las dimensiones iniciales. Sobre la hoja milimetrada se encuentran dibujadas las dimensiones de una cuchilla nueva y sobre esta se pusieron las cuchillas desgastadas con el fin de orientar al lector sobre la pérdida de filo y dimensiones.

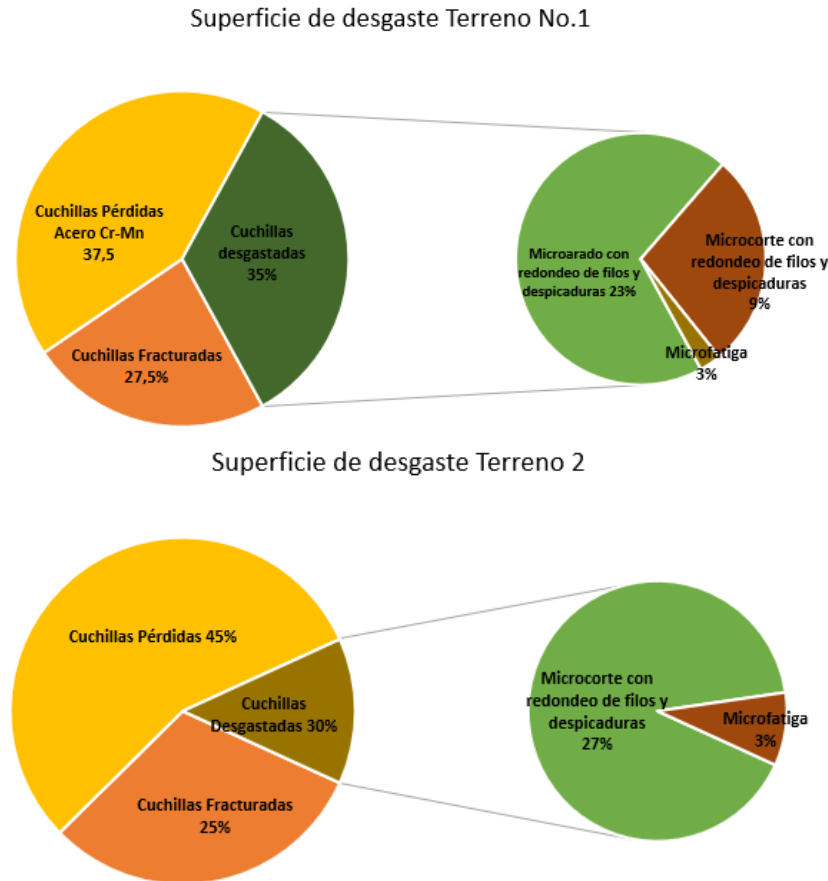
Figura 5.10 Comparación entre desgaste de cuchillas *a.* Cuchillas desgastadas suelo 10H4 *b.* Cuchillas desgastadas suelo 6H1



En el gráfico 2 se muestra la incidencia estadística de los mecanismos de desgaste en las cuchillas de corte de caña. Se observa que en el terreno No. 1 hubo un porcentaje mayor de cuchillas fracturadas en comparación con el terreno No.2. Esta incidencia puede deberse a que las cuchillas trabajadas en el terreno No. 1 se encontraban en un suelo de clima seco mientras que las del terreno No.2 en un suelo de clima húmedo.

El presente estudio se basa en analizar las fallas de cuchillas de acero al Cr-Mn por tanto el acero al Si no fue tenido en cuenta en la elaboración del gráfico de incidencia de mecanismos de desgaste.

Gráfico 2 Incidencia de los mecanismos de desgaste en los terrenos estudiados



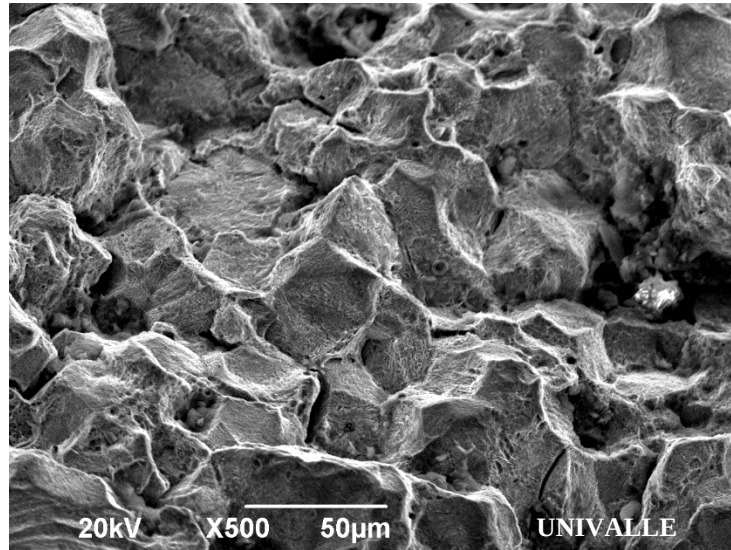
5.2.4 Análisis de superficies por Microscopía Electrónica de Barrido SEM.

5.2.4.1 Superficies de fractura

En las superficies de fractura analizadas mediante microscopio electrónico de barrido (SEM), se pudo observar la predominancia de la apariencia “rocosa” o irregular, la cual revela la forma parcial de los granos individuales. Esta apariencia característica de la fractura frágil puede ser

apreciada en la figura 5.11 la cual pertenece a una micrografía tomada cerca del orificio de la cuchilla. No se observó evidencia de fractura dúctil o fibrosa.

Figura 5.11 Superficies de fractura de acero al Cr-Mn obtenida a partir de cuchillas ensayadas en campo.



Así mismo, se pudieron observar superficies de fractura mixtas, con presencia de microgrietas intergranulares y transgranulares. La fractura predominante fue la fractura intergranular. La figura 5.13 pertenece a diferentes superficies de fractura analizadas mediante microscopia electrónica de barrido. En esta se pueden apreciar algunas grietas transgranulares identificadas con flechas rojas. Así mismo se pueden apreciar algunos microporos y fracturas intergranulares. En las figuras 5.13b a 5.13d se evidencia la predominancia de las fracturas intergranulares bordeando los límites de granos, lo cual concuerda con las superficies de fractura obtenidos a partir del ensayo de impacto.

En la figura 5.12 se aprecian los mecanismos de fractura antes mencionados a una magnificación mayor.

Figura 5.12 Micrografía de superficies de fractura. *a.* fractura transgranular y microporos *b.* Fractura intergranular

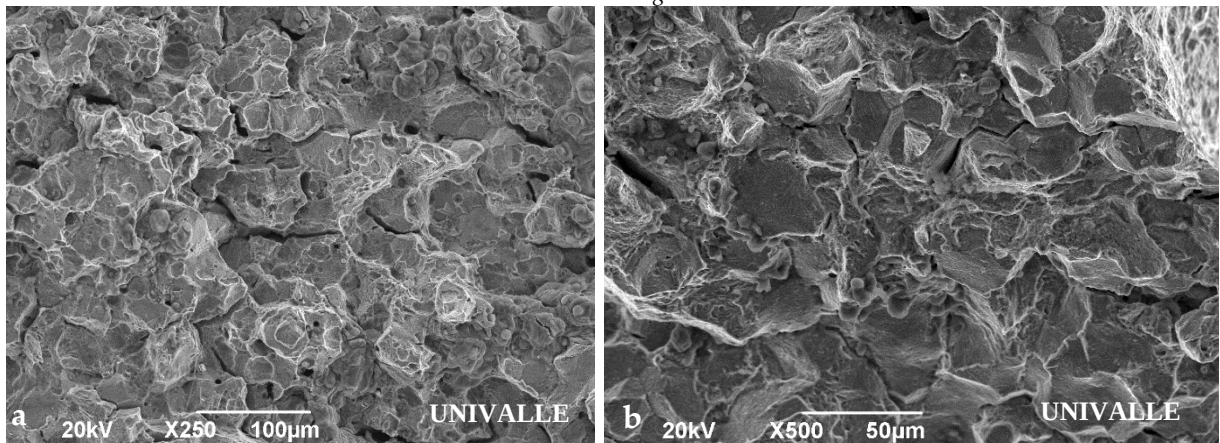
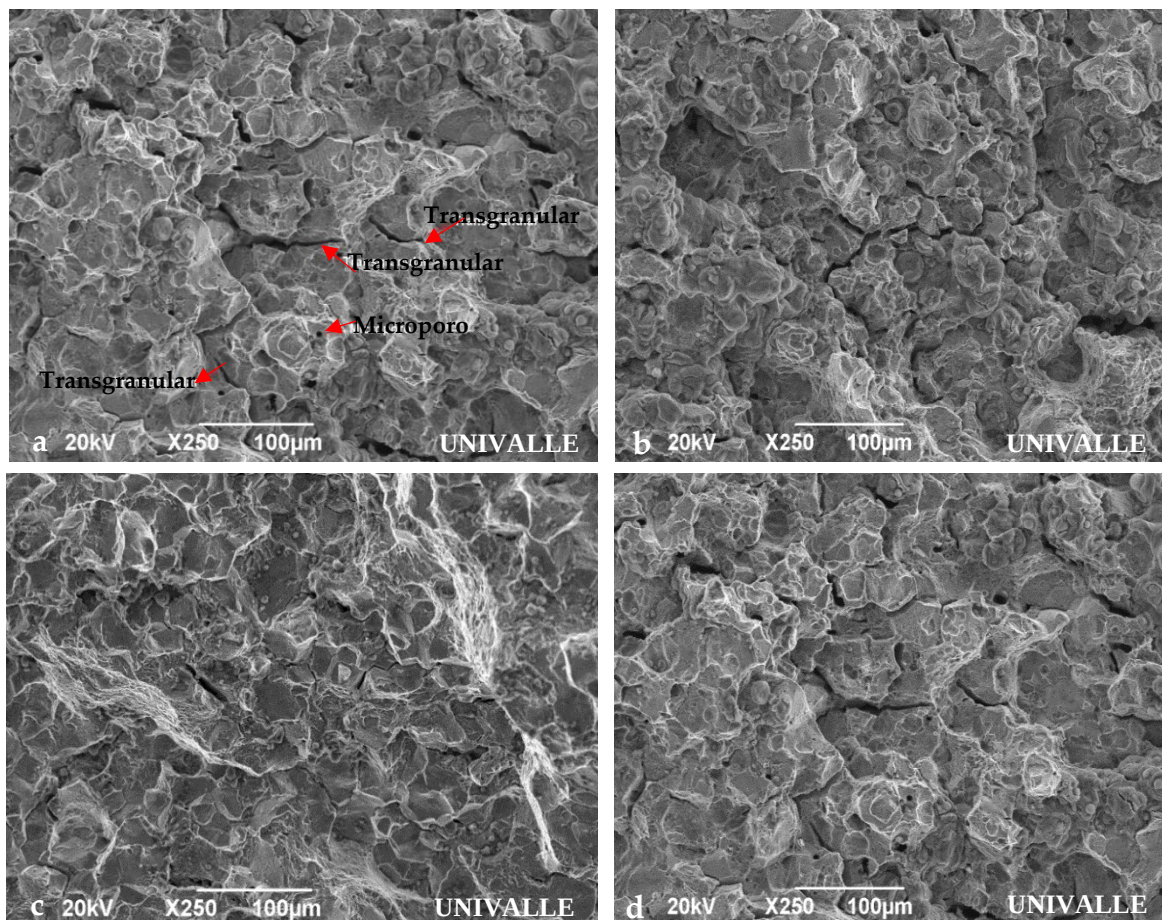


Figura 5.13 Micrografía de superficies de fractura obtenidas de cuchillas ensayadas en campo. **a.** Fracturas intergranulares con presencia de algunos microporos. Las figuras **b. c. d.** corresponden a fracturas intergranulares.



La predominancia de la fractura intergranular como se mencionó anteriormente puede deberse a:

1. Fragilización por temple: Este tipo de fragilización genera mecanismos de fractura frágil intergranular en aceros con contenido de carbono mayor a 0,50% durante el austenizado o el temple. La aplicación de técnicas de caracterización avanzadas como la espectroscopia electrónica Auger ha permitido observar que en las superficies intergranulares los bordes de grano de la austenita primaria están asociados con picos altos de cementita y fósforo (48) (49). Con pequeñas cantidades de fósforo se reduce la solubilidad del carbono en la austenita promoviendo así la formación de cementita durante el austenizado, así como también la formación de cantidades críticas de cementita en los bordes de grano austeníticos primarios.

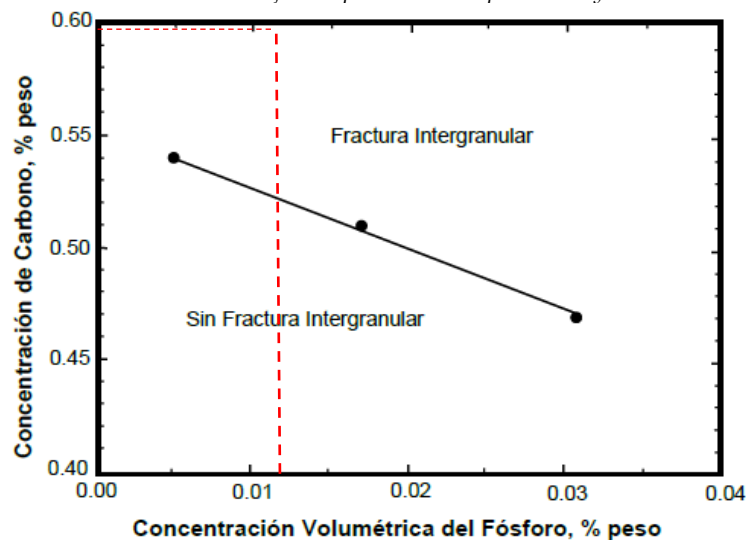
Es necesario destacar que se intentó determinar el porcentaje de fósforo presente en los límites de grano pero no fue posible definirlo ya que el rango de detección mínimo del microscopio electrónico de barrido era de 0,1% mientras que el material estudiado presentó un porcentaje

de fósforo de 0,013%. Así mismo por problemas técnicos con el equipo de Difracción de Rayos X no fue posible determinar la presencia de cementita.

Otros autores como Obermeyer et al. (1989) (50) concuerdan con que este tipo de fragilización está asociada con la segregación de fósforo hacia los bordes de grano de la austenita y la formación de cementita en estos mismos durante las etapas del tratamiento térmico de austenización y/o temple. Durante el proceso de austenización, el fósforo se segrega hacia los bordes de grano de la austenita. El fósforo en estos límites fomenta la formación de cementita en los límites de grano de la austenización y con el crecimiento de la cementita se produce la difusión de fósforo y carbono a los límites de grano. También puede ocurrir una precipitación adicional de cementita durante el temple, resultando en una estructura martensítica final con los bordes de grano fragilizados. Usualmente, el acero aleado al cromo manganeso se produce a partir de chatarra ferrosa reciclada la cual introduce elementos de impureza que contribuyen a los fenómenos de fragilización. Estas impurezas producen la fragilización por temple el cual es un fenómeno que está muy asociado con los aceros de alto carbono. Con un incremento en el contenido del fósforo y la segregación de este hacia los límites de grano de la austenita se aumenta la formación de cementita y se disminuye la solubilidad del carbono en la austenita en equilibrio con la cementita (51).

En la figura 5.14 se puede apreciar que la fractura intergranular se desarrolla con niveles bajos de fósforo aún alrededor de 0,5 %C. Así mismo, cuanto mayor es el contenido de fósforo, menor es el contenido de carbono necesario para la generación de una fractura intergranular. En ella, la línea punteada identifica la concentración de fósforo y carbono encontrados en el material trabajado en esta investigación. Estas líneas indican que la fractura encontrada en el acero con estas características sería intergranular, confirmando lo encontrado en las figuras 5.12b, 5.12c, 5.12d y 5.11b.

Figura 5.14 Modos de fractura intergranular y transgranular asociadas a contenidos de C y P en aceros endurecidos revenidos a bajas temperaturas. Adaptada de Hyde (1994) (52)

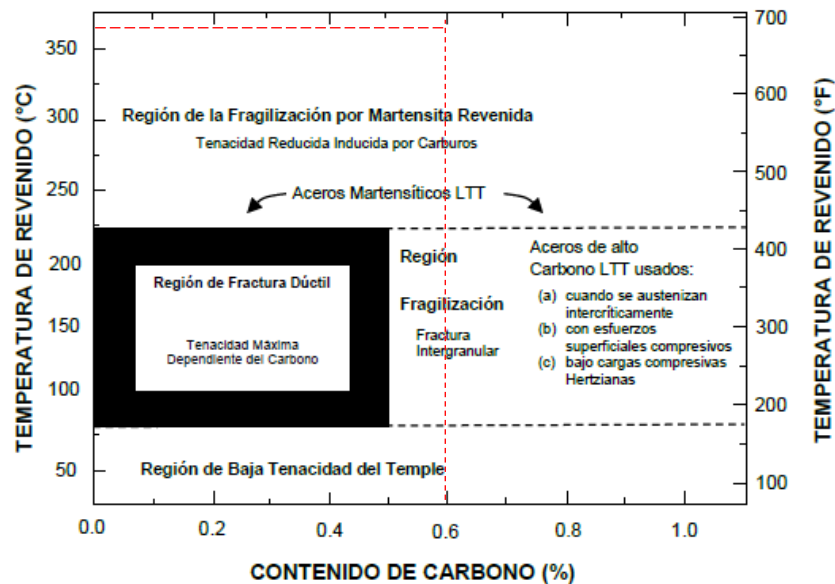


2. Fragilización por martensita revenida: Este tipo de fragilización es una condición microestructural que disminuye la tenacidad y la resistencia a la fractura en aceros martensíticos de baja aleación revenidos entre 250 y 400°C por tiempos cortos (alrededor de una hora).

Briant et al (1979) (53) plantearon que la segregación de impurezas en los bordes de grano durante la austenización disminuye la resistencia cohesiva de los límites de grano. El revenido en el rango de temperaturas antes mencionado forma cementita de borde de grano en forma de placas, la cual actúa como barreras deslizantes y ayuda a iniciar grietas intergranulares en los límites ya debilitados por las impurezas. La combinación de cementita y las impurezas producen mecanismos de fragilización generando fracturas intergranulares.

En la figura 5.15 se puede observar un esquema donde se limitan las diferentes regiones en donde ocurren los diferentes fenómenos de fragilización y las condiciones que la propician.

Figura 5.15 Mapa de los modos de fractura en función de la temperatura de revenido y contenido de carbono del acero. Adaptada de Krauss (1995) (54)



Teniendo en cuenta que el porcentaje de carbono del material es de 0,6 y que el revenido de cuchillas cortadoras de caña de azúcar se realiza entre 350 y 400°C, se identifica que el acero podría sufrir de fragilización por martensita revenida. Esta fragilización se caracteriza por la disminución de la tenacidad inducida por carburos.

Reguly (1999) (54) en su estudio sobre la fragilidad de aceros al Cr-Mn demostró:

- Para temperaturas de austenización bajas (830, 920, 1000°C) los aceros con bajos contenidos de fósforo (0,001%) presentan superficie de fractura predominante transgranular con algunas facetas de fractura intergranular. A temperaturas mayores, el modo de fractura pasa a ser predominantemente intergranular con algunas regiones de fractura transgranular.

- Para aceros con alto contenido de fósforo (0,034%) se observó fractura intergranular para todas las temperaturas de austenización. Al aumentar la temperatura de austenización aumenta el porcentaje de superficie de fractura intergranular, con bajos y altos contenidos de fósforo.
 - Se presenta aumento del porcentaje de fractura intergranular por fragilidad de martensita revenida entre material revenido a 200 y 300°C para aceros austenizados a bajas temperaturas. Para aceros revenidos a 500°C predomina el modo de fractura de cuasiclivaje para bajos contenidos de fósforo para todas las temperaturas de austenización. Para aceros de alto contenido de fósforo, predomina la fractura intergranular. A bajos contenidos de fósforo se presenta mayor energía absorbida.
3. Fragilización por revenido: Este tipo de fragilización se desarrolla en aceros endurecidos al carbono y aleados luego del revenido por tiempos relativamente largos o durante enfriamiento lento entre 375 a 575°C. La fragilización por revenido se ve promovida por factores químicos tales como la presencia de impurezas específicas dentro de las cuales las más perjudiciales se encuentran el antimonio, fósforo, estaño y arsénico. Estos elementos, incluso en cantidades pequeñas (0.01%) son suficientes para promover el fenómeno. La interacción de impurezas con los elementos aleantes son los responsables de la segregación que conlleva a la descohesión de los bordes de grano.

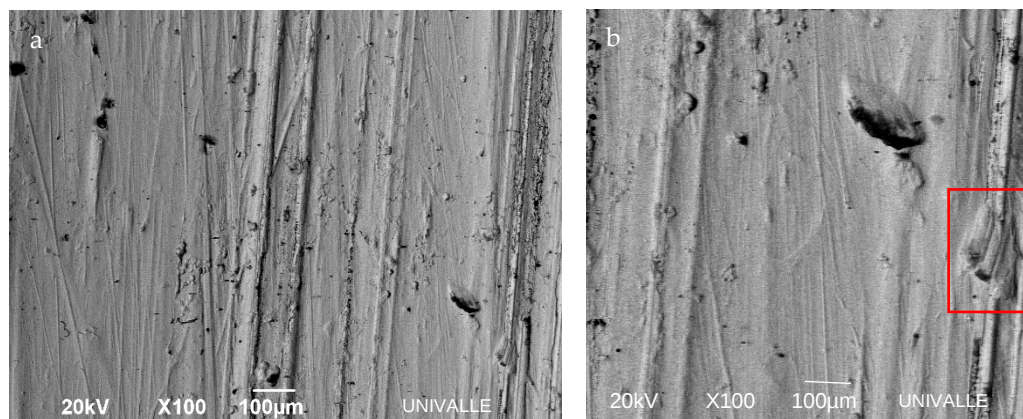
En aceros de baja aleación y contenidos de carbono mayores a 0.4% se presenta un porcentaje de austenita retenida apreciable. Este tipo de aceros presentan fragilidad de revenido entre los 250°C y los 400°C como consecuencia de la transformación de la austenita durante este tratamiento afectando con esto la tenacidad del material. Una explicación a este problema se atribuye a al reemplazo del carburo épsilon por cementita laminar, localizada entre los listones de martensita y la inestabilidad mecánica de las partículas laminares de austenita cuando el acero se somete a carga, pues la austenita se puede transformar cuando se somete a tensiones (42). Además de esto, en la fragilidad de revenido también influyen elementos como el fósforo cuando este se encuentra por encima del 0.015% (55).

5.2.4.2 Superficies de desgaste

En general, se observó una similitud en el aspecto de las superficies de desgaste luego de las pruebas de campo en los dos tipos de suelos trabajados en este proyecto. La figura 5.16a y 5.16b muestra de la huella de desgaste del acero aleado al Cr-Mn. En la figura 5.16a se pueden apreciar surcos profundos y desprendimiento de material característicos de los mecanismos de desgaste de microarado y microfatiga. El microarado se originó por el desplazamiento y acumulación del material delante de las partículas abrasivas del suelo y de la caña de azúcar formando surcos poco profundos acompañados de una ligera deformación plástica a los lados de la huella. Por otro lado, la microfatiga se produjo al repetirse el proceso de microarado, presentando desgarre del material.

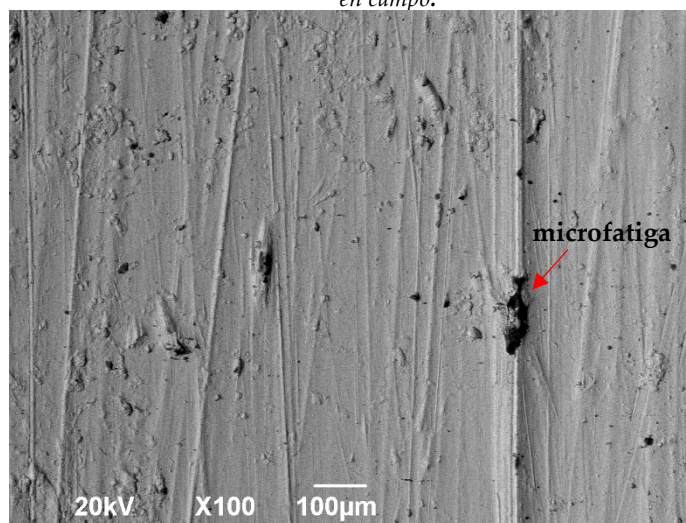
La figura 5.16b pertenece a un acercamiento realizado en una zona específica de la figura 5.15a. En ella se puede apreciar el mecanismo de desgaste; microcorte. El microcorte se produjo por el paso de partículas abrasivas que penetraron la superficie liberando material.

Figura 5.16 Micromecanismos de desgaste predominantes en cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar **a.** Surcos profundos de microarado y microfátiga **b.** Acercamiento a surco de microcorte



En la figura 5.16b se pueden observar un acercamiento mayor del mecanismo de desgaste de microcorte mientras que en la figura 5.17 se observa el mecanismo de microdesprendimientos por microfátiga. Debido a que en el proceso de corte la caña de azúcar presenta materia mineral extraña compuesta por minerales cerámicos más duros que el metal en el tallo, se induce el fenómeno que se presenta en la figura 5.17.

Figura 5.17 Mecanismo de desgaste de microfátiga encontrado en superficies de fractura de cuchillas ensayadas en campo.



5.3 Evaluación de los tratamientos térmicos aplicados

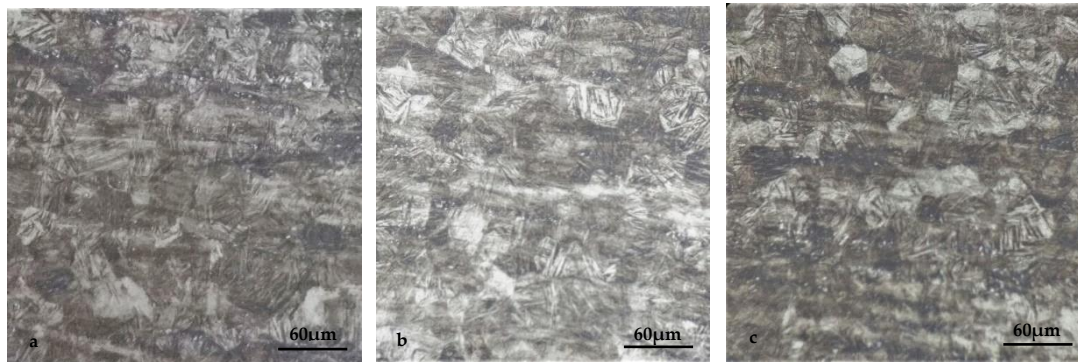
Bajo el marco del presente proyecto, se definieron dos tratamientos térmicos bajo las cuales el material base de fabricación de cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar presentarían mejor desempeño, teniendo en cuenta algunas propiedades mecánicas importantes para el mejoramiento de su vida útil: dureza y tenacidad al impacto sin sacrificar su dureza o resistencia al desgaste.

5.3.1 Austempering

Las microestructuras obtenidas mediante austempering a 280, 320 y 340 °C en especímenes de aceros al Cr-Mn se muestran en la figura 5.18.

En la figura 5.18a y 5.18b se puede apreciar la presencia de agujas oscuras de bainita inferior o ferrita bainítica acicular, fase responsable de una mayor dureza y menor alargamiento plástico. Aunque esta fase de color oscuro no puede ser apreciada claramente en la figura 5.18c, estas microestructuras también pertenecen a bainitas inferiores. Normalmente, las bainitas inferiores tienden a formarse entre 250 y 350°C.

Figura 5.18 Microestructuras obtenidas en el tratamiento térmico de Austempering. *a.* Bainita inferior obtenida a 280°C. *b.* Bainita inferior obtenida a 320 °C. *c.* Bainita superior inferior a 340°C.



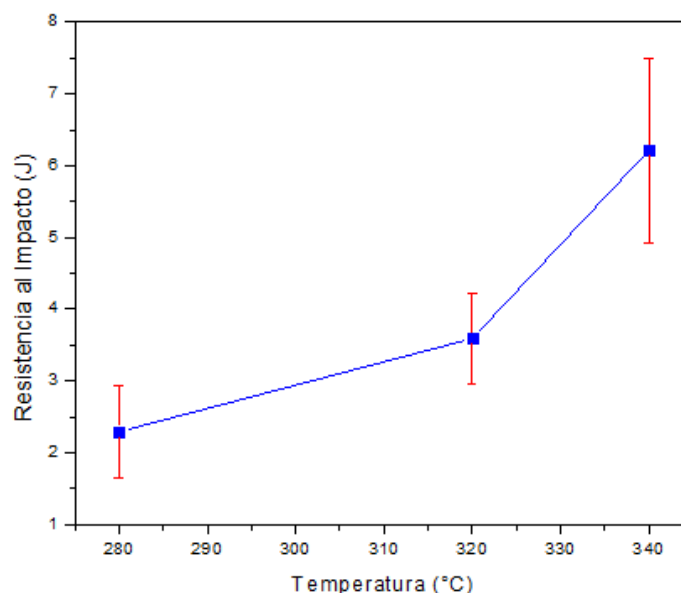
De diferentes estudios como los realizados por Bermúdez Cruz et al (2007) (5) y Pérez Urbano (2012) (51) se logró identificar que la temperatura de austenización idónea que permitiría mantener la dureza actualmente manejada era 860°C.

Así mismo, con base en los estudios realizados se pudieron definir las temperaturas de sostenimiento del austempering con la finalidad de alcanzar o mantener una alta dureza y obtener una buena tenacidad. Los resultados de dureza del acero aleado al Cr-Mn tratado térmicamente mediante austempering se pueden observar en la figura 5.19 y tabla 5.9.

Tabla 5.9 Durezas obtenidas en muestras tratadas térmicamente mediante austempering

Temperatura (°C)	Dureza (HRC)
280	53 ± 1
320	48 ± 1
340	47 ± 1

Figura 5.19 Variación de la dureza en función de la temperatura de sostenimiento del austempering.



Con base en lo observado en la figura anterior y teniendo en cuenta que las cuchillas deben presentar buena dureza para que conserven el filo por mayor tiempo, la temperatura de austempering óptima debe estar entre 320°C y 340°C.

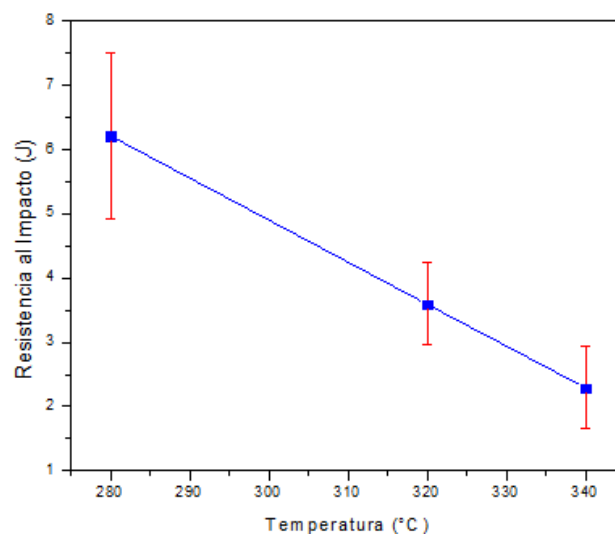
Los resultados presentados muestran que hay una influencia de la temperatura de mantenimiento del austempering en la dureza del material. Al incrementar las temperaturas sostenimiento del austempering, se presenta una disminución de la dureza.

Los datos obtenidos a partir del ensayo de impacto son mostrados en la figura 5.20 y tabla 5.10. En esta se puede observar la influencia de la temperatura en la resistencia al impacto. Al aumentar la temperatura de austemperado, la energía absorbida disminuye. Teniendo en cuenta que con el material de fabricación de cuchillas aleado al Cr-Mn se desean obtener propiedades similares en el material aleado al silicio (3,92 J), la temperatura ideal que logra superar o igualar este valor se encuentra entre 320 °C y 340°C.

Tabla 5.10 Resistencia al impacto de muestras tratadas térmicamente mediante austempering

Temperatura (°C)	Resistencia al Impacto (J)	Resistencia al Impacto calculada(J)
280	2,29 ± 0,64	15,05 ± 1,28
320	3,59 ± 0,64	8,70 ± 0,64
340	6,21 ± 1,28	5,55 ± 0,64

Figura 5.20 Variación de la energía absorbida en función de la temperatura de austempering.



Los ensayos de resistencia a la tracción mostrados en las figuras 5.21, 5.22 y tabla 5.11 también dejan entrever que con aumentos de la temperatura de austempering se presenta una disminución de tanto de la resistencia a la tracción como del límite de fluencia.

Tabla 5.11 Resistencia máxima y de fluencia de muestras tratadas térmicamente mediante austempering

Temperatura (°C)	Resistencia Máxima (MPa)	Límite de Fluencia (MPa)
280	1750,1 ± 10,3	1680,0 ± 8,9
320	1681,3 ± 25,3	1620,0 ± 8,7
340	1604,0 ± 7,9	1570,0 ± 7,9

Figura 5.21 Variación de la resistencia a la tracción en función de la temperatura de austempering

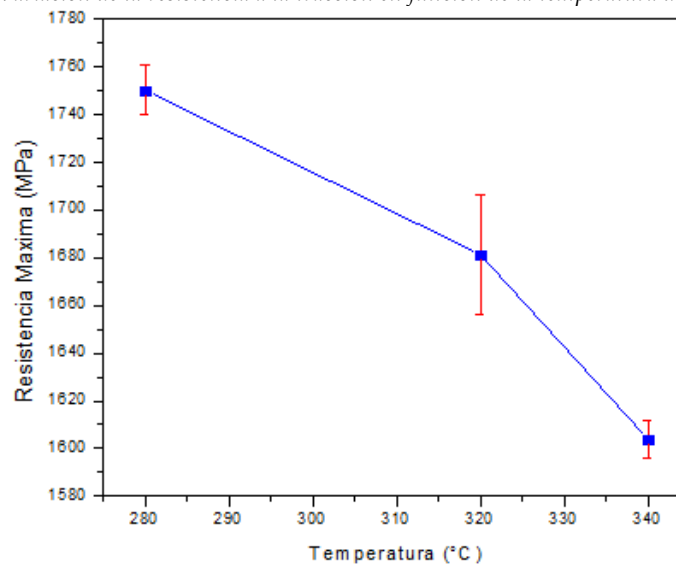
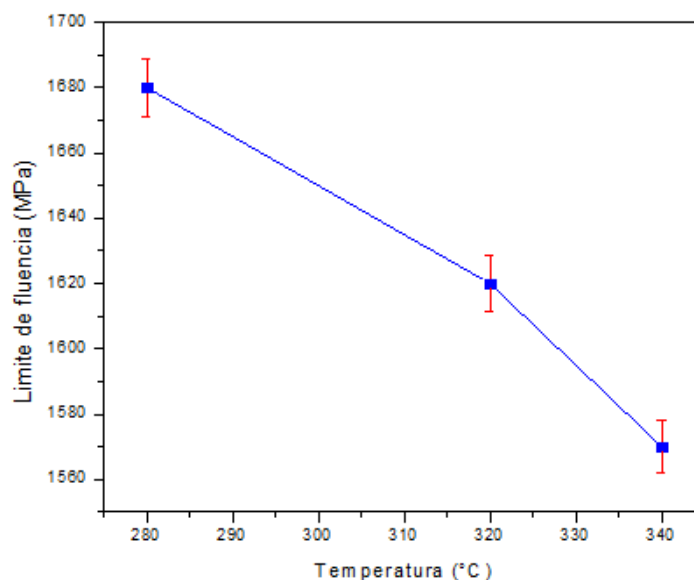


Figura 5.22 Variación del límite de fluencia con la temperatura de austempering



Es notable que entre 320°C y 340°C la resistencia mecánica y el límite de fluencia se mantienen dentro de un rango de valores deseados para la aplicación requerida del acero al Cr-Mn. Templado y revenido este material presentó una resistencia a la fluencia de 1590 Mpa mientras que austemperado obtuvo un valor de 1681 Mpa con un valor igual de dureza (48 HRC) y mayor resistencia al impacto. Este resultado es consistente con los anteriormente obtenidos.

Finalmente, en las figuras 5.23, 5.24 y tabla 5.12 se puede observar que al aumentar la temperatura de austempering se presenta un aumento de la ductilidad. Aunque los valores de estas dos propiedades no son iguales a las del acero al Si en el rango entre 320°C y 340°C, es en este rango de temperaturas que se debería trabajar ya que se podría ver afectada la resistencia al desgaste haciendo que las cuchillas se desgasten en un tiempo menor debido a la disminución de la dureza. A estas temperaturas se ve mejorada la ductilidad en comparación con el tratamiento térmico de temple y revenido.

Tabla 5.12 Porcentaje de elongación y reducción de área de muestras tratadas térmicamente mediante austempering

Temperatura (°C)	Reducción de Área (%)	Elongación (%)
280	29,5 ± 6,8	2,9 ± 0,5
320	37,8 ± 7,9	3,1 ± 0,6
340	43,9 ± 5,2	3,3 ± 0,1

Figura 5.23 Variación del porcentaje de elongación con la temperatura de austempering

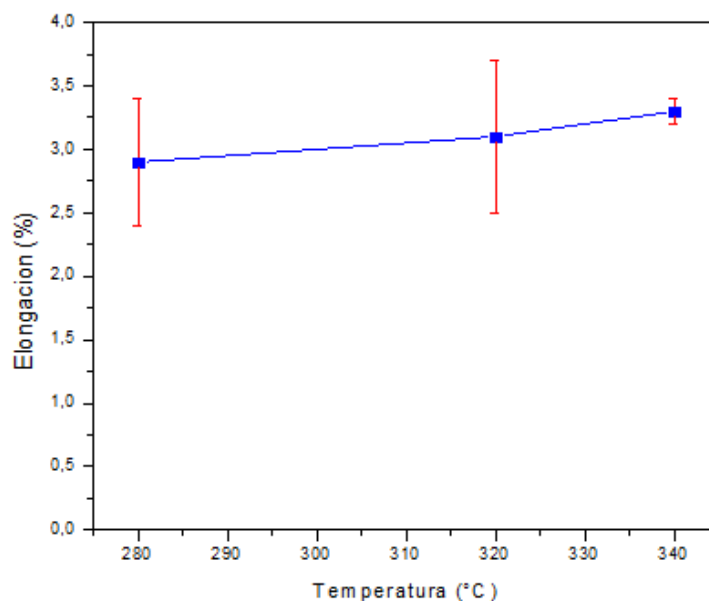
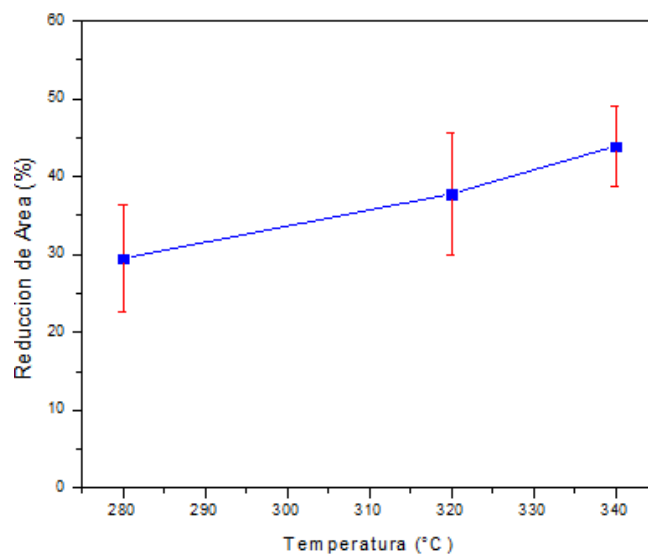


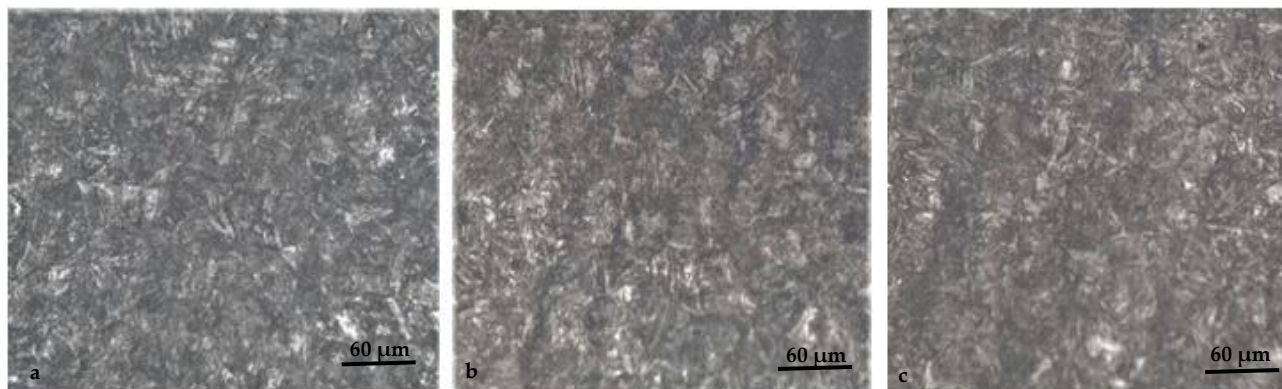
Figura 5.24 Variación del porcentaje de reducción de área con el aumento de la temperatura de austempering.



5.3.2 Martempering

Las microestructuras obtenidas mediante martempering a 350, 450 y 550 °C en especímenes de aceros al Cr-Mn se muestran en la figura 5.25. En dicha figura se puede apreciar la presencia de agujas aciculares de martensita revenida.

Figura 5.25 Microestructuras obtenidas mediante martempering a acero aleado al Cr-Mn a 500X **a.** Revenido a 350°C **b.** Revenido a 450°C **c.** Revenido a 550°C



De acuerdo con el análisis microestructural realizado en estas probetas no se encontraron diferencias significativas ya que la microestructura encontrada fue martensita revenida.

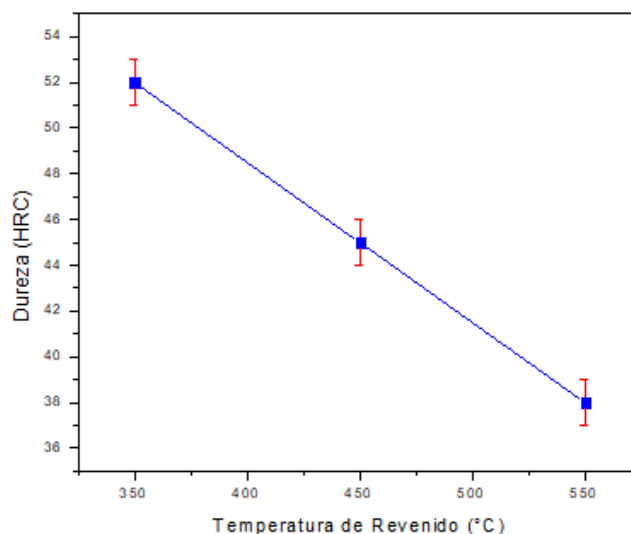
En relación con los estudios realizados se pudieron definir las temperaturas de revenido posterior al martempering con la finalidad de alcanzar o mantener una alta dureza y obtener una buena tenacidad. Los resultados de dureza del acero aleado al Cr-Mn tratado térmicamente mediante martempering se pueden observar en la figura 5.26 y tabla 5.13.

Tabla 5.13 Durezas obtenidas en muestras tratadas térmicamente mediante martempering

Temperatura (°C)	Dureza (HRC)
350	52 ± 1
450	45 ± 1
550	38 ± 1

Con base en lo observado en la figura 5.26 y teniendo en cuenta que las cuchillas deben presentar buena dureza para que conserven el filo por mayor tiempo, la temperatura de revenido posterior al martempering óptima debe estar entre 350°C y 400°C. Los resultados presentados muestran que hay una influencia de la temperatura de revenido en la dureza del material. Al incrementar las temperaturas de revenido se presenta una disminución de la dureza.

Figura 5.26 Variación de la dureza en función de la temperatura de revenido.

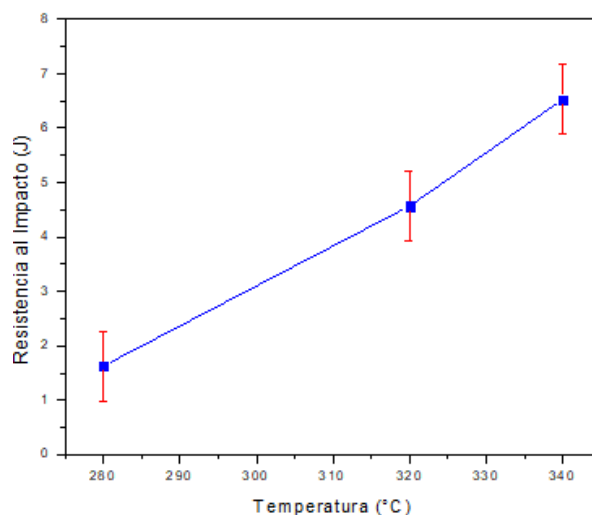


Los datos obtenidos a partir del ensayo de impacto son mostrados en la figura 5.27 y tabla 5.14. En esta se puede observar la influencia de la temperatura en la resistencia al impacto. Al aumentar la temperatura de revenido, la energía absorbida aumenta. Teniendo en cuenta que con el material de fabricación de cuchillas aleado al Cr-Mn se desean obtener propiedades similares en el material aleado al silicio (3,92 J), la temperatura ideal que logra superar o igualar este valor se encuentra a alrededor de los 400°C (50-48 HRC).

Tabla 5.14 Resistencia al impacto de muestras tratadas térmicamente mediante martempering

Temperatura (°C)	Resistencia al Impacto (J)	Resistencia al Impacto Calculada (J)
350	1,63 ± 0,64	3,9 ± 0,64
450	4,57 ± 0,64	11,07 ± 0,64
550	6,53 ± 0,64	15,83 ± 0,64

Figura 5.27 Variación de la energía absorbida en función de la temperatura de revenido.

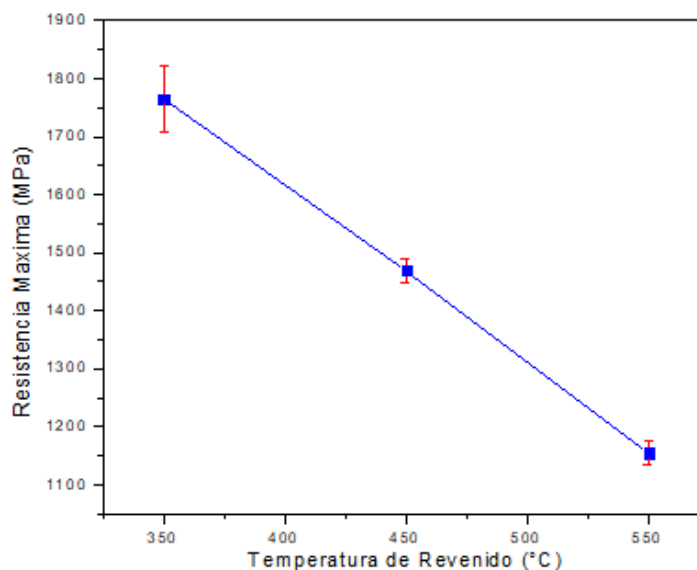


Los ensayos de resistencia a la tracción también dejan entrever que con aumentos de la temperatura de revenido se presenta una disminución de tanto de la resistencia a la tracción como del límite de fluencia. Esto se puede apreciar en las figuras 5.28, 5.29 y tabla 5.15.

Tabla 5.15 Resistencia máxima y de fluencia de muestras tratadas térmicamente mediante martempering

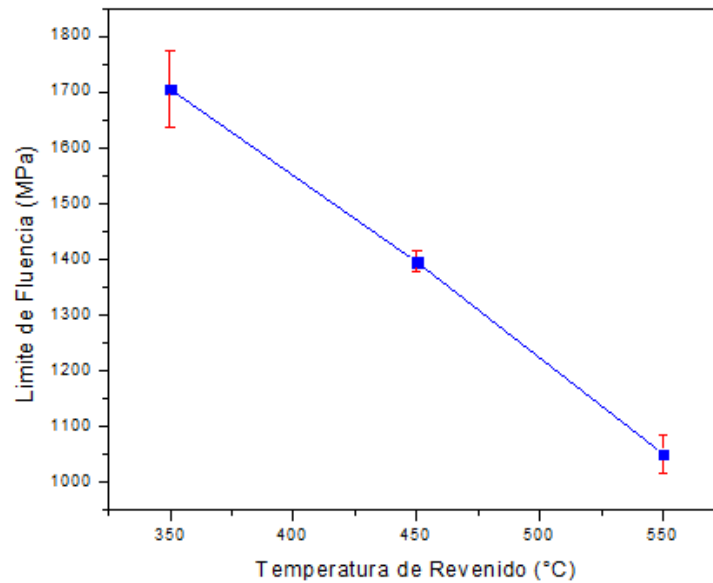
Temperatura (°C)	Resistencia Máxima (MPa)	Límite de Fluencia (MPa)
350	1765 ± 58,2	1705 ± 69,7
450	1469 ± 19,8	1395 ± 18,6
550	1155 ± 19,4	1050 ± 33,3

Figura 5.28 Variación de la resistencia mecánica en función de la temperatura de revenido.



Es notable que a alrededor de 450°C la resistencia mecánica y el límite de fluencia se mantienen dentro de un rango de valores deseados para la aplicación requerida del acero al Cr-Mn. Templado y revenido este material presentó una resistencia a la fluencia de 1590 Mpa mientras que revenido a 450°C se obtiene un valor aproximado de 1395 Mpa con un valor igual de dureza (48 HRC) y mayor resistencia al impacto. Este resultado es consistente con los anteriormente obtenidos. Aunque estos resultados son menores a los obtenidos a 550°C, se escoge la temperatura ideal entre 400°C-450°C debido a que a temperaturas más elevadas se pierde dureza y con ella la resistencia al desgaste.

Figura 5.29 Variación del límite de fluencia en función de la temperatura de revenido.



Finalmente, en las figuras 5.30, 5.31 y tabla 5.16 se puede observar que al aumentar la temperatura de revenido se presenta un aumento de la ductilidad. Aunque los valores de estas dos propiedades no son iguales a las del acero al Si a una temperatura de 400°C, es esta la temperatura que se debería trabajar ya que se podría ver afectada la resistencia al desgaste haciendo que las cuchillas se desgasten en un tiempo menor. A estas temperaturas se ve mejorada la ductilidad en comparación con el tratamiento térmico de temple y revenido.

Tabla 5.16 Porcentaje de elongación y reducción de área de muestras tratadas térmicamente mediante martempering

Temperatura (°C)	Reducción de Área (%)	Elongación (%)
350	$6,0 \pm 1,0$	$1 \pm 0,3$
450	$35,0 \pm 7,7$	$3,2 \pm 0,1$
550	$35,1 \pm 4,2$	$3,6 \pm 0,6$

Figura 5.30 Variación del porcentaje de elongación con la temperatura de revenido.

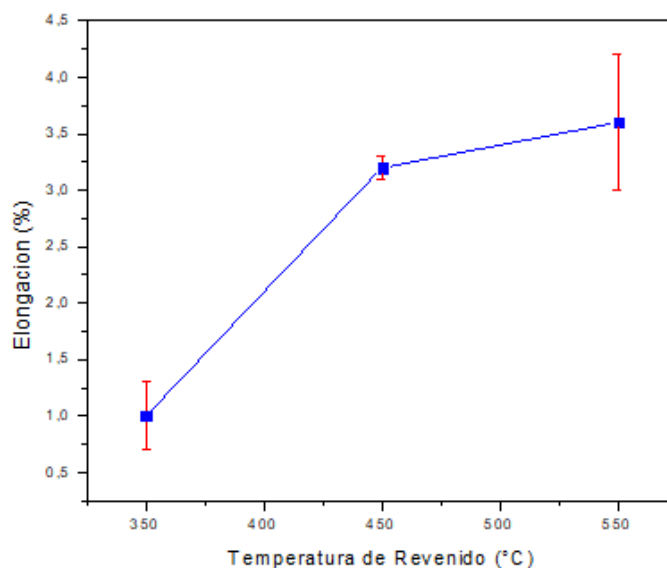
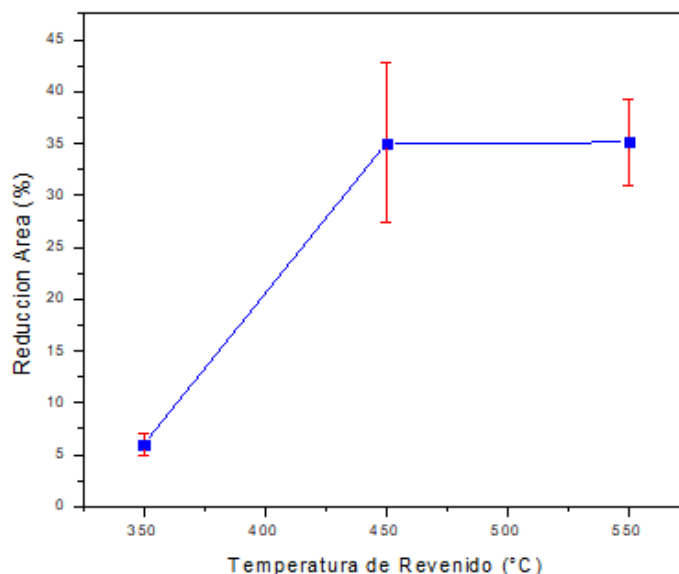


Figura 5.31 Variación del porcentaje de reducción de área con la temperatura de revenido.



Las superficies de fractura de las muestras de ensayo Charpy ensayadas a temperatura ambiente fueron caracterizadas en función de las diferentes temperaturas de enfriamiento y revenido del Austempering y Martempering, respectivamente. En la figura 5.32 se presentan las fractografías de las muestras ensayadas. Las figuras 5.32a, 5.32b y 5.32c pertenecen a probetas austemperadas a 280°C, 320°C y 340°C, mientras que las figuras 5.32d, 5.32e y 5.32f a muestras martemperadas y revenidas a 350°C, 450°C y 550°C, respectivamente.

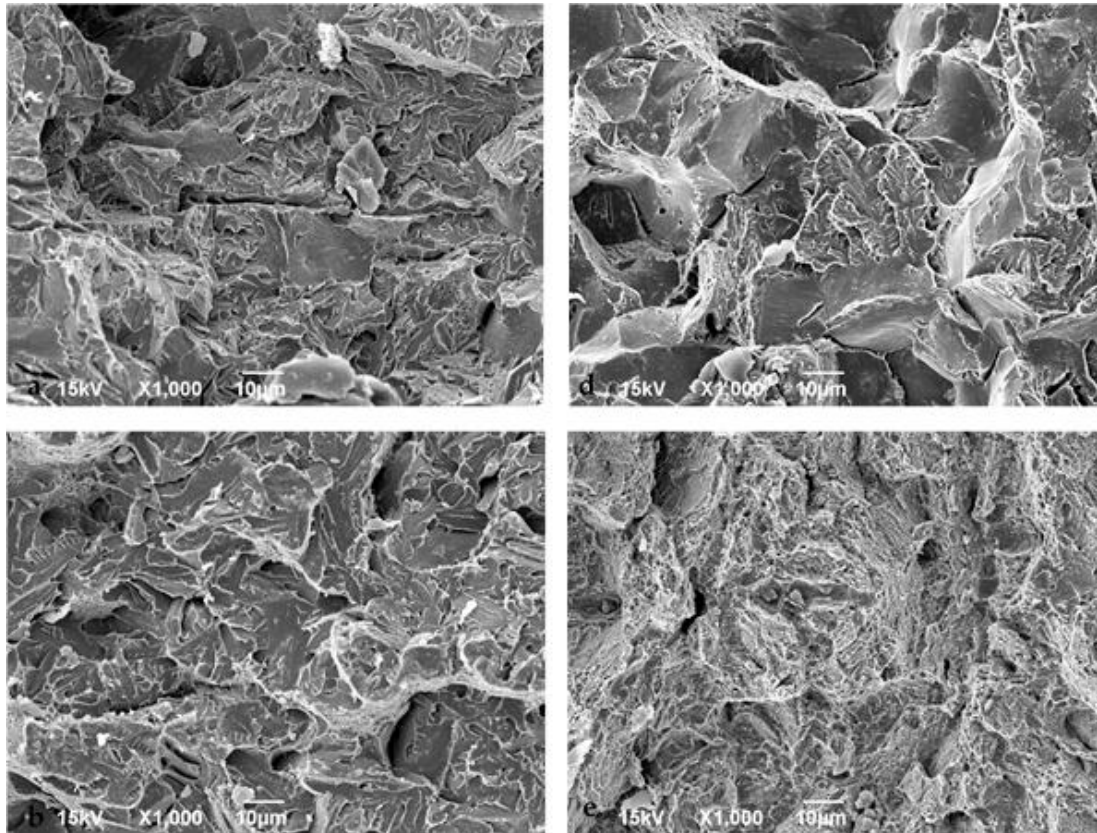
En las figuras 5.32a a 5.32c se evidencia que las muestras austemperadas presentan una superficie de fractura caracterizada por un aspecto de clivaje las cuales corresponden a

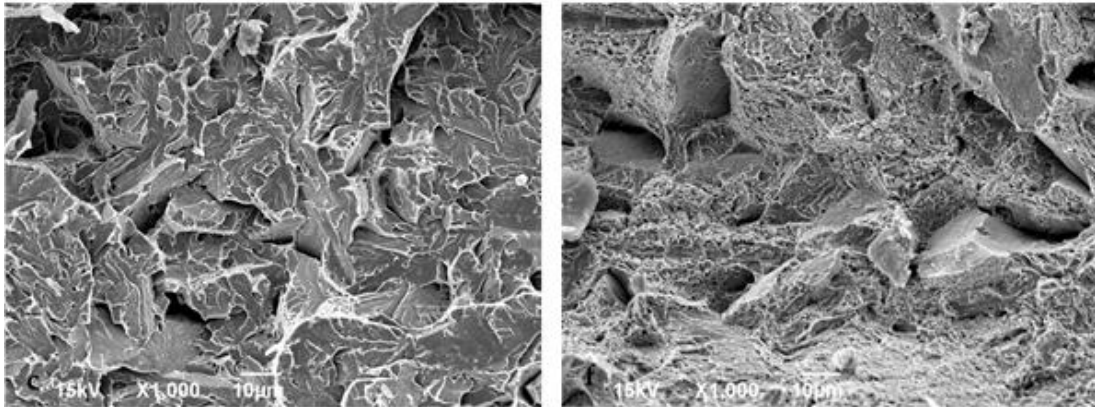
direcciones de cizallamiento preferenciales de ferrita bainítica (39). En las figuras 5.32b y 5.32c se evidencia también la presencia de algunos microvacíos o dimples, concordando esto con los datos obtenidos ya que al aumentar la temperatura de enfriamiento en el austempering aumenta la ductilidad.

Por otro lado, en las figuras 5.32e y 5.32f se puede observar el mecanismo de fractura de cuasiclivaje con la presencia de microvacíos o dimples. Por el contrario, en la figura 5.32d se puede observar aún la incidencia de la fractura intergranular con algunas fracturas transgranulares en menor proporción.

Reguly (1999) (54) demostró que en muestras revenidas a 300°C se presenta un aumento de la fractura intergranular que lleva a una disminución de la tenacidad aún en aceros de bajo contenido de fósforo (0,001%P) independientemente de la temperatura de austenización. Así mismo, indicó que en aceros revenidos a 500°C predomina el mecanismo de fractura de cuasiclivaje. Esta diferencia en el modo de propagación de la fractura podría ser la responsable de la mayor energía absorbida (54).

Figura 5.32 Superficies de fractura para acero al Cr-Mn austenizado a 860°C. Austempering con enfriamiento a: a. 280°C b. 320°C c. 340°C. Martempering con revenido a: d. 350°C e. 450°C f. 550°C

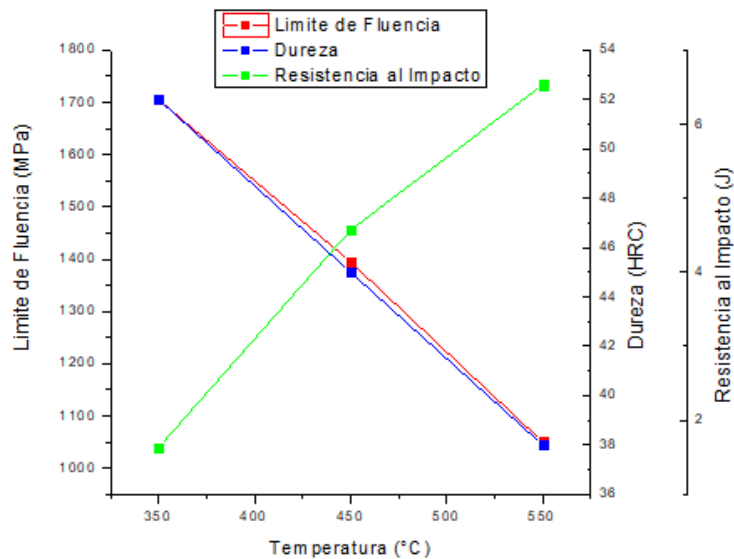




5.3.3 Resumen

En las figuras 5.33 y 5.34 se observan las principales propiedades mecánicas necesarias para un mejor desempeño en campo de cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar. Para el acero al Cr-Mn con contenido de fósforo de 0,013% tratado térmicamente mediante Martempering se obtuvo que al incrementar la temperatura de revenido incrementa la resistencia al impacto con decrecimiento de la dureza y la resistencia a la fluencia. La temperatura óptima de revenido se estableció en 400°C ya que a temperaturas más altas se ve afectada la dureza que le confiere al material resistencia al desgaste.

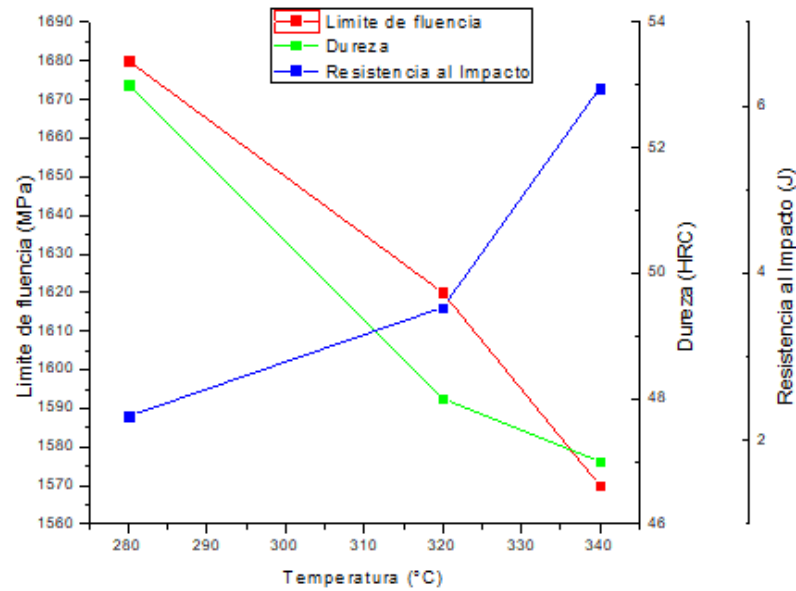
Figura 5.33 Gráfico resumen de principales propiedades mecánicas obtenidas mediante martempering



Por otro lado, para este mismo acero tratado térmicamente mediante austempering se obtuvo que al incrementar la temperatura de revenido decrecen la resistencia al impacto junto con la dureza y la resistencia a la fluencia. La temperatura óptima de enfriamiento y sostenimiento del austempering entre 280°C a 320°C ya que, aunque a temperaturas más elevadas no se ve

afectada significativamente la dureza, la resistencia a la fluencia y al impacto es mayor a temperaturas menores.

Figura 5.34 Gráfico resumen de principales propiedades mecánicas obtenidas mediante austempering



Además, en la tabla 5.17 se encuentran resumidas las diferentes propiedades mecánicas obtenidas por otros autores con la aplicación del austempering y el revenido. Las temperaturas empleadas para la realización de los tratamientos térmicos de los cuales se obtuvieron las propiedades anteriores son expuestas en la tabla 2.4 y 2.5 del capítulo 2.

Tabla 5.17 Resumen de resultados obtenidos por diferentes autores

Bibliografía	Resistencia Máxima (MPa)	Límite de Fluencia (MPa)	Dureza (HRC)	Resistencia al Impacto
Zepter (2007) (39) ¹	1025	850	44	-
Zepter (2007) (39) ²	800	700	43	-
Marcomini (2008) (25) ³	1800 - 1787	1420 - 1400	49	6
Marcomini (2008) (25) ⁴	1378 - 1246	1000 - 998	45	32
Vatavuk (2010) (21) ⁵	-	-	48	18
Vatavuk (2010) (21) ⁶	-	-	41	21
Reguly (1999) (40) ⁷	1230 promedio	-	56	7
Reguly (1999) (40) ⁸	1230 promedio	-	52	17
Reguly (1999) (40) ⁹	1230 promedio	-	43	35
Reguly (1999) (40) ¹⁰	-	-	47	9
Reguly (1999) (40) ¹¹	-	-	53	13
Cánticus (2010) (57) ¹²	1423	1259	43	-
León Sevilla(2010) (1) ¹³	-	-	40	27

CAPÍTULO 6

CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

A continuación, se mencionarán las conclusiones más relevantes encontradas en el desarrollo de este trabajo el cual aborda el análisis de falla de un acero usado para la fabricación de cuchillas corte de caña de azúcar y la posible solución de esta problemática mediante tratamientos térmicos:

- En suelos de climas húmedos no rocosos se presentó menor porcentaje de cuchillas desgastadas en comparación con suelos de climas semisecos no rocosos. Así mismo, en este tipo de terreno se presentó menor pérdida de masa, volumen y filo.
- Las fallas súbitas presentadas en cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar presentaron superficies de fractura mayoritariamente intergranulares. Estas herramientas de corte fabricadas en acero al Cr-Mn fallan por fractura súbita y no por desgaste. A pesar de esto, el mecanismo de desgaste predominante fue microarado y microfatiga.
- La falla prematura se presenta posiblemente por altos contenidos de fósforo o baja temperatura de revenido. La presencia de fósforo junto con los altos contenidos de carbono genera este tipo de fragilidades como consecuencia de la segregación de fósforo hacia los bordes de grano y formación de cementita en los mismos durante el austenizado o temple, generando consigo una disminución de la resistencia cohesiva de estos.
- Los resultados obtenidos de los ensayos mecánicos realizados a muestras tratadas térmicamente mediante martempering y austempering mostraron la influencia de la temperatura en las propiedades mecánicas del material. En el caso del austempering, al aumentar la temperatura de sostenimiento disminuyó la dureza, la resistencia al impacto y la resistencia a la tracción mientras que la ductilidad incrementó. Por otro lado, en el caso del martempering al aumentar las temperaturas de revenido disminuyó la dureza y la resistencia mecánica, mientras que la resistencia al impacto y ductilidad incrementaron.
- Del tratamiento térmico de martempering se concluyó que la temperatura de revenido óptima que permitiría el desarrollo de mayor resistencia al impacto en comparación con las obtenidas mediante temple y revenido sin sacrificar la dureza que le confiere mayor resistencia al desgaste se encuentra a alrededor de los 400°C. Aunque a 550°C la resistencia al impacto se ve considerablemente mejorada, no se recomienda esta temperatura ya que esta le otorgaría al material una dureza baja (38 HRC) que evitaría

que las cuchillas cortadoras de base de caña de azúcar fallen por fractura pero que haría que el material fallara por desgaste rápido.

- Del tratamiento térmico de austempering se concluyó que la temperatura óptima que permitiría el desarrollo de mayor resistencia al impacto en comparación con las obtenidas mediante temple y revenido sin sacrificar la dureza que le confiere mayor resistencia al desgaste se encuentra dentro del rango de 320°C-340°C.
- Como trabajo futuro se recomienda estudiar la influencia de varias temperaturas de austenización, así como varias temperaturas de sostenimiento en el tratamiento térmico de austempering y revenido en el martempering en las propiedades mecánicas del acero al Cr-Mn así como determinar mediante Espectroscopia Auger el porcentaje de fósforo presente en los bordes de grano.
- Se sugieren utilizar técnicas como Microscopia Electrónica de Transmisión (TEM) para caracterizar los límites de grano y evidenciar la existencia de fósforo en estos así como mejorar mediante esta técnica la caracterización microestructural de las bainitas midiendo el espesor y longitud de los carburos dentro de la microestructura. Así mismo, para mejorar la caracterización microestructural de las bainitas se sugiere realizar Difracción de Rayos X (DRX).
- Aplicar los tratamientos térmicos propuestos a cuchillas para ser probadas en campo y así determinar su eficacia.

REFERENCIAS

1. **León Sevilla, Lisy Margarita.** *Optimización de parámetros en la fabricación de cuchillas trozadoras para cosecha de caña de azúcar.* Medellín : UNAL, 2010.
2. **Sugarcane crops.** [En línea] 2015. [Citado el: 25 de Mayo de 2017.] <http://www.sugarcane crops.com/s/introduction/>.
3. **Rein, Peter.** *Cane Sugar Engineering.* Berlín : Bartens, 2007.
4. **González Sánchez, Hugo Alberto.** *Análisis del corte de caña de azúcar (Saccharum Oficinarum L) con cuchillas metálicas.* Medellín : Escuela de Ingeniería de Materiales - Facultad de Minas - Universidad Nacional de Colombia Sede Medellín, 2006.
5. **Bermúdez Cruz, Luis Fernando y Hernández, Ospina Felipe.** *Evaluación tribológica de cuchillas trozadoras de caña de azúcar fabricadas en acero AISI 5160 de producción nacional.* Santiago de Cali : EIMAT, 2007.
6. **Bastian, Joby y B., Shridar.** *Investigation on Mechanical Properties of Sugarcane Stalks for the Development of a Whole Cane Combine Harvester.* s.l. : Indian Journal of Applied Research, 2014. Vol. 4. ISSN 2249-555X.
7. **Han, Guangping, Wu, Qingling y Vlosky, Richard.** *Physical and Mechanical Properties of Sugarcane Rind and Mixed Hardwood Oriented Stranboard Bonded with PF Resin.* 2016. pág. 10.
8. **Victoria Kafure, Jorge Ignacio, y otros.** *Catálogo de variedades de caña de azúcar .* Tercera edición. Cali : Centro de Inveestigación de la Caña de Azúcar de Colombia - Cenicaña, 2013.
9. **Quintero, Rafael y Castilla , Carlos.** *Agrupación de los suelos del valle geográfico del río Cauca.* Cali : Centro de Investigación de la Caña de Azúcar de Colombia - CENICAÑA, 1992. Serie Técnica No. 8.
10. **Natsis, A., Papadakis, G. y Pitsilis, J.** *The Influence of Soil Type, Soil Water and Share Sharpness of a Mouldboard Plough on Energy Consumption, Rate of Work and Tillage Quality.* s.l. : J.Agric. Engng Res, 1999. págs. 171-176. Vol. 72.
11. **González Sánchez, Hugo Alberto.** *Desarrollo de un modelo para determinación de abrasividad de suelos con características vérticas.* Medellín : Universidad Nacional de Medellín - Facultad de Minas, Escuela de Ingeniería de Materiales, 2012.
12. **William D., Callister.** *Ciencia e Ingeniería de los Materiales.* Barcelona : Reverté S.A, 2007. pág. 140. Vol. 1.
13. **Foley, A., y otros.** *The use of alumina ceramic to reduce wear of soil-engaging components.* s.l. : J. Agric. Engng. Res, 1984. págs. 37-46. Vol. 30.
14. **Torrance, A.A.** *An explanation of the hardness differential needed for abrasion.* s.l. : Wear, 1981. págs. 263-266. Vol. 68.
15. **Hutchings, I.M.** *Tribology: Friction wear of engineering Materials.* London : s.n., 1992. pág. 273.
16. **USDA, (Deparment of Agriculture. Soil Survey Division).** *Soil Survey Manual.* Jodhpur : Scientific Publishers, 2004. pág. 435. Vol. XV.
17. **Moore, M.A.** *Abrasive wear by soil.* s.l. : Tribology Internacional, 1975. págs. 105-110. Vol. 8.

-
18. **Karoonboonyanan, Satit, Salokhe, Vilas y Niranatlumpong, Panadda.** *Wear resistance of thermally sprayed rotary tiller blades.* s.l. : Wear, 2007. págs. 604-608. Vol. 263.
19. **Silveira, J.** *Parámetros en el proceso tecnológico del corte de caña.* s.l. : ATAC. Año 34. No. 1, 1975. págs. 50 - 59.
20. **Unterweiser, Paul M., Boyer, Howard E. y Kubbs, James J.** *Heat Treater's Guide - Standard Practices and Procedures for Steel.* Segunda Edición. Ohio : American Society for Metals, 1995. págs. 419-423.
21. **Vatavuk, Jan, y otros.** *Estudo do efeito da temperatura de austenizacao no fenomeno de fragilizacao por revenido de um aco AISI 5160.* 2010. págs. 127-138.
22. **Borges Villarno de Castro, Danilo.** *Influencia da temperatura de austeniticaao para tempera e de revenimento na tenacidade e na vida em fadiga do aco SAE 5160 com diferentes teores de fósforo.* Sao Carlos : Universidade de Sao Paulo- Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, 2007.
25. **Marcomini, José Benedito.** *Fragilização da martensita revenida no aço SAE 5160H.* Sao Paolo : Universidad Estadual de Campinas - Faculdade de Engenharia Mecanica, 2008.
26. **Tovar Sánchez, Gustavo.** *Fundamentos de análisis de falla.* Bogotá : Escuela Colombiana de Ingeniería, 2006. pág. 451. ISBN 958-8060-52-4.
27. **Wulpi, Donald J.** *Understanding How Components Fails .* Ohio : ASM international, 1999.
28. **Piovan, D.I.M.T.** *Teorías de falla dinámica. Análisis de falla por fátiga.* Buenos Aires : Universidad Tecnológica Nacional - Facultad Regional Bahía Blanca, 2004.
29. **Espejo, Édgar y Martínez, Juan Carlos.** *Caracterización de modos de falla típicos en cables de transmisión mecánica.* Bogotá : s.n., 2007. Vol. 27. 0120-5609.
30. **Lau, K.H, y otros.** *Wear characteristics and mechanism of a thin edge cutting blade.* Hong Kong : Journal of Materials Processing Technology, 1999.
31. **Perez G., Wilmer, González , Hugo y Toro, Alejandro.** *Desgaste abrasivo de cuchillas de arado rotativo en un suelo franco arenoso.* Medellín : Universidad Nacional de Colombia, 2010. págs. 105-114. 0012-7353.
32. **Aguilar , Yesid, y otros.** *Desgaste en acero de bajo carbono debido a la acción de bagazo limpio o contaminado con sílice y jugo de caña.* Bogotá : s.n., 2011. págs. 373-384. 0123-2126.
33. **American Society for Metals.** *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Diagrams.* 1977.
34. **UNLP, Facultad de Ingeniería .** Capítulo 12: Tratamientos térmicos especiales. *Estructura y propiedades de las aleaciones.* 2015.
35. **UNLP, Facultad de Ingeniería.** Estructura y Propiedades de las Aleaciones - Capítulo 3: Martensita. *Univeridad Nacional de la Plata.* [En línea] 2015. [Citado el: 19 de Septiembre de 2017.] https://www.ing.unlp.edu.ar/catedras/M0624/descargar.php?secc=0&id=M0624&id_inc=2726..
36. **American Society for Metals.** *Metals Handbook: Heat treating, cleaning and finishing.* 8th edition. Ohio : s.n., 1964. Vol. Volumen 2.
37. **UNLP, Facultad de Ingeniería Universidad Nacional de la Plata.** Capítulo 4: Bainita. *Estructura y Propiedades de las Aleaciones.* 2015.
38. **Hehemann, R.F, Luhan, V.J y Troiano, A.R.** *The influence of Bainite on Mechanical Properties.* ASM Transactions. 1957, Vol. 49, págs. 409-426.

39. **Zepter, Paulo Gilberto.** *INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO ABNT 5160 EM CONDIÇÕES DE CARREGAMENTO MONOTONICO E CÍCLICO.* Sao Paulo : s.n., 2007.
40. **ASTM Internacional.** *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.* West Conshohocken : s.n., 2011. Vols. E8/E8M - 11.
41. **ASTM Internacional.** *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials.* West Conshohocken : s.n., 2012. Vols. ASTM E23-12c.
42. **Valencia Giraldo, Asdrúval.** *Tecnología del tratamiento térmico de los metales.* Medellín : Universidad de Antioquia, 1992.
43. **Páez, J.L, Fuentes, F. y Battagliese, A.** Tratamiento isotérmico de aceros aleados al silicio tipo SAE 92XX. *Revista Metal.* Madrid : s.n., 1996, Vol. 32.
44. **Lescano, Daniel Eduardo, Mancini, Reinaldo y Silvetti, Silvia Patricia.** *SOBRE LA TENACIDAD A LA ENTALLA Y LA FRAGILIDAD POR REVENIDO DE UNA ETAPA EN UN ACERO AL SILICIO PARA CONSTRUCCIONES MECÁNICAS.* Viña del Mar : IBEROMET XI - X CONAMET/SAM, 2010.
45. **Horn, R. M. y Ritchie, R. O.** *Mechanism of tempered martensite embrittlement in low alloy steels.* s.l. : Metall. Trans. A, 1978. págs. 1039-1053. Vol. Volumen V9A.
46. **Pietikainen, J.** *Significance of Rate of Work Hardening in Tempered Martensite.* s.l. : Journal de Physique IV, Colloque C8, supplkment au Journal de Physique III, 1995. págs. 361-366. Vol. Volumen 5.
47. **Briant, C.L. y Banerji, S.K.** *Intergranular Failure in Steel: The Role of Grain Boundary Composition.* s.l. : Int. Met. Rev., 1978. págs. 164-199.
48. **Krauss, G.** *The microstructure and fatigue of a carburized steel, Metallurgical Transactions.* 1978. págs. 1527-1535. Vol. 9.
49. **Ando, T. y Krauss, G.** *The effect of phosphorus content on grain boundary cementite formation in AISI 52100 steel, Metallurgical Transactions A.* 1981. págs. 1283-1290. Vol. 12A.
50. **Obermeyer, Henry K. y Krauss, George.** *Toughness and Intergranular Fracture of a Simulated Carburized Case in EX-24 Type Steel.* 3. s.l. : J. Heat Treating, 1980. págs. 31-39. Vol. 1.
51. **Perez Urbano, Willfrand.** *Influencia del tratamiento térmico sobre la evolución de los carburos precipitados de borde de grano en el acero 5160H.* Medellín : Universidad Nacional de Colombia - Facultad de Minas, Escuela de Materiales y Procesos, 2012.
52. **Hyde, R.S.** *Quench embrittlement and intergranular oxide embrittlement: effects on bending fatigue initiation of gas carburized steel. Ph.D Thesis.* Colorado : Colorado School of Mines, 1994.
53. **Briant, C.L y Banerji, S.K.** *Phosphorus induced 350°C embrittlement in an ultrahigh-strength steel.* s.l. : Metallurgical Transaction A: Physical Metallurgical And Materials Science, 1979. págs. 123-126. Vol. 10A.
54. **Reguly, Alfonso.** *Fragilidade a Tempera em Aços SAE 5160.* Porto Alegre : Escola de Engenharia - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, 1999. pag. 132.
55. **Thelning, Karl Erick.** *Steel and its heat treatments - Segunda Edición.* Londres : Butterworth Heinemann, 1984.
56. **Aguiar, José Yesid y Revelo, Wilmer Alexander.** *Evaluación tribológica de cuchillas trozadoras de caña de azúcar fabricadas en acero AISI 15B30 de producción nacional.* Cali, Valle : EIMAT, Univalle, 2007.

-
57. **Mantilla, Daniel Galvis.** *Los sistemas de corte mecanizado de caña de azúcar. Equipos de cosecha.* Cali, Valle : Tecnicaña, 2010. págs. 21 - 24. ISSN 0123 - 0409.
58. **Giraldo, Fernando.** Cosecha, alce y transporte. *EL cultivo de la caña en la zona azucarera de Colombia.* Cali : Cenicaña, 1995, págs. 357-362.
60. **Aguilar, José Yesid y Revelo, Wilmer Alexander.** *Evaluación tribológica de cuchillas trozadoras de caña de azúcar fabricadas en acero AISI 15B30 de producción nacional.* 2007.
62. **Luna González, Carlos Adolfo, y otros.** *Comportamiento comercial de la caña de azúcar cosechada en el valle del río Cauca, 2000.* Cali : CENTRO DE INVESTIGACIÓN DE LA CAÑA DE AZÚCAR DE COLOMBIA - CENICAÑA, 2001. pág. 68. Serie Informativa No. 18.
63. **Velásquez Pomar, Diana Cristina y Sánche de Prager, Marina.** *EFFECTO DE VINAZAS SOBRE HONGOS QUE FORMAN MICORRIZA ARBUSCULAR EN UN MOLISOL DEL VALLE DEL CAUCA, COLOMBIA.* Palmira : s.n., 2011. Vol. 64. ISSN 0304 - 2847.
64. **Cánticus Ortiz, Freddy Fernando.** *Estudio de la resistencia a la fatiga del acero SAE 5160 antes y después del proceso de shot peening.* Cali : Universidad Autónoma de Occidente - Departamento de Energética y Mecánica - Programa de Ingeniería Mecánica, 2010.
65. **Martínez Romero, Juan Carlos.** *Caracterización de la tenacidad de fractura bajo la norma ASTM E399-08 (probeta senb), en aceros AISI-SAE 5160H, utilizado en fabricación de ballestas.* Bogotá : Universidad Nacional de Colombia, 2011. Departamento de Ingeniería Mecánica.
66. **Castro Patiño, Luisa Fernanda.** *Martempering y Austempering: La transformación Isotérmica.* s.l. : Metal Actual. págs. 26-31.
67. **Avner, Sydney.** *Introducción a la metalurgia física.* Segunda Edición. New York : McGraw Hill, 1988.
68. **American Society for Metals.** *Metals Handbook: Fractography and atlas of fractographs.* 8th edition. Ohio : ASM, 1974. Vol. Volumen 9.
69. **UNLP, Facultad de Ingeniería.** *Estructura y propiedades de las aleaciones - Capítulo 10: Fenómenos de fragilización en aceros.* Buenos Aires : s.n., 2015.
70. **Krauss, George.** *Heat treated martensitic steels: Microstructural systems for advanced manufactured.* 4. s.l. : ISIJ International, 1995. págs. 349 - 359. Vol. 35.
71. **Horn, R.M y Ritchie, R.O.** *Metallurgical Transaction A.* 1983. págs. 1121-1133. Vol. 14A.