



CENTRO DE INVESTIGACIÓN Y DE ESTUDIOS AVANZADOS
DEL INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL

UNIDAD SALTILLO

**Efecto de la decarburación y deformación previa al austenizado en la textura
cristalográfica en muelles de acero AISI/SAE 5160H y 9254M**

Tesis que presenta:

Ing. Juan Carlos Gaytán Ramos

Para obtener el grado de

Maestro en Ciencias

En la especialidad de

Ingeniería Metalúrgica

Director de tesis:

Dr. Francisco Alfredo García Pastor

*“Nuestra recompensa se encuentra en el esfuerzo y no en el resultado.
un esfuerzo total es una victoria completa.”*

Mahatma Gandhi

Agradecimientos

A Dios, por permitirme concluir este posgrado, gracias por estar presente no sólo en esta etapa tan importante en mi vida, sino en todo momento ofreciéndome y buscando lo mejor para mi persona. Cada momento que he vivido estos años, son simplemente únicos, cada oportunidad de corregir un error.

A mi director de tesis, el Dr. Francisco Alfredo García Pastor por todo el apoyo y la paciencia brindada en la realización de este trabajo, siempre lo recordaré por su sabiduría y alegría que transmite en cada momento.

A mis revisores, Dr. Francisco Andrés Acosta y Dr. Eddy Alfaro López por su apoyo, tiempo dedicado para revisar este escrito y las contribuciones que han hecho para que esta tesis llegué a su culminación.

Para la realización de este trabajo se contó con el apoyo del Consejo Nacional de Humanidades, Ciencia y Tecnologías (CONAHCYT), agradezco el apoyo económico brindado durante la obtención de grado de maestría.

Finalmente, agradezco el apoyo técnico y administrativo del Centro de Investigación y de Estudios Avanzados del Instituto Politécnico Nacional, CINVESTAV-IPN Unidad Saltillo, Teodoro, Rogelio, Felipe, Sergio, Paula, Lupita y Carmen por las facilidades prestadas para llevar a cabo el presente trabajo de tesis de maestría.

Dedicatorias

A mi madre, Martina Ramos Domínguez, siendo la mayor motivación en mi vida, con tus esfuerzos impresionantes para sacarnos adelante a mi hermano y a mí, te agradezco por estar junto a mí en cada paso y haberme forjado como la persona que soy en la actualidad; muchos de mis logros te los debo a ti. Me formaste con reglas y algunas libertades, pero al final de cuentas me motivaste constantemente para alcanzar mis anhelos.

A mi hermano, Iván Armando Gaytán Ramos, por esa fiel compañía y ese eterno cómplice y amigo.

A mi tía, Gisela Ivonne Márquez Domínguez, por la compañía brindada en cada momento y los apoyos brindados cuando se necesitaban.

Agradezco a mi novia, Mayra Nallely Carrillo Gallegos, esa persona que se preocupó por mí en cada momento, por su apoyo incondicional y empezar juntos a construir un camino que nos permita estar siempre unidos y felices.

Y sin dejar atrás a toda mi familia por confiar en mí, a mis abuelitos, tíos y primos, gracias por ser parte de mi vida y por permitirme ser parte de su orgullo.

Contenido

| | |
|------------------------|------|
| Resumen | VIII |
| Abstract | IX |
| Lista de Figuras | X |
| Lista de Tablas | XIII |

Capítulo I

| | |
|----------------------------|----|
| Introducción | 12 |
| Justificación..... | 14 |
| Objetivo general | 15 |
| Objetivos específicos..... | 15 |

Capítulo II

| | |
|--|----|
| Revisión bibliográfica | 16 |
| Aceros..... | 16 |
| Suspensiones de ballesta o muelles | 17 |
| Materiales para resortes de ballesta | 18 |
| Proceso de fabricación de suspensiones de ballesta o muelles | 19 |
| Propiedades Mecánicas | 21 |
| Decarburación..... | 22 |
| Deformación de materiales..... | 24 |
| Laminado..... | 25 |
| Tratamientos térmicos..... | 26 |

| | |
|---|----|
| Transformación de fase en aceros | 27 |
| Austenizado..... | 27 |
| Temple | 28 |
| Formación de Martensita..... | 30 |
| Templabilidad..... | 33 |
| Diagramas de transformación de enfriamiento continuo (CCT) | 33 |
| Efecto de la composición química y del tamaño de grano austenítico..... | 35 |
| Influencia de la formación de esfuerzos en la expansión volumétrica | 35 |
| Revenido..... | 37 |
| Papel de los elementos químicos en el revenido..... | 38 |
| Efecto de los elementos de aleación en la formación de carburos de hierro | 39 |
| Textura cristalográfica..... | 39 |
| Importancia de la textura cristalográfica | 40 |
| Difracción de rayos X..... | 41 |
| Figuras de polos directa e inversas..... | 42 |
| Medición de textura cristalográfica | 43 |
| Función de densidad de orientaciones | 43 |
| Microtextura | 47 |
| Difracción de electrones retrodispersados (EBSD)..... | 47 |
| Evaluación de la formabilidad..... | 48 |

Capítulo III

| | |
|-------------------------------|----|
| Metodología experimental..... | 50 |
| Etapa de decarburación..... | 50 |

| | |
|--|----|
| Preparación metalográfica | 51 |
| Pruebas de microdureza..... | 53 |
| Rolado en frío..... | 54 |
| Proceso de tratamiento térmicos..... | 55 |
| Ensayo de tensión..... | 56 |
| Análisis de la microtextura mediante DRX..... | 58 |
| Análisis de la microtextura mediante EBSD..... | 59 |

Capítulo IV

| | |
|---|----|
| Resultados y discusión | 61 |
| Análisis químico de aceros en estudio..... | 61 |
| Caracterización de fases presentes en el material de llegada | 62 |
| Determinación de tamaño de grano en el proceso de decarburación. | 62 |
| Medición de la capa decarburada mediante microdureza Knoop..... | 64 |
| Velocidad de deformación en rolado..... | 68 |
| Tamaño de grano austenítico en microestructura de martensita revenida..... | 69 |
| Medición de dureza post tratamiento de los aceros AISI/SAE 5160 y 9254 | 72 |
| Análisis de textura por DRX..... | 73 |
| Figuras de polos directas e inversas y funciones de distribuciones de orientaciones del acero AISI/SAE 5160 | 73 |
| Figuras de polos directa e inversa y funciones de distribuciones de orientaciones del acero SAE 9254 | 77 |
| Análisis de textura por SEM-EBSD..... | 80 |
| Acero AISI/SAE 5160-40 y 90 min de decarburación..... | 80 |
| Acero SAE 9254- 40 y 90 min de decarburación..... | 83 |

| | |
|------------------------------------|----|
| Resultados ensayo de tensión | 86 |
| Conclusiones | 88 |
| Referencias bibliográficas | 90 |

Resumen

El presente trabajo muestra el análisis del efecto de la decarburación y posterior deformación mediante laminación en suspensiones de ballestas o muelles automotrices de acero bajo las normas AISI/SAE 5160H y 9254M. La decarburación es inevitable durante el austenizado en hornos sin atmósfera controlada. Este fenómeno de decarburación es indeseable debido a que la ferrita de las zonas periféricas tiene una resistencia muy inferior al resto del material y en esta zona decarburada se producen pequeñas grietas donde se inicia la fractura por fatiga de las piezas.

Estudios anteriores han demostrado que un proceso de deformación superficial previo, anterior al temple puede tener un efecto significativo en el campo de esfuerzos residuales al contrarrestar los efectos de la decarburación (comprimiendo la capa decarburada). Por tanto, el objetivo de este trabajo es evaluar el comportamiento de los aceros en diferentes tiempos de decarburación, con una posterior deformación mediante laminado con el fin de demostrar cómo influye la capa decarburada en la textura cristalográfica resultante y correlacionarla con sus propiedades de resistencia mecánica.

La caracterización fue llevada a cabo por medio de microscopía óptica determinando la evolución microestructural y difracción tanto de rayos X (DRX) como de electrones retrodispersados (EBSD, por sus siglas en inglés), microdureza Knoop (HK) y ensayos de tensión.

La orientación cristalográfica preferencial fue similar para los dos tipos de aceros, partiendo de una textura típica de rolado de los materiales cúbicos centrados en el cuerpo (BCC) $\{111\}\langle 110\rangle$, mostrando después una textura de $\{001\}\langle 100\rangle$. De igual manera se analizó la textura mediante EBSD, obteniendo 3 áreas diferentes, dos de cada superficie (dirección de rolado) y una al centro. Obteniéndose similares texturas de cubo $\{001\}\langle 110\rangle$, cubo rotado $\{001\}\langle 100\rangle$ y fibra γ $\{111\}/ND$.

Las observaciones al microscopio óptico de las muestras revenidas sugieren, en unos casos, una microestructura compuesta aún con un porcentaje elevado de martensita. Los ensayos de dureza y tracción revelaron un incremento de la dureza y de la resistencia a la tracción con la temperatura de revenido con el cual se llevó a cabo el tratamiento.

Palabras clave: Suspensión, decarburización, deformación, tratamientos térmicos, microestructura, textura cristalográfica.

Abstract

This work reports the analysis of the effect of decarburization and subsequent rolling deformation in leaf springs manufactured from AISI/SAE 5160 and 9254 steels. Decarburization is inevitable if part is austenized in furnaces with no controlled atmosphere. This decarburization phenomenon is undesirable because the ferrite in the peripheral zones has a much lower resistance than the rest of the material and in this decarburized zone small cracks are produced where the fatigue fracture of the parts begins. Previous studies have shown that a surface deformation process prior can have a significant effect on the residual stress field by counteracting the effects of decarburization (compressing the decarburized layer). Therefore, the objective of this work is to evaluate the behavior of steels at different decarburization times, with subsequent deformation by rolling in order to analyze how the decarburized layer influences the resulting crystallographic texture and correlate it with their mechanical strength properties. The characterization was carried out by means of optical microscopy determining the microstructural evolution and X-ray diffraction (XRD) and electron backscattered diffraction (EBSD), Knoop microhardness (HK) and tensile tests.

The grain crystallographic orientation was similar for the two types of steels, starting from a typical rolling texture of the body centered cubic (BCC) materials $\{111\}\langle 110\rangle$, then showing a texture of $\{001\}\langle 100\rangle$. Similarly, the texture was analyzed by EBSD, obtaining 3 different areas, two from each surface (rolling direction) and one in the center. Similar textures of cube $\{001\}\langle 110\rangle$, rolled cube $\{001\}\langle 100\rangle$ and γ -fiber $\{111\}/ND$ were obtained.

The optical microscopic observations of the tempered samples suggest, in some cases, a composite structure even with a high percentage of martensite. Hardness and tensile tests revealed an increase in hardness and tensile strength with the tempering temperature at which the treatment was carried out.

Keywords: Suspension, decarburization, deformation, thermal treatments, microstructure, crystallographic texture.

Lista de Figuras

| | |
|--|----|
| Figura 1. Diagrama de fases del sistema binario de aleaciones hierro-carbono | 17 |
| Figura 2. Sistema de suspensión por ballestas | 18 |
| Figura 3. Proceso convencional de fabricación de ballestas para suspensión. | 21 |
| Figura 4. Micrografía de la decarburación de un acero | 22 |
| Figura 5. Esquema de laminación | 25 |
| Figura 6. A) Relación entre la concentración de carbono y las temperaturas M_s y M_f , B) Relación entre microdureza de la martensita y % C en peso | 31 |
| Figura 7. Microestructuras típicas de la martensita, en: a) listón "lath" y b) placas | 32 |
| Figura 8. Cambio de estructura cristalográfica en los aceros templados | 32 |
| Figura 9. Diagramas CCT de aceros AISI/SAE A) 5160 B) 9254..... | 34 |
| Figura 10. Efecto de los esfuerzos a tensión sobre el cambio de longitud relativa, para rápidas y lentas velocidades de enfriamiento | 36 |
| Figura 11. Formación de figuras de polos..... | 43 |
| Figura 12. a) Distribución aleatoria de las orientaciones de los granos en un policristal b) Material texturizado (orientación de cubo). K_A se refiere al sistema de coordenadas asociado a la muestra y K_B es el sistema de coordenadas asociado a los cristales | 44 |
| Figura 13. Rotación a través de los ángulos de Euler φ_1 , Φ , φ_2 según Bunge. | 45 |
| Figura 14. Esquema ilustrativo de los componentes de textura en materiales cúbicos..... | 46 |
| Figura 15. Esquema del proceso experimental. | 50 |
| Figura 16. A) Esquema de corte y medidas de las muestras experimentales de acero AISI/SAE 5160H y 9254. B) Horno eléctrico utilizado para el proceso de decarburación. .51 | |
| Figura 17. Esquema de ataque químico de muestras montadas en baquelita..... | 52 |
| Figura 18. Microdurómetro Vickers automático (ZHV μ -A) marca Zwick/Roell. | 53 |
| Figura 19. Esquema de mediciones de microdureza en la superficie de las muestras. | 54 |
| Figura 20. Molino International Rolling Mills (IRM). | 55 |
| Figura 21. Esquema de tratamientos térmicos. | 55 |
| Figura 22. Maquina universal de ensayos de tensión modelo QTEST/100. | 56 |
| Figura 23. Esquema de dimensiones de probetas para ensayo de tensión según la ASTM E8 | 57 |
| Figura 24. Probetas para ensayo de tensión. | 58 |

| | |
|---|----|
| Figura 25. Difractómetro EMPYREAN de PANalytical. | 59 |
| Figura 26. Microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM) modelo JSM-7800F. | 60 |
| Figura 27. A) Formación de mapa de orientación del cristal, B) Esquema de selección de áreas para análisis de textura por EBSD. | 60 |
| Figura 28. Microestructura del material de llegada mostrando las fases perlita (P) y ferrita (F), aumento 500X, A) Acero 5160 y B) Acero 9254. | 62 |
| Figura 29. Evolución del tamaño de grano austenítico con respecto al tiempo de decarburación representado micrómetros y en su equivalente de acuerdo con la ASTM. A) Acero 5160 y B) Acero 9254. | 64 |
| Figura 30. Micrografías de la capa decarburada de aceros A) 5160 H y B) 9154M en función del tiempo de exposición a alta temperatura. | 66 |
| Figura 31. Medición de la capa decarburada mediante microdureza Vickers A) acero AISI/SAE 5160 B) acero SAE 9254. | 67 |
| Figura 32. Esquema general del proceso de rolado. | 68 |
| Figura 33. Microestructura de martensita revenida A) Acero 5160 y B) Acero 9254. | 70 |
| Figura 34. Revelación de grano austenítico previo en microestructura de martensita revenida A) Acero 5160 y B) Acero 9254. | 71 |
| Figura 35. Figuras de polo a) Acero 5160 en condiciones de llegada. b) Acero 5160 sometido a 40 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales. c) Acero 5160 sometido a 90 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales (x=TD, y=RD, z=ND). | 75 |
| Figura 36. Función de distribución de orientación a) Acero 5160 en condiciones de llegada. b) Acero 5160 sometido a 40 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales. c) Acero 5160 sometido a 90 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales (x=TD, y=RD, z=ND). | 76 |
| Figura 37. Figuras de polo a) Acero 9254 en condiciones de llegada. b) Acero 9254 sometido a 40 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales. c) Acero 9254 sometido a 90 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales (x=TD, y=RD, z=ND). | 78 |

Figura 38. Función de distribución de orientación corte en φ_2 a) Acero 5160 en condiciones de llegada. b) Acero 5160 sometido a 40 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales. c) Acero 5160 sometido a 90 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales.79

Figura 39. Figura de polos directa e inversa y ODFs mediante EBSD de la muestra 5-40 a) Superficie 1, b) Centro, c) Superficie 2.81

Figura 40. Figura de polos directa e inversa y ODFs mediante EBSD de la muestra 5-90 a) Superficie 1, b) Centro, c) Superficie 2.82

Figura 41. Figura de polos directa e inversa y ODFs mediante EBSD de la muestra 9-90 a) Superficie 1, b) Centro, c) Superficie 2.84

Figura 42. Figura de polos directa e inversa y ODFs mediante EBSD de la muestra 9-90 a) Superficie 1, b) Centro, c) Superficie 2.85

Figura 43. Probetas para pruebas de tensión A) grupo de acero AISI/SAE 5160 B) grupo de acero SAE 9254.....86

Figura 44. Curvas esfuerzo vs deformación de probetas de acero A) grupo AISI/SAE 5160 B) grupo SAE 9254.....87

Lista de Tablas

| | |
|--|----|
| Tabla 1. Composición química de aceros AISI/SAE 5160H Y 9254M..... | 19 |
| Tabla 2. Propiedades mecánicas y físicas de los aceros AISI/SAE 5160 Y 9254 | 21 |
| Tabla 3. Componentes de textura en materiales cúbicos laminados. | 46 |
| Tabla 4. Valores de r y Δr para los principales componentes de la textura | 49 |
| Tabla 5. Reactivos utilizados para ataques químicos. | 52 |
| Tabla 6. Dimensiones de probetas para ensayo de tensión según la ASTM E8..... | 57 |
| Tabla 7. Composición química de aceros AISI-SAE 5160H y 9254..... | 61 |
| Tabla 8. Datos para el cálculo de velocidades de deformación..... | 69 |
| Tabla 9. Resultados de TGA en aceros AISI/SAE 5160 Y 9254 con diferentes tiempos de decarburación. | 71 |
| Tabla 10. Resultados de dureza para las muestras revenidas de acero AISI/SAE 5160 y 9254..... | 72 |
| Tabla 11. Propiedades mecánicas a partir de ensayos de tensión de los aceros AISI/SAE 5160 Y 9254..... | 87 |

Capítulo I

Introducción

Los aceros están expuestos a problemas de calidad que en ocasiones causan rechazos en los productos terminados; Éste el caso del fenómeno de decarburización que se presenta posterior a un tratamiento térmico, en donde los factores como temperatura, composición química del acero, la atmósfera de la que se rodea, y hasta el uso del horno son factores primordiales para tratar de controlar este fenómeno (Prieto, 2021).

En la industria automotriz el temple se ha convertido en un paso elemental en la producción de componentes y partes para vehículos, ejemplo de ello son los resortes que constituyen la suspensión del auto. En general el temple puede determinar la dureza deseada, microestructura, generar esfuerzos residuales e influir en el ciclo de vida de este, dependiendo de su aleación por lo que algunos factores y variables interfieren en resultado final de este proceso, como la composición química, el medio de temple, la técnica por la que se aplique y procesos post-temple. Dependiendo de la aplicación y finalidad con la que está diseñado el componente serán las propiedades mecánicas requeridas.

Los resortes de ballesta o muelles son elementos sometidos a cargas cíclicas que actúan en forma similar a una viga de voladizo. Uno de sus lados está sometido a tensión, mientras que el otro se encuentra sometido a compresión. Las fracturas observadas en estos resortes se originan en un alto porcentaje sobre el lado que se encuentra sometido a tensión. Debido al horno comúnmente utilizado, y las operaciones previas de fabricación de muelles de suspensión automotriz, la decarburación del material es inevitable, lo cual limita el nivel de esfuerzos residuales alcanzable. Recientemente, se han buscado rutas alternativas para incrementar el máximo de esfuerzos residuales y, consecuentemente, la vida en fatiga de estos componentes.

La composición química del acero juega un papel muy importante debido a que cada elemento tiene una respuesta al ciclo térmico, además los porcentajes en peso de la aleación determinan un rango de posibles resultados finales. Por lo cual los aceros AISI/SAE 5160 y SAE 9254 son utilizados en piezas automotrices y herramientas de corte porque es un acero con gran tenacidad, templabilidad, alta resistencia a la fatiga y al desgaste con características ideales para este tipo de trabajos. Las

aplicaciones más utilizadas en la industria para este acero son en la producción de barras de torsión y transmisión, muelles, engranajes, amortiguadores y cuchillas de diferentes aplicaciones.

Uno de los cambios importantes que puede sufrir un material policristalino durante un proceso de conformado es la formación de nuevas texturas (orientación preferente de los granos en determinadas direcciones cristalográficas). El estudio de texturas está basado en la determinación de direcciones preferenciales de orientación de forma cualitativa y el cálculo de la fracción de volumen asociada a cada una de esas orientaciones de forma cuantitativa.

La evolución de la textura del material permitirá determinar el comportamiento del material durante la deformación, relacionando la influencia de la anisotropía del mismo y la variación que experimenta con la deformación (Miguel, Coello, Calatayud, Ferrer, & Martínez, 2007). Por lo cual se ha estudiado la influencia de la dirección de laminación y de la deformación transversal sobre los mapas de orientación cristalina, diagramas de desorientación y figuras de polos.

Las orientaciones de los granos en los policristales, ya sean naturales o fabricados, rara vez se distribuyen al azar. Sin embargo, en la mayoría de los materiales, existe un patrón en las orientaciones que están presentes y una propensión a la aparición de ciertas orientaciones causadas primero durante la cristalización a partir de la estructura primaria de solidificación y posteriormente por otros procesos termomecánicos. Esta tendencia se conoce como orientación preferida o, más concisamente, textura. La importancia de la textura para los materiales radica en el hecho de que muchas propiedades de los materiales son específicas de la textura (Engler & Randle, 2009). De hecho, se ha descubierto que la influencia de la textura en las propiedades de los materiales es, en muchos casos, del 20% al 50% de los valores de las propiedades. Algunos ejemplos de propiedades que dependen de la textura media de un material son los siguientes: módulo de Young, relación de Poisson, fuerza y ductilidad (Bunge H. , 1987).

Justificación

A través de los años, la investigación se ha convertido en una herramienta poderosa para la industria que busca tanto resolver problemas actuales, como desarrollar nuevas tecnologías o productos, con el fin de ir a la delantera frente a un mercado cada vez más competitivo. Por esta razón, actualmente, cada vez son más las investigaciones que se enfocan a resolver un problema práctico relacionado con la industria en este caso automotriz o en desarrollar avances para las mismas.

En la actualidad debido al sinnúmero de aplicaciones estructurales que implican un alto rendimiento de los materiales, se han estimulado el desarrollo de una gama de nuevos materiales con composiciones, microestructuras y texturas cristalográficas especiales que cumplan con estas necesidades. Este criterio justifica la práctica de nuevos procesos, para conseguir distintos valores de propiedades mecánicas, que orienten al material hacía las exigencias y circunstancias de aplicaciones concretas.

Considerando que la decarburación es inevitable durante el proceso de austenizado, resulta interesante explorar si los efectos negativos de este fenómeno pueden ser contrarrestados mediante la aplicación de una deformación previa al temple. Por lo tanto, se opta por adicionar un proceso de deformación de laminación, para tratar de contrarrestar los efectos de la decarburización ya que puede ser uno de los factores más importantes que limitan la generación de esfuerzos residuales en la pieza, en el proceso de shot peening, que es llevado a cabo posterior al tratamiento térmico.

Objetivo general

Desarrollar un análisis del efecto de la decarburación y deformación en suspensiones de muelles de aceros AISI/SAE 5160H y 9254M mediante laminación previa a los tratamientos térmicos convencionales sobre el desarrollo microestructural y textura cristalográfica. Los cambios en la microestructura y textura cristalográfica serán relacionados evaluando sus propiedades mecánicas a temperatura ambiente.

Objetivos específicos

- Generar variaciones microestructurales mediante decarburación y deformación por laminación 10 % de reducción a temperatura ambiente en los aceros AISI/SAE 5160H y 9254M.
- Caracterizar la evolución microestructural por técnicas de microscopía óptica, y de textura mediante rayos x, electrónica y en especial por EBSD empleando SEM de efecto campo.
- Evaluar las propiedades mecánicas tales como: microdureza Knoop (HK) y resistencia a la tracción.

Capítulo II

Revisión bibliográfica

Aceros

Los aceros son aleaciones hierro-carbono con concentraciones apreciables de otros elementos aleantes. Además, contienen concentraciones residuales de impurezas distintas al carbono como S, P, O y N. En la actualidad, existen aceros con diferentes composiciones químicas. Las propiedades mecánicas dependen del contenido de carbono y se clasifican según su contenido de carbono: bajo, medio y alto carbono (Osuna, 2014).

En los aceros aleados, los elementos de aleación se añaden intencionadamente en concentraciones específicas (Callister, 1993), lo cual tiene como objetivo la obtención de ciertas propiedades y características mecánicas específicas. Entre los elementos añadidos con mayor frecuencia se encuentran el manganeso, silicio, níquel, cromo, molibdeno, vanadio, niobio, cobre, aluminio, titanio, tungsteno y cobalto (ASM I. , Metallographer's Guide: Iron and Steels, 2002).

Además, en cada grupo existen subclases de acuerdo con los elementos de aleación. De acuerdo con la American Iron and Steel Institute (AISI) y la Society of Automotive Engineers (SAE), los aceros al carbono se especifican por un sistema de numeración de cuatro dígitos: ZYXX, donde Z indica que el tipo acero (o aleación), Y indica el porcentaje aproximado del elemento predominante de la aleación y XX indica el porcentaje de carbono en cientos o puntos porcentuales.

Muchas propiedades de los aceros al carbono, así como su microestructura, se pueden explicar con base en el diagrama de equilibrio o diagrama de fases hierro-carbono. Estrictamente hablando, el diagrama se refiere al sistema Hierro-Carburo de hierro; sin embargo, la relación de fases existentes se puede expresar en términos del contenido (porcentaje) de carbono y la temperatura, como se observa en la Figura 1. Este hecho lleva a considerar la existencia simultánea de dos sistemas: un sistema estable y un sistema metaestable (Del Castillo & Reyes, 2012),

Las fases presentes en aceros tienen diferentes estructuras cristalográficas que determinan sus propiedades, sin embargo, todas están conformadas por átomos de hierro y carbono (Krauss, 2005). A bajas temperaturas , aquellas que se encuentran en el diagrama de equilibrio hierro-carbono,

como se puede observar en la Figura 1, son ferrita (hierro α) y perlita (láminas de carburos de hierro Fe_3C y hierro α). Por encima de 723°C la perlita se descompone en ferrita y austenita (hierro γ) una fase estable a alta temperatura. Si se eleva aún más la temperatura la ferrita también se descompone en austenita, y con suficiente tiempo para la transformación se obtendrá una microestructura 100 % austenítica (Martínez, 2015).

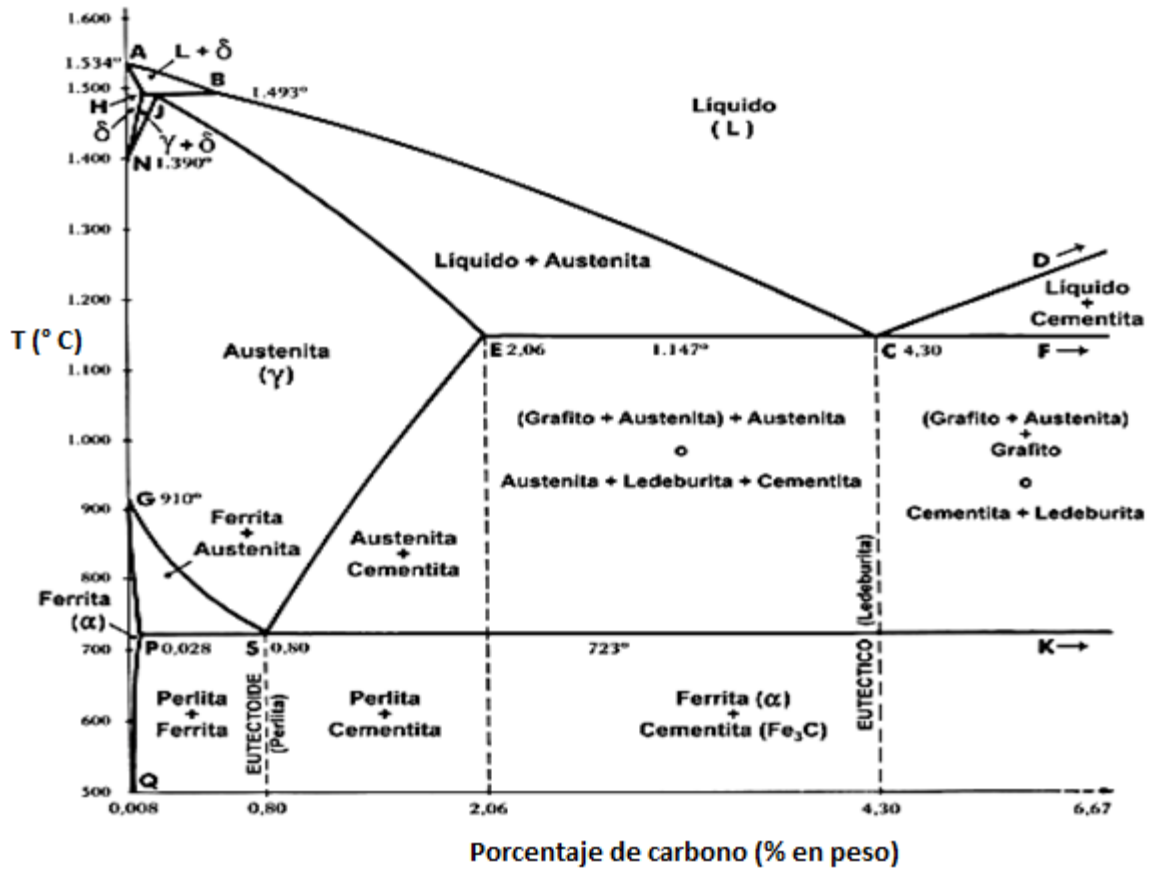


Figura 1. Diagrama de fases del sistema binario de aleaciones hierro-carbono (Criado, 2008).

Suspensiones de ballesta o muelles

Los resortes de ballesta han sido ampliamente utilizados en vehículos, desde el carro tirado por caballos con resortes de hoja fija en las cuatro esquinas, hasta la moderna suspensión de un automóvil con algoritmos de control complejos. Desde el punto de vista del diseño del sistema, hay dos categorías principales de perturbaciones en un vehículo; a saber, perturbaciones de la carretera y de la carga. La carretera tiene perturbaciones con características de magnitud en baja frecuencia

como colinas y pequeñas magnitudes en alta frecuencia como la rugosidad del camino. Las perturbaciones de carga incluyen la variación de cargas inducida por la aceleración, el frenado y las curvas. Por lo tanto, un buen diseño de la suspensión se refiere con el rechazo de perturbaciones de estos disturbios a las salidas. En líneas generales, un convencional la suspensión debe ser "blanda" para aislar contra la carretera las perturbaciones y "duro" para aislar contra la carga (Singh, 2013). En la Figura 2 se muestran las partes del sistema de suspensión por ballestas.

La función principal de los sistemas de suspensión en un vehículo es absorber las reacciones producidas en las ruedas al pasar sobre las irregularidades del terreno. Evitando que se transmitan a la carrocería, asegurando de esta forma, la comodidad del conductor y de los pasajeros del vehículo, y al mismo tiempo asegurar el contacto de las ruedas con el suelo para obtener una estabilidad y direccionalidad (Chacón, 2009).

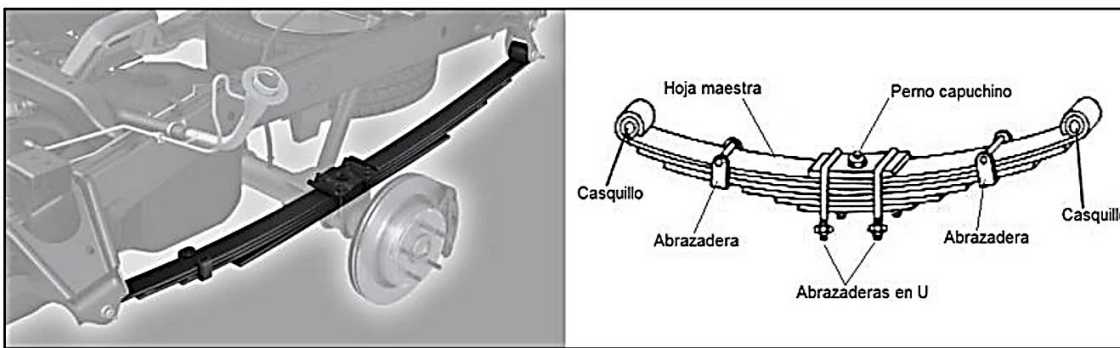


Figura 2. Sistema de suspensión por ballestas (Rodríguez , 2017).

Materiales para resortes de ballesta

El requerimiento básico de un resorte de ballesta es el grado del acero, este debe tener suficiente templabilidad para que el tamaño del grano del material asegure una estructura completamente martensítica en toda la sección. La no transformación en martensita produce una deficiencia en las propiedades de resistencia a la fatiga.

Para elementos de suspensión de gran espesor, como las ballestas empleadas en vehículos industriales, se requieren aceros de muy alta templabilidad, siendo las calidades más comunes los aceros 55Cr3, 51CrV4 ó 52CrMoV4 (Eguizabai, 2017), SAE 9260, SAE 4068, SAE 4161, SAE 6150, SAE 8660, SAE 5160, SAE 51B60, SAE 5160H, SAE 50B60.

En la actualidad casi todos los resortes están fabricados en aceros al cromo tales como el SAE 5160H (Judd, 1989). Y se tratará de implementar otro tipo de acero para esta aplicación como el SAE 9254M(SOLAM 2050M).

La composición química promedio de estos aceros se detalla en la Tabla 1 (ASM, 1991) (Luxembourg Patente n° WO 2022/064249 A1, 2022). Los espesores en este material pueden ir desde 6 mm a 45 mm y en ancho desde 44 a 127 mm con tamaño de grano ASTM 8 (Viloria & Et al., 2004.).

Tabla 1. Composición química de aceros AISI/SAE 5160H Y 9254M.

| Acero Elemento | 5160H | 9254M (SOLAM 2050) |
|---------------------------------|--------------|-------------------------------------|
| Carbono (C) | 0.55-0.65 % | 0.5-0.6 % |
| Manganeso (Mn) | 0.75-1.00 % | 0.7-1.3 % |
| Silicio (Si) | 0.20-0.35 % | 1.2-2.3 % |
| Aluminio (Al) | ---- | 0.001-0.03 % |
| Níquel (Ni) | ---- | 0.1-0.9 % |
| Cromo (Cr) | 0.70-0.90 % | 0.4-1.2 % |
| Fósforo (P) | 0.040 % max | 0-0.05 % |
| Azufre (S) | 0.040 % max | 0-0.02 % |
| Nitrógeno (N) | ---- | 0-0.09 % |
| Molibdeno (Mo) | ---- | 0-0.2 % |
| Vanadio (V) | ---- | 0-0.2 % |
| Niobio (Nb) | ---- | 0-0.1 % |
| Titanio (Ti) | ---- | 0-0.05 % |
| Hierro (Fe) | Balance | Balance |

Proceso de fabricación de suspensiones de ballesta o muelles

A continuación, se presenta de manera breve los pasos el proceso convencional de fabricación de suspensiones de ballesta o muelles.

- 1. Proceso de recepción de materiales:** Se lleva a cabo la adquisición de la materia prima en soleras de acero.
- 2. Corte de soleras:** Se utiliza una prensa tipo cizalla, el control del proceso se realiza base a: longitud, acabado del corte, corte de escuadra, ancho de soleras. Posteriormente se deforma en caliente para manipular el espesor de la pieza y generar la curvatura característica (despalme parabólico).
- 3. Proceso de perforado:** Para la perforación de las soleras se requiere un calentamiento de la pieza y posteriormente mediante el punzonado guía se realiza la perforación central y de los extremos, esto para colocar grapas que permitan alineadas las hojas que componen el paquete.
- 4. Proceso de Roleo:** En esta etapa, se precalientan los extremos de las piezas, previo a este proceso se realizan los dobleces en las máquinas formadoras.
- 5. Proceso de austenizado:** La pieza se calienta hasta una temperatura de 940 °C durante un tiempo determinado (aproximadamente 1 minuto por milímetro de espesor de la pieza) esto para llevar una transformación austenítica de la pieza y asegurar que toda la pieza este uniformemente microconstituida.
- 6. Proceso de temple:** Posterior al proceso de austenizado se enfría la pieza rápidamente en aceite por un corto tiempo (aprox. 2 min) donde dicho medio de enfriamiento se encuentra a una temperatura de 60 °C. Con el objetivo de producir cambios en la estructura cristalina interna y superficial para incrementar su dureza.
- 7. Proceso de revenido:** Se calienta nuevamente la pieza hasta una temperatura de 480 °C por 70 minutos, esto con la finalidad de aliviar tensiones internas del producto que resulta luego del temple, con esto las hojas adquieren resistencia y flexibilidad para comportarse como resortes.
- 8. Proceso de stress shot peening:** Este proceso se realiza exponiendo la superficie de la hoja maestra, debido a que el agrietamiento en estos resortes se origina en un alto porcentaje sobre el lado que se encuentra sometido a tensión, y es precisamente sobre este lado sobre el que se realiza el proceso de granallado final. En la Figura 3 se presenta el esquema general del tratamiento térmico y stress shot peening.

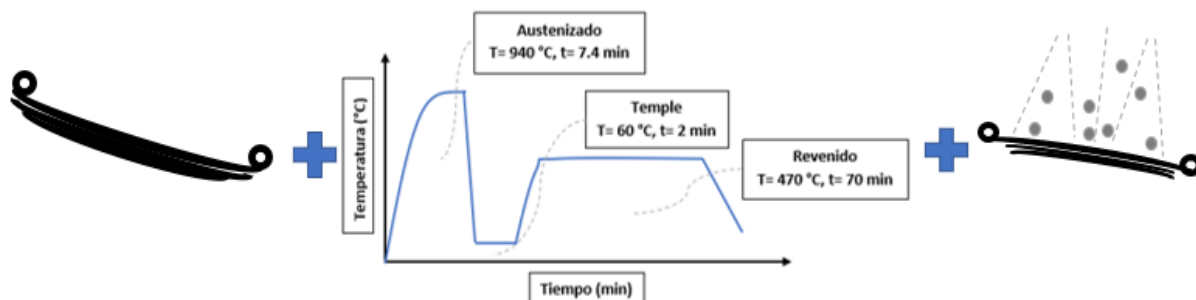


Figura 3. Proceso convencional de fabricación de ballestas para suspensión.

Propiedades Mecánicas

La ductilidad, medida como elongación y pérdida de área, es inversamente proporcional a la dureza. La experiencia ha demostrado que las propiedades mecánicas óptimas para las aplicaciones de ballestas oscilan entre 388 y 461 Brinell (Silva C. , 2018). Las propiedades mecánicas promedio de acero para la aplicación en ballestas se dan de acuerdo con la Tabla 2.

Las adiciones de silicio suelen hacer a la aleación más frágil, de tal manera que ésta llega ser más difícil para laminar cuando el contenido de silicio es mucho mayor al 3 % de Si, esto aplica solamente en el caso del acero 5160H. En cuanto a propiedades mecánicas, se ha comprobado en trabajos anteriores que conforme se aumenta el contenido de silicio, la ductilidad disminuye (Cullity & Graham, 1999).

Tabla 2. Propiedades mecánicas y físicas de los aceros AISI/SAE 5160 Y 9254 (Luz, 2022) (MatWeb, 2022).

| Propiedades Mecánicas | 5160H | 9254 |
|----------------------------------|------------------------|-----------------------|
| Dureza | 388-461 HB (42-49 HRC) | (47-51 HRC) |
| Resistencia a la tensión | 1300-1700 Mpa | 1450-1750 Mpa |
| Resistencia a la fluencia | 1170-1550 Mpa | 1300 min |
| Reducción de área | 25 % Min | 25 % min |
| Elongación | 7 % Min | 6 % min |
| Módulo Elástico | 185 GPa | 190 Gpa |
| Coefficiente de Poisson | 0.3 | 0.29 |
| Densidad | 7.74 g/cm ³ | 7.7 g/cm ³ |
| Cp | 475 J/kg K | 470 J/kg K |
| k | 46.6 W/mK | 52.0 W/mK |

Decarburación

La decarburación se define como una pérdida de carbono en la superficie del acero, que se origina luego una difusión de carbono del interior al exterior. Al producirse la decarburación, el carbono se difunde de una región de gran concentración a otra de menor concentración, de la misma manera que el calor se transmite de un cuerpo caliente a uno frío. La profundidad de la decarburación depende de la presión parcial de los elementos carburantes de la atmósfera y de la presión parcial del carbono del acero (Prieto, 2021). En la Figura 4 se presenta una micrografía de la superficie decarburada de un acero.

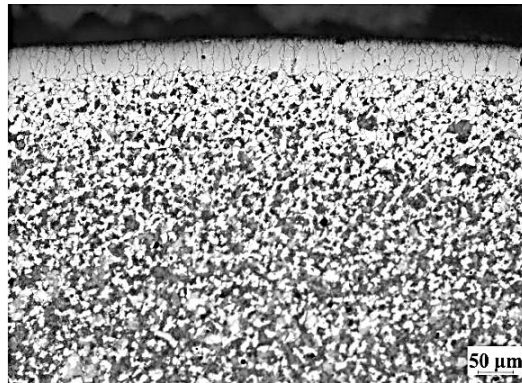


Figura 4. Micrografía de la decarburación de un acero (Prieto, 2021).

Desde los inicios de la metalurgia la decarburación ha sido un problema que se presenta en los aceros, en donde las piezas fabricadas como, ejes, cigüeñales, bielas o muelles, deben resistir condiciones de fatiga.

El pésimo desempeño en propiedades mecánicas de los aceros decarburados es debido a que la ferrita de las zonas periféricas tiene una resistencia muy baja (275 a 314 Mpa). Debido al carente de carbono no se transformará a martensita en un endurecimiento ulterior, y el acero se dejará con una cubierta suave muy inferior al resto del material, que suele variar de (785 a 1471 Mpa), por lo tanto, en esta zona decarburada se producen pequeñas grietas, donde se inicia la fractura por fatiga de las piezas (Barreiro, 1997).

Para muchas aplicaciones de estos componentes, los esfuerzos a que se somete la pieza en servicio son máximos en la superficie o cerca de ella, de manera que la decarburización es peligrosa (Pérez , 1996). Al presentar problemas de decarburación en las piezas terminadas ocasiona pérdidas económicas para la industria.

(Birks, 1969) consideró el efecto cualitativo de los elementos de aleación sobre la decarburación:

(i) Temperatura de transformación de ferrita en austenita.

(ii) Actividad del carbono en solución.

(iii) El coeficiente de difusión del carbono en solución.

(iv) Las características de oxidación del hierro.

También predijo los efectos cualitativos de algunos de los elementos de aleación comunes en la decarburación, como se resume a continuación (Birks, 1969).

Silicio

El silicio se difunde desde el acero a la cascarilla de óxido, formando sílice, SiO_2 , y fayalita, Fe_2SiO_4 , y ambos óxidos reducen la velocidad de incrustación. El silicio también aumenta la actividad del carbono en solución y, por lo tanto, la tendencia del carbono a difundirse a la interfaz cascarilla/metal. Por lo tanto, predijo que el silicio tendería a aumentar la decarburación.

Manganeso

El manganeso se concentra en la cascarilla de óxido en wustita, FeO , y magnetita, Fe_3O_4 . Los índices de incrustación apenas se ven afectados, y cualquier efecto sobre la decarburación se limita al efecto del manganeso sobre la actividad y la difusión del carbono, por lo cual sugirió que cualquier efecto del manganeso sobre la decarburación sería escaso.

Cromo

El cromo se concentra en la cascarilla de óxido, formando óxidos espinela o R_2O_3 (donde R es un radical conformado por metales de transición), dependiendo de su concentración. En general, el cromo reduce la tasa de incrustación. El cromo también reduce la actividad del carbono en solución, lo que tiende a reducir la difusión del carbono hacia la superficie. Por lo tanto, la menor tasa de incrustación tendería a aumentar la tasa de decarburación, mientras que la menor actividad del carbono tendería a reducirla.

Níquel

El níquel se concentra en el metal en la interfaz óxido/metal, pero puede no afectar en gran medida a la tasa de incrustación. Sin embargo, puede reducirse la solubilidad del carbono en las capas superficiales, restringiendo así la difusión del carbono y, por tanto, la tasa de decarburación.

Cobre

El cobre se concentra en el metal en la interfaz óxido/metal. Debido a la baja solubilidad del cobre en el hierro, se formará una fase rica en cobre, lo que reducirá la tasa de decarburación.

Deformación de materiales

El proceso de deformación involucra el flujo y redistribución del material por medio de esfuerzos, haciendo que el material experimente cambios en la microestructura y sus propiedades mecánicas (Mangonon, 2001).

Industrialmente, al proceso de conformado como el laminado de un material es comúnmente llamado trabajo. Cuando un material se deforma plásticamente tiende hacerse más duro, pero la intensidad de endurecimiento por trabajo disminuye conforme la temperatura aumenta. Al deformar un material a una temperatura alta, dos efectos opuestos tienen lugar al mismo tiempo: uno de endurecimiento debido a la deformación plástica, y otro de reblandecimiento debido a la recristalización. Para un grado de intensidad de trabajo dado, debe haber alguna temperatura a la cual estos dos efectos se balancearán, aproximadamente a 50 % temperatura de fusión en Kelvin. Si se trabaja el material por encima de esta temperatura se conoce como trabajo en caliente; por debajo de esta temperatura se conoce como trabajo en frío.

Generalmente, durante el trabajo en frío aumentan propiedades tales como la dureza, la resistencia a la tensión y la resistencia eléctrica. Sin embargo, se produce una disminución en la ductilidad por lo que el material debe ser sometido a un tratamiento de recocido con la finalidad de modificar su estructura. Durante el proceso de recocido posterior se presenta la recristalización del material donde se da lugar a la formación y crecimiento de nuevos granos determinando las propiedades finales del material (Mangonon, 2001).

Durante la deformación, las orientaciones los granos individuales de un metal policristalino cambian en relación con la dirección de la tensión aplicada. Estos cambios no son aleatorios e involucran rotaciones de la red que están directamente relacionadas con la naturaleza cristalográfica del deslizamiento y/o maclas que permiten la deformación plástica. Como consecuencia, los granos adquieren una orientación cristalográfica preferencial, o textura, que se vuelve más fuerte a medida que avanza la deformación (Humphreys, 2004).

En el caso común de deformación a temperatura ambiente, casi toda la energía almacenada se deriva de la acumulación de dislocaciones y la diferencia esencial entre los estados deformado y recocido radica en el contenido y la disposición de las dislocaciones. El aumento en la densidad de dislocaciones se debe al continuo atrapamiento de dislocaciones móviles recién creadas por dislocaciones existentes y su incorporación a la subestructura de dislocaciones que es característica del estado deformado. (Humphreys, 2004)

Laminado

La laminación consiste en la reducción de la sección transversal de un material, al hacerlo pasar entre dos rodillos cilíndricos que giran en sentido opuesto, como se muestra en la Figura 5. Dichos cilindros producen la deformación plástica del material por medio de esfuerzos de compresión y corte. Los de compresión se deben a que según el material se introduce entre los rodillos, el espesor libre entre ellos va siendo menor; los esfuerzos cortantes son debidos a que las fibras externas del material están sujetas a la fuerza de fricción de los rodillos (Ortiz, 2013).

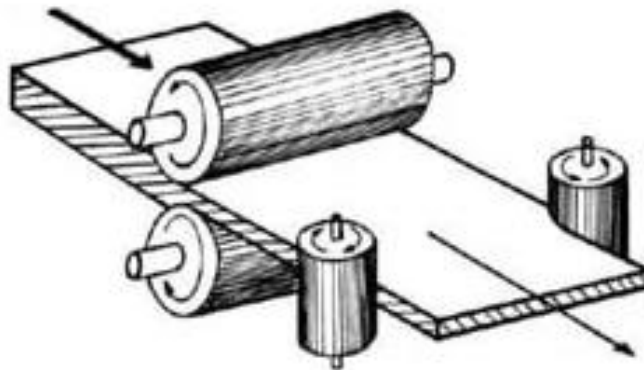


Figura 5. Esquema de laminación (Domínguez, 2020).

A medida que se deforma el material aumenta la resistencia de éste a la deformación. Cuando la deformación supera el límite elástico es irreversible y lleva consigo un aumento de la resistencia y de la dureza. Este efecto, llamado endurecimiento por deformación, es mayor cuanto más alta es la deformación. Sin embargo, sólo una pequeña parte de la energía invertida durante el proceso queda almacenada en el acero, mientras que la mayor parte (alrededor del 95 %) se disipa en forma de calor (Humphreys, 2004).

A veces es conveniente expresar el grado de deformación plástica como el porcentaje de trabajo en frío más que como deformación. El porcentaje de trabajo en frío se define como se muestra en la Ecuación 1.

$$\% \text{ de trabajo en frío} = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100 \quad \text{Ecuación 1}$$

Hoy en día, la laminación es el medio más económico para reducir la sección transversal de un material, y tiene por esto un gran campo de aplicaciones tanto en frío como en caliente. Algunas de sus características y limitaciones son (Ortiz, 2013):

Laminación en frío:

- Buen acabado superficial
- Buen control dimensional
- Bajo porcentaje de reducción posible. Se hace necesario un recocido para aliviar tensiones por deformación plástica en frío (acritud).

Tratamientos térmicos

Durante el tratamiento térmico del acero intervienen ciclos de calentamiento y enfriamiento, que contribuyen a la generación de esfuerzos mecánicos de origen térmico y la transformación de fases, cuya magnitud depende de la velocidad de enfriamiento. La mayoría de las piezas de acero deben someterse a un tratamiento térmico después la fabricación para controlar y lograr propiedades mecánicas deseadas de la pieza. Los tratamientos térmicos más comunes para el acero son recocido, normalizado, austenizado, templado, revenido y envejecimiento entre otros (Chandler, 2010).

Los tratamientos térmicos en combinación con la composición química definen la microestructura final que influye directamente en la textura cristalográfica y determina las propiedades mecánicas

tales como el esfuerzo tensión, esfuerzo de cedencia, tenacidad y resistencia a la fatiga del componente.

La mayoría de los tratamientos térmicos son aplicados con la finalidad de modificar la microestructura del acero mediante una transformación de fase y otros tratamientos como el revenido, son aplicados solo para modificar las propiedades de la microestructura ya existente (Martínez, 2015).

Transformación de fase en aceros

El cambio de fase puede ser de una fase a otra, bifásico o multifásico, dependiendo de la composición química del acero y de los tratamientos utilizados (Dieter, 1988), y puede ocurrir durante el calentamiento o enfriamiento.

La temperatura A_{C3} es la temperatura crítica a la cual un acero puede homogeneizarse o austenizarse, dependiendo de la composición química del acero. En aceros templables, la velocidad de enfriamiento juega un papel muy importante para la determinación de la microestructura del acero después del temple. Según la velocidad de enfriamiento y dependiendo de la composición química, se pueden formar fases metaestables no existentes en el diagrama de equilibrio como lo son bainita y martensita. Ambas son fases de alta resistencia, siendo la martensita la fase más dura y resistente que se puede formar en el acero, sin embargo, esta microestructura carece de tenacidad, por lo que debe revenirse para moderar la resistencia y así aumentar la tenacidad y la ductilidad (Martínez, 2015).

Austenizado

Se entiende por “austenización del acero” la constitución de la fase austenita cuando se supera la temperatura crítica del material durante el calentamiento, ocurriendo un cambio estructural en forma más o menos homogénea, a partir de la mezcla de las fases ferrita más cementita; aún si se empieza con martensita, este constituyente se descompone en ferrita y cementita durante el calentamiento (Del Castillo & Reyes, 2012).

En el diagrama de equilibrio Fe -Fe₃C (Figura 1) se muestra que todas las aleaciones con menos de 2.11 % de C, recorren durante su enfriamiento, después de la solidificación total, la zona homogénea (γ). En este intervalo de temperatura, el acero se compone exclusivamente de austenita. Por lo tanto, todos los constituyentes que se pueden observar a temperatura ambiente con el microscopio, ya sea que se hayan formado en condiciones de equilibrio (enfriamiento muy lento) o bajo razones severas de enfriamiento, se forman entonces a partir de la austenita. De aquí la importancia del estudio de la transformación de la austenita (Del Castillo & Reyes, 2012).

Las excesivas temperaturas de austenización o el tiempo prolongado de calentamiento en ocasiones pueden resultar en una distorsión excesiva, crecimiento anormal del grano, pérdida de ductilidad, baja resistencia y, sobre todo, decarburación del acero. Sin embargo, calentar el material por debajo de su temperatura crítica se traduce en una baja dureza y resistencia al uso del material. Al momento de enfriar la pieza, de modo de templearla, si el centro de la herramienta es más frío que el exterior puede ocurrir una fractura en las esquinas, particularmente con los aceros endurecidos en agua. Previo al tratamiento térmico, todas las superficies del material deben estar libres de decarburización (Rossainz, 2015). Pero esto nunca sucede en la realidad, siempre existe un grado de decarburación.

La austenización es el proceso en el cual se da la partición final del elemento aleado entre la matriz austenítica, la cual se transformará a martensita y el carbono retenido. Esta partición compone la química, las fracciones de volumen y la dispersión del carburo retenido. Donde estos carburos no sólo contribuyen a la resistencia al uso del material, sino que controlan el tamaño del grano austenítico. De esta manera, si la austenización es ejecutada a muy altas temperaturas, se puede producir un crecimiento en el grano el cual es indeseable, así como el carbono aleado incrementa su grosor o se disuelve en la austenita (Rossainz, 2015).

Temple

El temple es uno de los tratamientos térmicos más utilizados en la industria para el procesamiento de piezas de acero con la finalidad de mejorar sus propiedades mecánicas, tales como la resistencia y dureza. Este proceso consiste en enfriar las piezas hasta una temperatura cercana a la del ambiente con la finalidad de endurecerla, para obtener la microestructura martensítica (Chandler, 2010).

Las piezas o componentes son enfriados a altas velocidades utilizando medios de enfriamiento lo suficientemente rápidos tales como: agua, salmuera o aceite mineral. Con el objetivo de suprimir las transformaciones controladas por la difusión y provocar la transformación adifusional de austenita a martensita, siendo esta última la fase deseada en este tipo de tratamientos térmicos (Kang & Im, 2007). El tipo de fluido, el método de temple y la geometría de la pieza impactan directamente la velocidad de enfriamiento y por lo tanto la efectividad del temple. Un proceso de temple no controlado puede resultar en distorsión geométrica y agrietamiento (Totten, Canale, & Mesquita, 2008).

La velocidad crítica de enfriamiento necesaria para suprimir las transformaciones de fase austenita-perlita y austenita-bainita, dependerá de la composición química de la aleación y del tamaño de grano austenítico (TGA) (Yaakoubi, Kchaou, & Dammak, 2013).

Cuando un acero de medio contenido de carbono (0.6 % C), caso del acero AISI/SAE 5160 o 9254, es sometido a un enfriamiento lento desde su temperatura austenítica, la primera fase en precipitar a partir de la austenita (γ) es la ferrita pro-eutectoide (α), resultando en un cambio en la estructura cristalina de γ FCC (cúbica centrada en las caras) a α BCC (cúbica centrada en el cuerpo). Debido a que la ferrita puede disolver únicamente una pequeña cantidad de C, la concentración de este elemento en la austenita incrementa durante el enfriamiento, formando otras fases. Las velocidades lentas de enfriamiento favorecen a la formación de ferrita y perlita; si se incrementa la velocidad de enfriamiento se puede dar lugar a la formación de otros constituyentes como la bainita (αB) con una morfología de plumas o acicular (López R. , 2016) .

La formación de bainita es indeseable en los procesos de temple debido a que este constituyente posee propiedades de resistencia y dureza mucho menores que la martensita. Además, cuando el acero es sometido a procesos de revenido posteriores al temple, este se ve afectado con la presencia de este constituyente (Matsuzaki & Bhadeshia, 1999). El control de la cantidad de bainita, para una composición dada de acero, dependerá básicamente de dos factores: el tamaño de grano austenítico antes del temple y la velocidad de enfriamiento. A medida que el tamaño de grano es más pequeño y la velocidad de enfriamiento más lenta, la presencia de bainita incrementará al final del proceso (López R. , 2016)

Con la aplicación del templado en los componentes para muelles puede causar la distorsión. Provocando que las piezas sean rechazadas. Aunado a esto, cuando la velocidad de enfriamiento no está por encima de la crítica para este material la posibilidad de la formación del agregado de bainita aumenta considerablemente impactando de manera negativa las propiedades mecánicas deseadas e incrementando la posibilidad de llegar a un nivel superior de esfuerzos internos en los componentes enfriados.

Es conocido que, durante el temple, dos mecanismos son los responsables de generar esfuerzos internos que, si superan el límite elástico del material, pueden distorsionar la pieza macroscópicamente. Estos dos mecanismos son: por esfuerzos de origen térmico y la transformación de la martensita y estos pueden ocurrir secuencial o simultáneamente (Totten G. , 2006). El orden de aparición dependerá de la composición química, de la temperatura de austenizado, del tamaño de grano austenítico, de la velocidad de enfriamiento y las condiciones propias de la operación de temple (López & Et. al, 2016).

Como se mencionó anteriormente la composición química del acero juega un papel muy importante debido a que cada elemento tiene una respuesta al ciclo térmico, además los porcentajes en peso de la aleación determinan un rango de posibles resultados finales. En general el temple puede determinar la dureza deseada, microestructura, generar esfuerzos residuales e influir en el ciclo de vida de este, dependiendo de su aleación. Dependiendo de la aplicación y finalidad con la que está diseñado el componente serán las propiedades mecánicas requeridas. (Martínez, 2015).

Formación de Martensita

La transformación martensítica es una transformación sin difusión, es decir, no depende del tiempo y solo depende de la temperatura. La formación de martensita se logra cuando un acero es austenizado completa o parcialmente y es sometido a un temple. Las temperaturas de inicio de martensita (M_s) y fin de transformación (M_f) al igual que la temperatura A_3 dependen de la composición química. La temperatura M_s en $^{\circ}\text{C}$ puede ser calculada por medio de ecuaciones, las cuales se determinan con los valores (% en peso) de elementos que afectan directamente esta temperatura (Martínez, 2015), ejemplo de esto es la Ecuación (2) de Andrews (Bhadeshia & Honeycombe, 2006):

$$M_s (^{\circ}C) = 539 - 423(\%C) - 30.4(\%Mn) - 17.7(\%Ni) - 12.1(\%Cr) - 7.5(\%Mo) \quad \text{Ecuación 2}$$

La temperatura M_s y la dureza de la martensita son influenciadas por el contenido de carbono principalmente. La Figura 6 (A) muestra la influencia de la concentración de carbono en las temperaturas de inicio y fin de transformación (Bhadeshia & Honeycombe, 2006). La relación entre la microdureza Vickers y el contenido de carbono se muestra en la Figura 6 (B) (Krauss, 2005).

En primer lugar, la dureza de la martensita templada está influenciada por el contenido de este elemento, al igual que la morfología de las láminas de martensita. La temperatura M_s se reduce a medida que aumenta el contenido de carbono y, por lo tanto, la probabilidad que se produzca el autotemplado es menor.

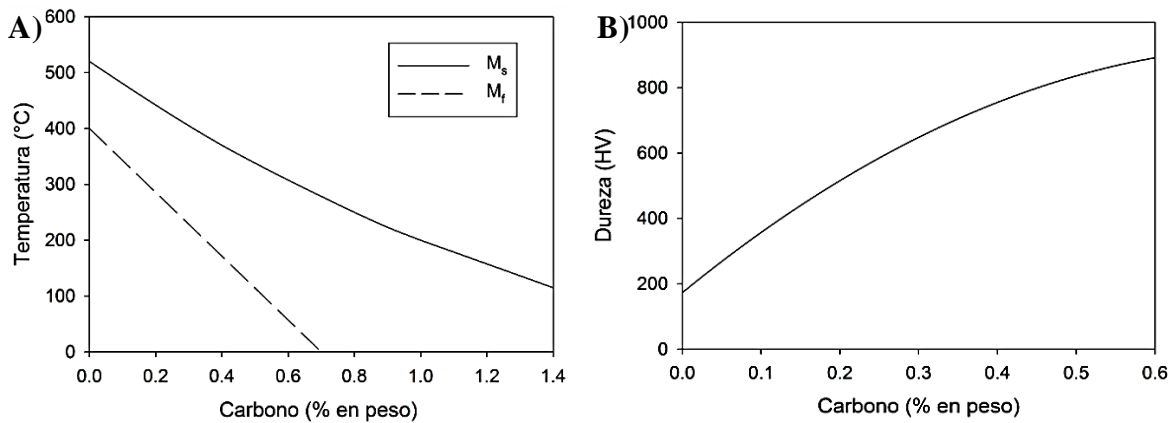


Figura 6. A) Relación entre la concentración de carbono y las temperaturas M_s y M_f , (Bhadeshia & Honeycombe, 2006) B) Relación entre microdureza de la martensita y % C en peso (Krauss, 2005).

La martensita puede observarse ópticamente con aspecto tipo agujas alargadas de color oscuro. Existen dos tipos de morfología de las láminas de martensita (Bhadeshia & Honeycombe, 2006) de acuerdo con el contenido de carbono: 1) Martensita tipo "lath" y 2) en placas. Hasta 0.6 % en peso de C puede formar "laths" (listón) en paquetes y por encima de 1 % se forma en tipo placas; porcentajes intermedios resultan en una mezcla de ambos tipos (Marder & Krauss, 1967). Como se muestra en la Figura 7.

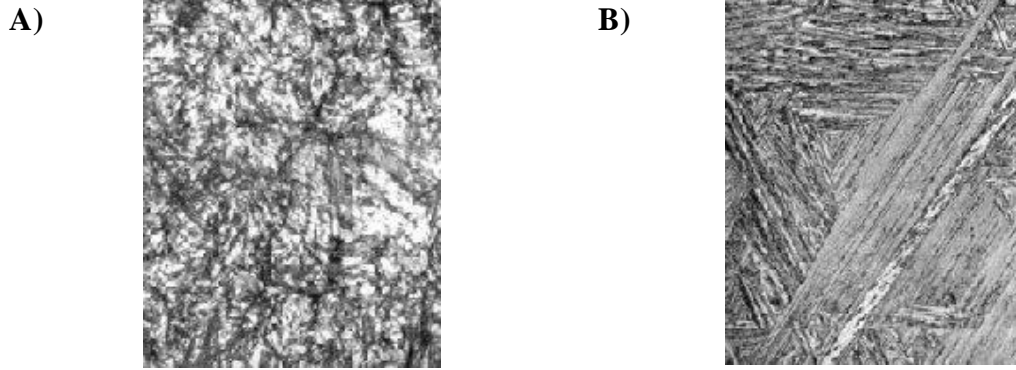


Figura 7. Microestructuras típicas de la martensita, en: a) listón "lath" y b) placas (s.n, 2015).

La austenita al transformarse a martensita ($\gamma \rightarrow \alpha'$) cambia su estructura cristalina de FCC a BCT (Tetragonal centrada en el cuerpo, por sus siglas en inglés) ($a=b \neq c$, donde a , b y c son los parámetros de red) y al cambiar su estructura, cambia su volumen en la celda unitaria con una expansión del 1 al 4% (Bhadeshia & Honeycombe, 2006), en la Figura 8 se presenta el cambio de estructura cristalográfica en los aceros templados y es representada por la siguiente relación (Ecuación 3) (Totten G., 2006).

$$\frac{c}{a} = 1 + 0.0045x(\% e.p. C) \quad \text{Ecuación 3}$$

Lo que indica que la tetragonalidad aumenta con el incremento del contenido de C, es decir que las temperaturas M_s y M_f disminuyen al aumentar el C en la aleación.

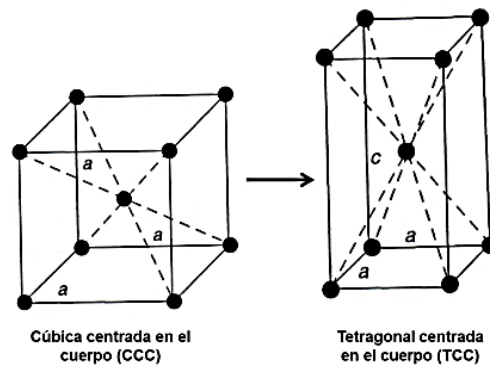


Figura 8. Cambio de estructura cristalográfica en los aceros templados (Campbell, 2011).

Debido a que la estructura cristalina de la fase martensita ocupa un mayor volumen que la austenita, el acero incrementa su volumen al formar martensita dando como resultado cambios dimensionales que pueden generar distorsión de las piezas. En situaciones severas, la distorsión

puede originar agrietamiento o fractura en las piezas o componentes durante el temple (Trzaska & Dobrzanski, 2007).

Templabilidad

La templabilidad, por definición, es la propiedad de un material a ser endurecido y en aceros es la habilidad de este a formar martensita durante el temple, por lo que la velocidad de enfriamiento es parte clave en este proceso. La templabilidad depende de la composición química. Por lo que a mayor cantidad (% en peso) y tipo de elementos de aleación, más templables será un acero y esto puede observarse en la Figura 9, se presenta gráficamente en los diagramas CCT (Continuos Cooling Transformation) de los aceros AISI/SAE 5160 (inciso A) y SAE 9254 (inciso B).

La construcción de estos diagramas, así como las temperaturas A_3 y M_s , se efectúan ingresando el detalle de % del peso de los elementos contenidos a ecuaciones que son resueltas por un software. En los diagramas CCT, mientras mayor sea el tiempo que se tenga entre el inicio del temple y la nariz de la bainita, se puede decir que el acero es más templables, ya que es más fácil formar martensita sin que la curva de enfriamiento pase por alguna otra fase (Martínez, 2015).

Por lo que, en términos generales, una alta aleación incrementa la templabilidad, y gráficamente se mueve la temperatura M_s hacia abajo y las zonas de formación de otras fases como ferrita-perlita o bainita hacia la derecha.

Diagramas de transformación de enfriamiento continuo (CCT)

Los diagramas de transformación por enfriamiento continuo (CCT) representan la formación de fases en función de la velocidad de enfriamiento. Como se muestra en la Figura 9, donde se presentan dos curvas de enfriamiento que corresponden a velocidades moderadas y lentas. La transformación se inicia después de un periodo de tiempo correspondiente a la intersección de la curva de enfriamiento con la curva de la reacción que comienza y concluye al cruzar la curva de transformación final.

Las microestructuras para estos casos corresponden a perlita fina y gruesa para velocidades de enfriamiento moderada y lenta respectivamente, y para estas condiciones de enfriamiento la bainita

y martensita no se forman. Para el enfriamiento continuo, existe una velocidad crítica, y representa a la velocidad mínima de enfriamiento para transformar la microestructura de la aleación totalmente a martensita. Las velocidades de enfriamiento también indican el comportamiento de transformación y de microestructura final.

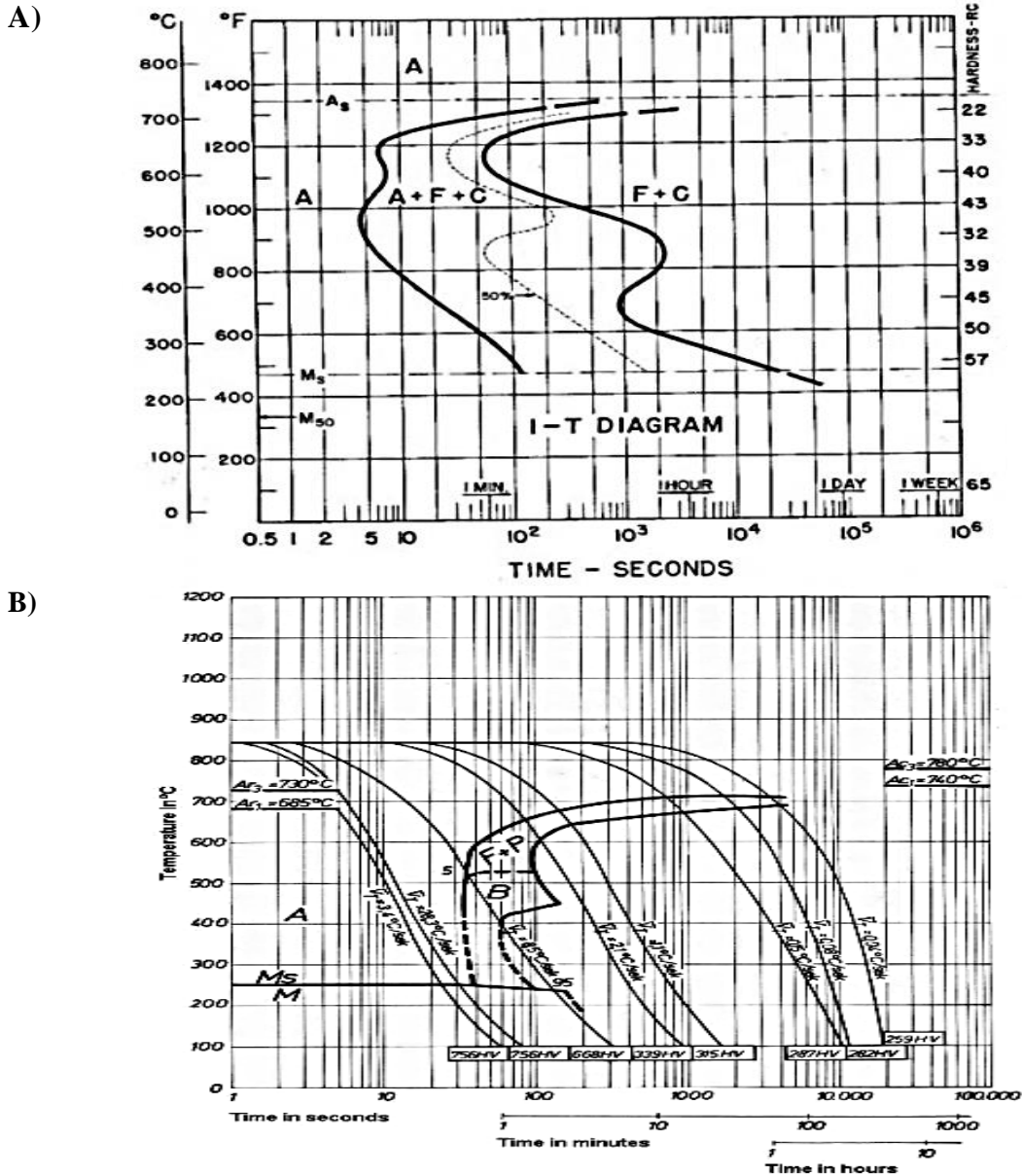


Figura 9. Diagramas CCT de aceros AISI/SAE A) 5160 B) 9254 (Vander, 1991).

Para lograr una transformación martensítica completa, el acero debe ser enfriado a una velocidad suficientemente rápida para evitar la descomposición de la austenita durante el enfriamiento en

microconstituyentes tales como ferrita, perlita y bainita. Por lo tanto, es necesario conocer la velocidad crítica requerida para obtener una transformación martensítica lo más completa posible.

En resumen, los diagramas CCT, son en un sentido, los diagramas en donde la cinética de transformación de fases es involucrada mediante los parámetros de temperatura y tiempo. Cada diagrama es determinado experimentalmente para una composición química específica y tamaño de grano de austenita inicial. Estos diagramas permiten la predicción de la microestructura después de algún periodo de tiempo para una velocidad de enfriamiento constante para el caso de los diagramas CCT.

Efecto de la composición química y del tamaño de grano austenítico

Las curvas CCT están directamente influenciadas por la composición química de la aleación, y de manera especial del contenido de C, al incrementar este elemento las curvas son desplazadas hacia la derecha del diagrama por lo tanto la velocidad crítica disminuye. Otros elementos de aleación que actúan de igual manera son el Mn (SAE 9254) y Cr (AISI/SAE 5160). Además de la composición química, el tamaño de grano austenítico antes del proceso de temple juega un papel muy importante ya que éste modifica la situación y la forma de las curvas CCT. En aceros de la misma composición química, pero de tamaño de grano más grande se produce el mismo efecto con lo que ocurre cuando se incrementa el contenido de C en una aleación, las curvas CCT son desplazadas hacia la derecha del diagrama por lo tanto las velocidades críticas de temple son menores para tamaños de grano más grande (Martínez, 2015).

Influencia de la formación de esfuerzos en la expansión volumétrica

Dependiendo de la composición química y de la velocidad de enfriamiento, la austenita puede transformarse en perlita, bainita o martensita. Todas estas transformaciones de fase están acompañadas por una expansión de volumen, y éste se denota con un cambio de longitud en un ensayo de dilatometría, como se muestra en la Figura 10, durante la transformación de la austenita.

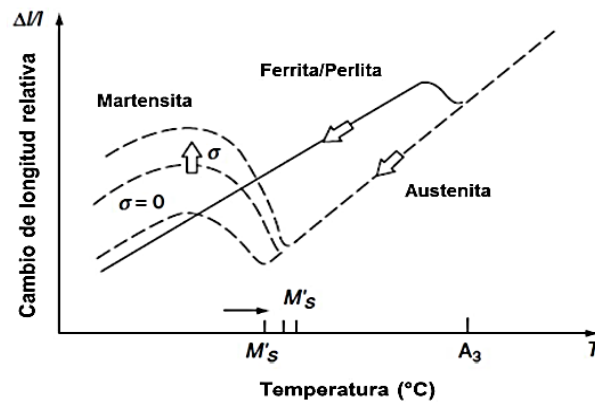


Figura 10. Efecto de los esfuerzos a tensión sobre el cambio de longitud relativa, para rápidas y lentas velocidades de enfriamiento (Owaka, 1992).

Con el enfriamiento de la austenita a una velocidad muy lenta, la ferrita y perlita se forman en el rango de temperaturas entre A_{r3} y A_{r1} (línea continua). Con velocidades de enfriamiento más rápidas (líneas discontinuas), las transformaciones controladas por difusión son suprimidas, y por debajo de la temperatura de inicio de la martensita (M_s), la austenita se transforma en martensita sin esfuerzos internos, pero con un incremento de volumen. Si se producen esfuerzos de tensión dentro de la muestra, la temperatura de inicio de la martensita incrementa de $M_s \rightarrow M_s'$ y produce cambios de longitud más grandes a temperaturas más altas (Pietzsch, Brzoza, Kaymak, & Specht, 2007). Para los esfuerzos a compresión ocurre lo opuesto, lo que significa que la temperatura de inicio de la transformación martensítica se presenta a menores temperaturas, a este fenómeno se le conoce como transformación inducida por plasticidad.

Según Kobasko (Kobasko, 1992), con el incremento en la velocidad de enfriamiento dentro del rango de la transformación martensítica, la probabilidad de la formación de grietas se incrementa hasta un valor máximo y después disminuye hasta cero. Este fenómeno puede ser explicado por la transformación por plasticidad y por el cambio de volumen durante la transformación de fase. Cuanto mayor sea la velocidad de enfriamiento, y por lo tanto el gradiente de temperatura, mayor será la expansión en la superficie de la pieza. Durante un enfriamiento muy rápido “temple intensivo”, la capa superficial se comprime y los esfuerzos a tensión se producen a causa del calentamiento y expansión del núcleo de la pieza. A temperatura ambiente, los altos esfuerzos a compresión surgen en la superficie de la pieza.

Revenido

La martensita en los aceros muy dura y prácticamente nula ductilidad. Entonces es necesario modificar sus propiedades mecánicas mediante un tratamiento térmico en el rango de 150-700 °C. este proceso se denomina revenido, en el que la microestructura se aproxima al equilibrio bajo la influencia de la activación térmica. La tendencia de la microestructura a revenirse depende de lo mucho que se desvíe del equilibrio, donde el estado de referencia es la mezcla en equilibrio de ferrita, gráfita y cementita, con una energía almacenada nula.

El resultado final del revenido es una dispersión de carburos gruesos en una matriz ferrítica que se parece poco a la martensita original. Hay que tener en cuenta que, en muchos aceros, la reacción de la martensita no se completa en el enfriamiento, lo que da lugar a cantidades variables de austenita retenida que no permanece estable durante el proceso de revenido. Al recalentar la martensita templada, el revenido tiene lugar en cuatro etapas distintas pero superpuestas (Bhadeshia & Honeycombe, 2006):

Etapas 1, hasta 250 °C: precipitación del carburo de hierro ϵ ; pérdida parcial de la tetragonalidad en la martensita.

Etapas 2, entre 200 °C y 300 °C: descomposición de la austenita retenida.

Etapas 3, entre 200 °C y 350 °C: sustitución del carburo de hierro ϵ por la cementita; la martensita pierde tetragonalidad.

Etapas 4, por encima de 350 °C: la cementita se engrosa y se esferoidiza; recristalización de la ferrita.

En énfasis entre la temperatura de 370 °C y 540 °C, en esta zona de revenido se caracteriza por causar un aumento de tenacidad, mientras que al mismo tiempo causa una considerable disminución de dureza (acompañada de la consiguiente disminución de resistencia). Estos cambios en las propiedades mecánicas son el resultado de una variación en la estructura, precipitación y coalescencia (globulización inicial) de los carburos estables (Pérez , 1996)

A estas temperaturas de revenido intermedias, entre 425 y 540°C, el tamaño de la partícula de cementita precipitada es pequeño, tan pequeño como para no poderse distinguir ni incluso con la

más alta resolución de los microscopios ópticos ordinarios. Sin embargo, las partículas de cementita pueden distinguirse claramente en microscopio electrónico (Pérez , 1996).

Papel de los elementos químicos en el revenido

La adición de elementos de aleación a un acero tiene un efecto sustancial en la cinética de la transformación de $\gamma \rightarrow \alpha$ y también de la reacción de perlita. Los elementos de aleación más comunes desplazan las curvas de tiempo- temperatura-transformación a tiempos más largos, con el resultado de que es mucho más fácil "perder" la punta de la curva durante el enfriamiento. Como se mencionó antes, esto proporciona esencialmente una mayor templabilidad, ya que las estructuras de martensita pueden alcanzarse a velocidades de enfriamiento más lentas y, en términos prácticos, más gruesas.

Pero no solo influye en la cinética de las reacciones básicas, sino que también se pueden modificar sustancialmente los productos de estas reacciones. Por ejemplo, la cementita puede ser sustituida por otras fases de carburo (Bhadeshia & Honeycombe, 2006).

En la estructura micrográfica, para este intervalo de temperaturas de revenido, la precipitación de carburos en los aceros aleados presenta un hecho único, los elementos formadores de carburos se concentran en éstos. Esto no ocurre para tiempos cortos de revenido por debajo de 540 °C. A estas bajas temperaturas de revenido se ha encontrado que el carburo precipitado es únicamente cementita tanto en los aceros al carbono como en los aleados.

El mecanismo preciso que causa la fragilidad de revenido no ha sido todavía establecido, aunque esta conducta se ha relacionado con la presencia de algunos elementos en el acero. Se considera generalmente que el manganeso promueve la sensibilidad al revenido, así como el fósforo; alguna vez se la ha atribuido la misma tendencia al cromo y, con menos certeza, al níquel.

Los aceros al carbono, especialmente cuando tienen un bajo contenido de manganeso, presentan poca o ninguna sensibilidad a la fragilidad de revenido, incrementándose la misma con la presencia de los elementos mencionados. El molibdeno es el elemento principal en disminuir la sensibilidad a la fragilidad de revenido.

Efecto de los elementos de aleación en la formación de carburos de hierro

Los cambios estructurales que se producen durante la fase inicial del revenido son difíciles de seguir. El silicio puede estabilizar el carburo de hierro de tipo ϵ hasta el punto de que sigue estando presente en la microestructura después del revenido a 400 °C. En los aceros con 1-2 % en peso de Si, e incluso a temperaturas más elevadas si aumenta el contenido de silicio. Las pruebas sugieren que tanto la nucleación como el crecimiento del carburo se ralentizan y que el silicio entra en la estructura del carburo ϵ . También está claro que la transformación del carburo de hierro ϵ en cementita se retrasa considerablemente. Mientras que la tetragonalidad de la martensita desaparece a 300 °C en los aceros al carbono simples, en los aceros que contienen algunos elementos de aleación, por ejemplo, Cr, Mo, W, V, Ti, Si, la red tetragonal se sigue observando después del revenido a 450 °C e incluso hasta 500 °C.

Es evidente que estos elementos de aleación aumentan la estabilidad de la solución sólida de carburo de hierro sobresaturada. Por el contrario, el manganeso y el níquel disminuyen la estabilidad (Bhadeshia & Honeycombe, 2006).

Los elementos de aleación también pueden frenar el engrosamiento de la cementita en el intervalo de 400 a 700 °C un proceso básico durante la cuarta fase del revenido. En aceros al carbono simples, las partículas de cementita comienzan a engrosarse en el rango de temperaturas de 350-400 °C y la adición de cromo, silicio, molibdeno o tungsteno retrasa el engrosamiento hasta el rango de 500-550 °C. Debido a que hacen que la cementita conserve su estructura Widmstätten fina a temperaturas elevadas, ya sea entrando en la estructura de la cementita o segregándose en las caras intermedias de carburo y ferrita. Cabe destacar que, hasta los 500 °C, los únicos carburos que se forman con los del hierro. Sin embargo, tomarán cantidades variables de elementos de aleación en solución sólida y pueden rechazar otros elementos de aleación a medida que crecen (Bhadeshia & Honeycombe, 2006).

Textura cristalográfica

La orientación cristalográfica, o en este contexto simplemente la orientación, se refiere a cómo se posicionan los planos atómicos en un volumen de cristal con respecto a una referencia fija (Engler & Randle, 2009).

El término “textura” fue utilizado originalmente para describir la forma en que se distribuyen las fibras de materiales no metálicos como tejidos o maderas. La textura, en términos cristalográficos, se refiere a la distribución de las orientaciones asociadas a los granos (idealmente referidos como cristales) que conforman un policristal (Herrera , 2009). Se sabe que para conocer la orientación que presenta un material cristalino es necesario hacer una medición de esta orientación.

Una muestra de metal de grano fino en el que los granos tiene orientaciones al azar, es decir orientación aleatoria, podría poseer propiedades idénticas en todas las direcciones siempre que no haya inclusiones alargadas, segregaciones o impurezas. Sin embargo, una muestra con una orientación preferencial definida podrá tener propiedades direccionales o anisotrópicas, que puede ser deseables o indeseables, dependiendo del uso del material. La mayoría de los materiales policristalinos contienen granos con orientaciones de la red que son al azar, sino que se agrupan en cierta medida a una orientación particular o sobre un conjunto de orientaciones. La historia mecánica y térmica de una muestra determina la naturaleza de la textura que se desarrolla (Herrera , 2009).

El análisis de textura en general suele representarse en figuras de polos (PF), figuras de polos inversas (IPF) y funciones de densidad de orientación (ODFs), las cuales indican la cuantificación de textura. Y para el caso de la microtextura, es posible producir un mapa de orientación a escala microestructural indicando, de acuerdo con un código de colores, la orientación grano a grano.

Importancia de la textura cristalográfica

El estudio microestructural de los materiales ha significado un impulso del desarrollo de la ciencia y la tecnología. En los últimos cincuenta años el ser humano se ha centrado en la caracterización de los materiales cristalinos, lo que ha permitido ampliar la capacidad de resistencia de estos materiales en aplicaciones tecnológicas (López L. A., 2015). Por tanto, un material texturizado presentará comportamiento anisotrópico en el valor de algunas de sus propiedades mecánicas que favorecen o desfavorecen su formabilidad (Vázquez , 2012).

Por otro lado, un material con textura aproximada a lo aleatorio presentará un comportamiento isotrópico en el valor de sus propiedades lo cual también influye en sus propiedades mecánicas. Se sabe que la mayoría de los materiales presentan una orientación preferencial (textura) por ser

producto de algún tratamiento termomecánico (Sharyari & Szpunar, 2009), mientras que un material con orientación cristalográfica totalmente aleatoria no existe y solo puede ser aproximado cuando se comprime polvo de un material cristalino.

Se ha comprobado que en algunos casos la textura cristalográfica llega a influenciar de un 20 a 50 % en el valor de las propiedades de interés. Algunos ejemplos de las propiedades que dependen del promedio de la textura son: módulo de Young, ductilidad, dureza, permeabilidad magnética, conductividad eléctrica y expansión térmica (Vázquez, 2012).

Debido al desarrollo de las técnicas de caracterización de texturas cristalográficas a nivel microscópico, la terminología utilizada en los análisis cuantitativos de textura cristalográficas se ha ampliado considerablemente, por lo que es necesario dejar en claro algunos conceptos para este trabajo.

El término microtextura describe la determinación, manipulación y representación de la orientación cristalográfica individual de un número elevado de granos en una zona localizada del material utilizando técnicas como el EBSD (DingleyProc, 1988). El término mesotextura describe la determinación y representación de las desorientaciones relativas entre granos y de las distribuciones de los tipos de fronteras de grano, así como su cantidad relativa (o frecuencia) obtenidas a partir de mediciones de microtextura (Rangle, 1993).

Por último, el término textura global describe la textura cristalográfica representativa del volumen del material. Esta última textura se obtiene en la mayoría de los casos utilizando técnicas de caracterización globales como la difracción de rayos X y de neutrones (Rangle, 1993). Sin embargo, en ocasiones es posible estimar la textura global de un material a partir de mediciones de microtextura y de texturas locales (Baundin, 1995).

Difracción de rayos X

El método más establecido para medir las texturas (figura de polos) es mediante un difractómetro de rayos X equipado con un goniómetro de texturas, también conocido como Cuna de Euler, el cual permite la rotación de la muestra mientras se conservan las condiciones de Bragg (Ecuación 4) para una reflexión dada. La cual da una medida de la fracción de volumen de una familia particular de

planos, por ejemplo, {111}, que están orientados para la difracción. Por lo tanto, la textura que se obtiene es un valor medio para todo el volumen muestreado, que normalmente comprende miles de granos. La técnica de rayos X para la evaluación de la textura se utilizó por primera vez hace varias décadas, y durante los años transcurridos, se ha intentado perfeccionarla para producir un sistema estándar que proporcione datos cuantitativos sobre la textura en formatos convencionalmente aceptados, es decir, figuras de polos o funciones de distribución de la orientación (ODF).

$$\eta\lambda = 2d\text{sen}\theta \quad \text{Ecuación 4}$$

Figuras de polos directa e inversas

Como se usa típicamente en el análisis de textura, una figura de polos es una proyección estereográfica, con una orientación especificada con respecto a la muestra, que muestra la variación en la densidad de un plano cristalográfico elegido normal (polo), para un conjunto de planos cristalinos seleccionado {hkl} en el espacio muestral. La intersección de los polos cristalográficos con la superficie de la esfera es la base del método de la proyección estereográfica (Higuera, 2013). La frase espacio muestral significa que el marco de referencia es el de la muestra y los ejes (x, y, z) corresponden a algún conjunto de direcciones en el material. Tradicionalmente, estas direcciones se refieren al proceso de deformación, por ejemplo, la dirección de laminado (Humphreys, 2004). En la Figura 11 se muestra la formación de polos.

En el caso de las figuras de polos inversa, se define como una proyección (típicamente estereográfica) de la variación en la densidad de una dirección de muestra elegida (es decir, polo) en el espacio de cristal. La frase espacio de cristal significa que el marco de referencia es un conjunto ortonormal (cartesiano) de los ejes (x, y, y z) correspondientes a algún conjunto de direcciones en el cristal. Para cristales con una red de Bravais ortonormal, la elección es obviamente {100, 010, 001}.

En lugar de representar la orientación del sistema de coordenadas del cristal en el sistema de coordenadas de la muestra, es decir, en una figura de polos, se puede proyectar la orientación del sistema de coordenadas de la muestra en el sistema de coordenadas del cristal. Esta representación se denomina figura de polos inversa (Engler & Randle, 2009).

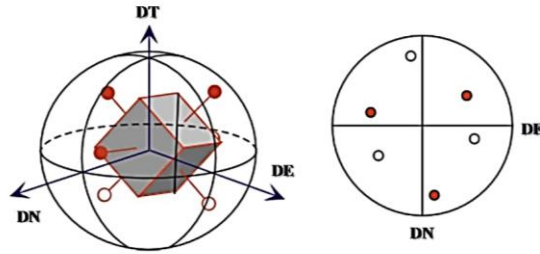


Figura 11. Formación de figuras de polos (Higuera, 2013).

Medición de textura cristalográfica

La orientación cristalográfica preferida o textura es un componente importante de la microestructura de un material cristalino (Humphreys, 2004). La caracterización completa de la textura de un material se realiza especificando, para cada posible orientación, la rotación que se le asocia a ésta y a la fracción volumétrica de los cristales que poseen dicha orientación en el mismo (Vázquez , 2012).

Cada grano en un policristal consiste en un ensamble de cristalitos perfectos a los que se les define dominios coherentes, que tienen orientaciones parecidas y a cuyos límites se denominan fronteras de subgrano. La textura se puede clasificar dependiendo del proceso por el cual se conformó la muestra; por ejemplo, la textura de deformación ó la de recristalización (Cullity B. D., 1978). Estas texturas a su vez son características de la estructura cristalina del material.

Función de densidad de orientaciones

La función de densidad de las orientaciones (ODF) utiliza ángulos de Euler para la representación de la orientación cristalina, siendo necesarios por lo menos tres ángulos para especificar la orientación completa de un cristal. Para describir la orientación preferencial de los cristalitos es necesario utilizar dos sistemas de referencia, K_B y K_A (Bunge H. , 1982), el cual se caracteriza por el conjunto de rotaciones g que permite orientar un sistema de coordenadas K_A , asociado a la misma, paralelo a un sistema K_B fijo en el policristal. Si las orientaciones de los distintos cristales que conforman el policristal no se reparten de forma equiprobable entre todas las posibles orientaciones, se dice que el policristal presenta una orientación preferencial o textura. Un ejemplo de esto se muestra en la Figura 12 (Vázquez , 2012).

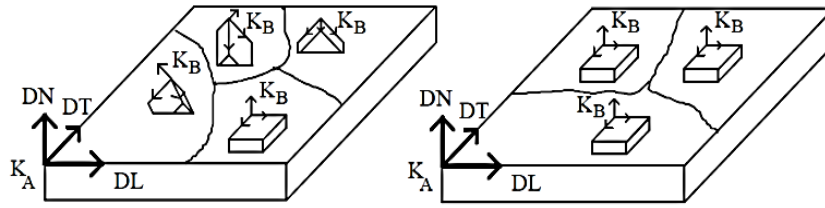


Figura 12. a) Distribución aleatoria de las orientaciones de los granos en un policristal b) Material texturizado (orientación de cubo). K_A se refiere al sistema de coordenadas asociado a la muestra y K_B es el sistema de coordenadas asociado a los cristales (Vázquez , 2012).

Para poder describir las rotaciones que hacen coincidir los sistemas K_B y K_A se usan los tres ángulos de Euler $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ (Bunge H. , 1982) y se define el operador g' , el cual se escribe matemáticamente de la siguiente forma (Ecuación 5):

$$K_B = g' K_A \quad \text{Ecuación 5}$$

Los ángulos de Euler son utilizados para describir la orientación relativa de dos sistemas de referencias ortonormales. La notación en ángulos de Euler de g' es la siguiente (Ecuación 6):

$$g' = g'(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) \quad \text{Ecuación 6}$$

El dominio de los ángulos de Euler es:

$$0 \leq \varphi_1 \leq 2\pi, \quad 0 \leq \Phi \leq \pi, \quad 0 \leq \varphi_2 \leq 2\pi$$

Si se construye un espacio ortogonal cuyos ejes sean los ángulos de Euler (espacio de Euler), entonces, cada punto del espacio de Euler corresponde a una orientación particular de los cristalitas (Sánchez Ramos, 2007).

Los ángulos de Euler se refieren a tres rotaciones que, cuando se realizan en la secuencia correcta, transforman el sistema de coordenadas de la muestra en el sistema de coordenadas del cristal, es decir, especifican la orientación g . Hay varias convenciones diferentes para expresar los ángulos de Euler. Las más utilizadas son las formuladas por Bunge, el primer ángulo, φ_1 , gira alrededor del eje z [001], el segundo ángulo, ϕ sobre el nuevo eje x [100] y el tercer ángulo, φ_2 , sobre el nuevo eje z [001] como se muestra en la Figura 13 (Bunge H. , 1982). Los ángulos de Euler describen la orientación de un cristal en vez del plano como es en el caso de una figura de polos, y por lo tanto

requieren una representación tridimensional (Higuera, 2013). En resumen, las rotaciones son las siguientes (Engler & Randle, 2009):

1. ϕ_1 en torno a la dirección normal ND, transformando la dirección transversal TD en TD' y la dirección de rodadura RD en RD'
2. Φ alrededor del eje RD' (en su nueva orientación).
3. ϕ_2 sobre ND'' (en su nueva orientación)

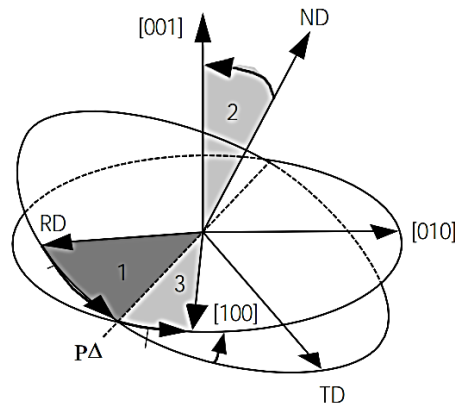


Figura 13. Rotación a través de los ángulos de Euler ϕ_1 , Φ , ϕ_2 según Bunge.

Los parámetros angulares se representan en coordenadas cartesianas y la función de densidad se proyecta paralela a ϕ_2 . Esta función describe la frecuencia de cristales que tienen una orientación específica y resta las orientaciones preferentes a partir de las diferencias de intensidad en los ODF. La intensidad se calcula como la relación entre la densidad observada sobre la densidad aleatoria (por una distribución aleatoria de los granos). La intensidad de los componentes presentes describe la anisotropía del material. En la Tabla 3 y Figura 14 se muestran los índices de Miller y los ángulos de Euler de los componentes importantes de la textura de laminación en materiales cúbicos.

Tabla 3. Componentes de textura en materiales cúbicos laminados (Kestens & Pirgazi, 2016).

| | {hkl} | <uvw> | ϕ_1 | Φ | ϕ_2 |
|--|-------------|--|------------|--------|----------|
| Cubo | 001 | 100 | 45 | 0 | 0 |
| Cubo rotado | 001 | 110 | 0 | 0 | 0 |
| Fibra γ | 111 | $1\bar{1}0\ 1\bar{2}1\ 0\bar{1}1\ \bar{1}\bar{1}2$ | 0,30,60,90 | 54.7 | 45 |
| Fibra α (BCC) | 001 111 110 | 110 | 0 | 0,60,0 | 45 |
| Fibra θ | 001 | $1\bar{1}0\ 0\bar{1}0\ \bar{1}\bar{1}0$ | 0,45,0 | 0 | 45 |
| Copper | 112 | 111 | 90 | 35 | 45 |
| Dillamore | 4,4,11 | 11,11,8 | 90 | 27 | 45 |
| Goss | 011 | 100 | 0 | 45 | 0 |
| S | 123 | 634 | 59 | 37 | 63 |
| Brass | 011 | 211 | 35 | 45 | 0 |

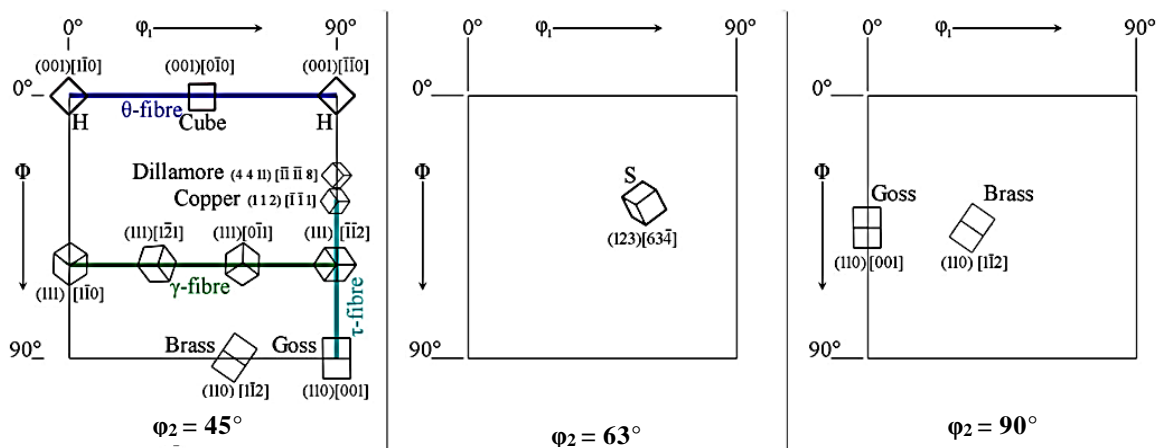


Figura 14. Esquema ilustrativo de los componentes de textura en materiales cúbicos.

Distribución de intensidad

La distribución de intensidad se suele representar mediante líneas de contorno con valores de 1 a n veces R donde R es el valor asociado con un espécimen de orientación completamente aleatoria. La práctica estándar es normalizar las figuras polares y las distribuciones de orientación de manera que $R=1$. Así, las unidades típicas de representación de la textura son múltiplos de una densidad aleatoria (MRD), o, menos comúnmente, múltiplos de una densidad uniforme (MUD). La última

terminología hace la conexión con las estadísticas, lo cual es apropiado porque los datos de textura generalmente se tratan como distribuciones en el espacio de rotaciones adecuadas (Humphreys, 2004).

La información proporcionada se refiere únicamente a la distribución estadística de una sola dirección y no hay forma de utilizarla para obtener la orientación completa de los granos individuales o elementos de volumen. Una mejor descripción la da el ODF, que describe la distribución de orientaciones de todo el material de la muestra.

Microtextura

El rasgo distintivo del enfoque de los rayos X es que proporciona eficazmente una visión general de la textura. A su vez, esta textura se compone de numerosos granos individuales, cada uno de los cuales posee una orientación discreta. La textura de los rayos X nos indica qué fracción de volumen de la muestra (obtenida a partir de la intensidad de difracción por planos particulares) tiene una orientación particular. Sin embargo, no nos dice cómo se distribuyen estos granos en el material. Un enfoque que se ocupa de las estadísticas de orientación de una población de granos individuales, y que suele abarcar la ubicación espacial de estos granos, es decir, la topografía de la orientación se ha denominado microtextura, la combinación de microestructura y textura (Engler & Randle, 2009). Para evitar la ambigüedad con la visión tradicional de la textura, una textura que refleja un valor medio obtenido de muchos granos diferentes suele denominarse "macrotextura" en lugar de sólo "textura".

Difracción de electrones retrodispersados (EBSD)

Desde una perspectiva histórica, el estudio de la textura se basó en el análisis de figuras de polos, que se miden por difracción de rayos X (o neutrones), pero en los últimos años, también se han utilizado ampliamente nuevos métodos de representación y determinación de texturas. La difracción de electrones retrodispersados (EBSD por sus siglas en inglés) en el microscopio electrónico de barrido (SEM) se ha convertido en un método de caracterización dominante porque es sencillo y permite cuantificar muchas características microestructurales, de las cuales la microtextura es solo un aspecto (Humphreys, 2004).

La capacidad de obtener información a nivel de microestructura implica que el tamaño de la sonda formada por la radiación exploradora (es decir rayos X, neutrones o electrones) debe ser menor que el tamaño de la microestructura unidades propias. Esto descarta la difracción de rayos X como herramienta experimental para la medición de la microtextura. Los electrones son ideales para los estudios microestructurales/cristalográficos.

La EBSD es ahora la columna vertebral de la mayoría de las investigaciones sobre microtextura. La EBSD o, como se conoce de forma equivalente, la difracción de retrodispersión de Kikuchi (BKD), o los patrones de retrodispersión de electrones (EBSP), es un paquete adicional para un SEM.

Esta técnica permite observar si el material está conformado por un tipo de textura específica, esto es que tenga una orientación aleatoria o preferencial de los cristales, que para estudios en materiales vaciados se encuentran generalmente texturas del tipo múltiple, en la cual coexisten varias orientaciones preferenciales.

La característica más atractiva de la EBSD es su capacidad única de realizar simultáneamente análisis de difracción rápidos y automáticos para obtener datos cristalográficos e imágenes con una resolución espacial en el rango de los nanómetros, combinada con las capacidades habituales de un SEM, como la capacidad para muestras grandes, el análisis químico simultáneo y la capacidad de obtener imágenes de superficies rugosas (Engler & Randle, 2009).

Evaluación de la formabilidad

Es evidente que la presencia de una textura cristalográfica en una chapa laminada afectará a la distribución de la deformación y al flujo plástico durante el conformado. Esta anisotropía inducida por la textura puede adoptar dos formas. En la primera de ellas, denominada anisotropía planar, las propiedades de flujo en el plano de la chapa varían con la dirección. En la segunda, una textura adecuada introducirá un refuerzo diferencial entre las direcciones "en el plano" y "a través del espesor"; este efecto se denomina anisotropía normal.

El criterio de embutibilidad viene dado por la relación de las deformaciones reales en la dirección de la anchura y del espesor (el valor r , o coeficiente de Lankford).

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad \text{Ecuación 7}$$

En presencia de anisotropía planar, el valor de r varía con la dirección en el plano de la lámina y se utiliza un valor medio de r , \bar{r} .

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad \text{Ecuación 8}$$

\bar{r} es una medida conveniente de la anisotropía normal y, por lo tanto, de la capacidad de embutición. Los valores elevados de \bar{r} están relacionados con una buena capacidad de embutición. La anisotropía plana que viene dada por la Ecuación 9 la cual se correlaciona con la extensión de la embutición en profundidad.

$$\Delta r = \frac{r_0 + 2r_{45} - r_{90}}{2} \quad \text{Ecuación 9}$$

Los valores teóricos de \bar{r} , calculados por (Huitchison & Bate, 1994), se muestran la Tabla 4. Las propiedades deseadas de buena embutición y mínimo desgarro (orejamiento) se ven asociadas a las texturas de tipo $\{111\}\langle uvw \rangle$; es por esta razón que la fuerte textura de fibra $\langle 111 \rangle$ ND que se encuentra en los aceros recocidos de bajo carbono es tan importante. A este respecto, hay que señalar que el $\{554\}$ está a sólo unos grados de distancia del $\{111\}$. También se observa que las texturas $\{001\}\langle 110 \rangle$ y $\{011\}\langle 100 \rangle$ son indeseables.

Dado que la buena maleabilidad se asocia con las texturas del plano de laminación $\{111\}$ y la mala maleabilidad con las texturas del plano de laminación $\{100\}$, la relación de las intensidades de las reflexiones de rayos X 222 y 200 de una muestra del plano de laminación (I_{222}/I_{200}) se utiliza a menudo como una medida de la formabilidad y se correlaciona bien con \bar{r} .

Tabla 4. Valores de \bar{r} y Δr para los principales componentes de la textura (Huitchison & Bate, 1994).

| Orientación (10 grados de dispersión) | Ángulos de Euler | | | Anisotropía prevista (deslizamiento del lápiz) | |
|---------------------------------------|------------------|--------|----------|--|------------|
| | ϕ_1 | ϕ | ϕ_2 | \bar{r} | Δr |
| $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ | | | | | |
| $\{001\}\langle 110 \rangle$ | 45 | 0 | 0 | 0.45 | -0.88 |
| $\{112\}\langle 110 \rangle$ | 0 | 35.3 | 45 | 3.33 | -5.37 |
| $\{111\}\langle 110 \rangle$ | 0 | 54.7 | 45 | 2.80 | -0.44 |
| $\{111\}\langle 112 \rangle$ | 90 | 54.7 | 45 | 2.80 | -0.44 |
| $\{554\}\langle 225 \rangle$ | 90 | 60.5 | 45 | 2.87 | 1.53 |
| $\{110\}\langle 001 \rangle$ | 90 | 90 | 45 | 25.43 | 49.38 |

Capítulo III

Metodología experimental

En la Figura 15 se presenta el esquema general de la metodología experimental llevada a cabo en el presente trabajo de investigación.

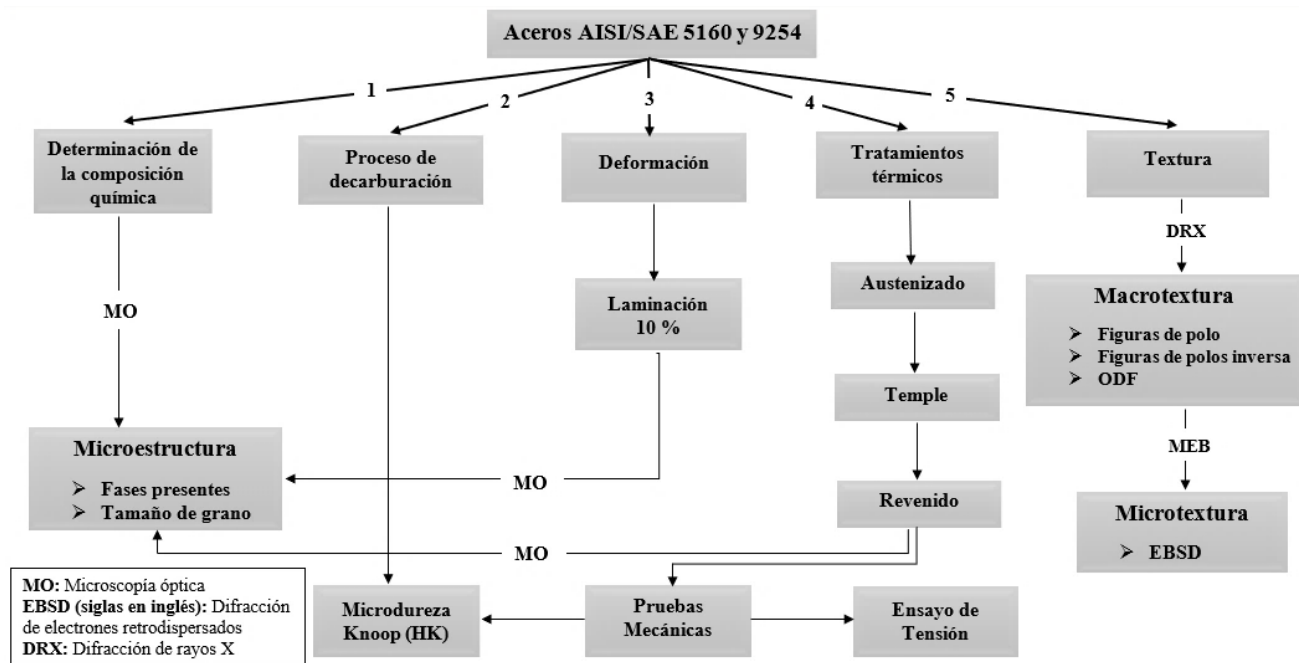


Figura 15. Esquema del proceso experimental.

La recepción del material de suspensiones de ballestas de aceros AISI/SAE 5160H y 9254 se llevó a cabo en segmentos de 30 cm de largo, 6 cm de ancho y 1 cm de grosor.

Etapa de decarburación

El corte de las muestras se realizó de forma transversal. Tal como se aprecia en la Figura 16 (A), las cuales fueron cortadas en 6 partes iguales del material recibido (6 tiempos de permanencia para cada material), donde sus dimensiones finales fueron de 5 cm de largo, 6 cm de ancho y 1 cm de grosor. Se recomienda utilizar una cortadora con un disco abrasivo de SiC (40A25) e inyección de refrigerante para evitar el calentamiento y transformación microestructural de las muestras.

El procedimiento de decarburización de las muestras se llevó a cabo en un horno de resistencias eléctricas. Las condiciones del horno fueron de 940 °C y se mantuvieron a la temperatura en

diferentes tiempos. En la Figura 16 (B) se muestra el equipo utilizado, se calentaron los especímenes durante un tiempo de permanencia de 40, 50, 60, 70, 80 y 90 minutos. Finalmente se enfriaron a una velocidad baja dentro del horno.

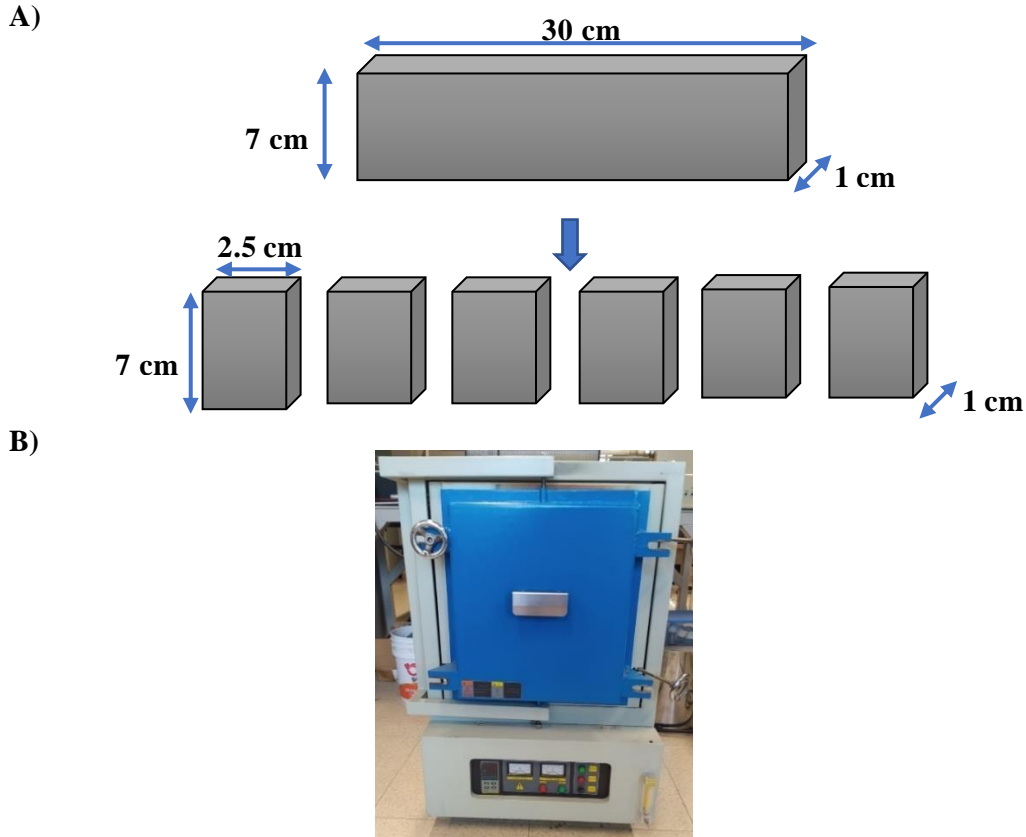


Figura 16. A) Esquema de corte y medidas de las muestras experimentales de acero AISI/SAE 5160H y 9254. B) Horno eléctrico utilizado para el proceso de decarburación.

Preparación metalográfica

Fueron preparadas metalográficamente muestras de los aceros AISI/SAE 5160 y 9254. Primeramente, en condición de llegada sin tratamientos previos, las dimensiones de las muestras fueron de 2 cm de largo x 2 cm de ancho, y se montaron en baquelita para facilitar su manejo, estas muestras se utilizaron para determinar el tamaño de grano y fases iniciales.

Posteriormente a partir de las muestras con diferente tiempo de decarburación, se cortaron con las mismas dimensiones mencionadas anteriormente. Estas muestras fueron utilizadas para determinar

el crecimiento del tamaño de grano austenítico en μm y su equivalente a ASTM en los tiempos estudiados, además de analizar las fases y la medición de la capa decarburada mediante microdureza Knoop (HK).

Las muestras fueron desbastadas con lijas de SiC con granulometrías de 80, 320, 500, 800, 1200 partículas/pulgada². Se pulieron sobre paños rotatorios utilizando pasta de diamante de 3 y 1 μm , y finalmente en un paño con silica coloidal de 0.04 μm . El pulido de la muestra debe realizarse de manera que no se produzca redondeo de bordes. Posteriormente para revelar la microestructura se utilizó dos tipos de ataque el Nital al 2% para revelar las fases presentes en la microestructura y una solución picral para revelar el grano austenítico de la microestructura posterior a un proceso de revenido, en la Tabla 5 se presentan los reactivos utilizados para cada uno de los ataques químicos empleados. Y en la Figura 17 un esquema del procedimiento realizado.

Tabla 5. Reactivos utilizados para ataques químicos.

| Nital 2% | Solución Picral |
|--------------------------|--------------------------|
| 2 ml de HNO_3 | 5 g de ácido pícrico |
| 98 ml de alcohol etílico | 0.5 ml de HCl |
| | 120 ml de agua destilada |
| | 5 ml de vel rosita |

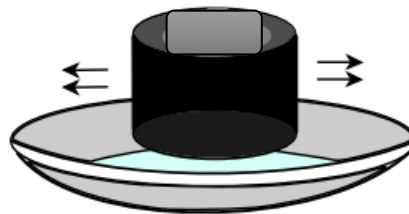


Figura 17. Esquema de ataque químico de muestras montadas en baquelita.

Pruebas de microdureza

Se midió la capa decarburada de las muestras mediante microdureza Knoop. Las muestras de los aceros sometidas al proceso de decarburación fueron evaluadas por medio de un microdurómetro con una carga aplicada de 50 gf por un tiempo de prueba por cada indentación de 5 s. Antes de realizar las mediciones las piezas fueron preparadas metalográficamente hasta la etapa de pulido de la superficie con silica coloidal con la finalidad de eliminar cualquier tipo de óxido producido durante el tratamiento térmico y poder garantizar una superficie limpia y uniforme.

El ensayo de dureza Knoop utiliza un indentador de diamante con forma romboédrica. La diagonal larga es siete veces mayor (7.114 en realidad) que la diagonal corta. Con esta forma de penetración, la recuperación elástica se puede mantener al mínimo.

El procedimiento para la medición de dureza se realizó utilizando la norma ASTM E384 (ASTM E384-11, 2011), y aplicando la fórmula presentada en la Ecuación 10 para el cálculo del número de dureza Knoop (HK). Las indentaciones se realizaron desde la parte más cercana a la superficie hasta 500 μm hacía el centro de la probeta. Para la medición de la zona decarburada apegándose a la Norma ASTM E1077 (ASTM E1077-14, 2021) (Métodos de prueba estándar para estimar la profundidad de la descarburación de muestras de acero). En la Figura 18 se presenta el equipo utilizado, un Microdurómetro Vickers automático (ZHV μ -A) marca Zwick/Roell.



Figura 18. Microdurómetro Vickers automático (ZHV μ -A) marca Zwick/Roell.

$$HK = \frac{14229L}{d^2} \quad \text{Ecuación 10}$$

donde L es la carga en (gf), y d es la longitud de la diagonal de la indentación en (μm). Las zonas donde se realizaron las mediciones de microdureza se presentan en la Figura 19. Por cada muestra se realizaron 25 mediciones en intervalos de 2.5D (dos veces y media la distancia de la diagonal) así como lo marca la Norma (ASTM E384-11, 2011)(distancia del centro de la marca a otra marca), y se promediaron al final de la prueba.

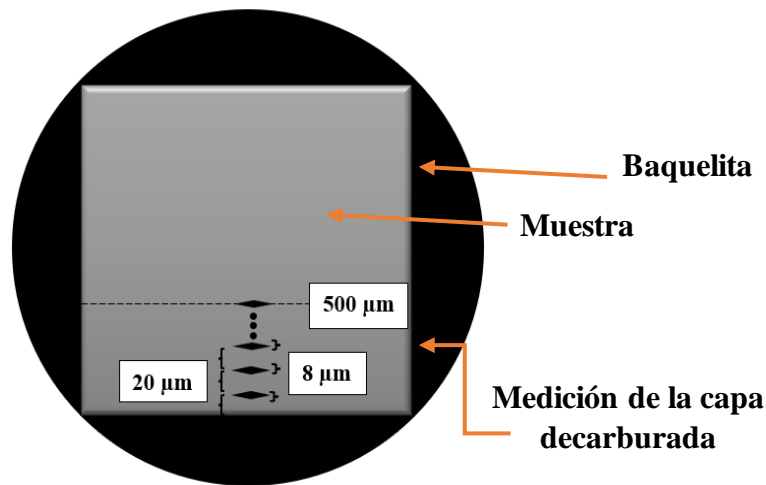


Figura 19. Esquema de mediciones de microdureza en la superficie de las muestras.

Rolado en frío

El proceso de rolado de 10 % de trabajo en frío se llevó a cabo debido a que se quiere implementar una condición similar de deformación superficial de shot peening, para deformaciones más severas puede ocasionar dimensiones fuera de los requerimientos de la pieza para su aplicación.

En la Figura 20 se muestra el molino International Rolling Mills (IRM) con el cual se desarrolló el presente trabajo, ubicado en el CINVESTAV Unidad Saltillo, dicho molino tiene una capacidad de fuerza de separación de 177 kN, un par de rodillos con un diámetro de 10.16 cm por 15.24 cm de ancho.



Figura 20. Molino International Rolling Mills (IRM).

Proceso de tratamiento térmicos

Posteriormente en la Figura 21 se presenta el esquema general de los tratamientos térmicos llevados a cabo en cada muestra.

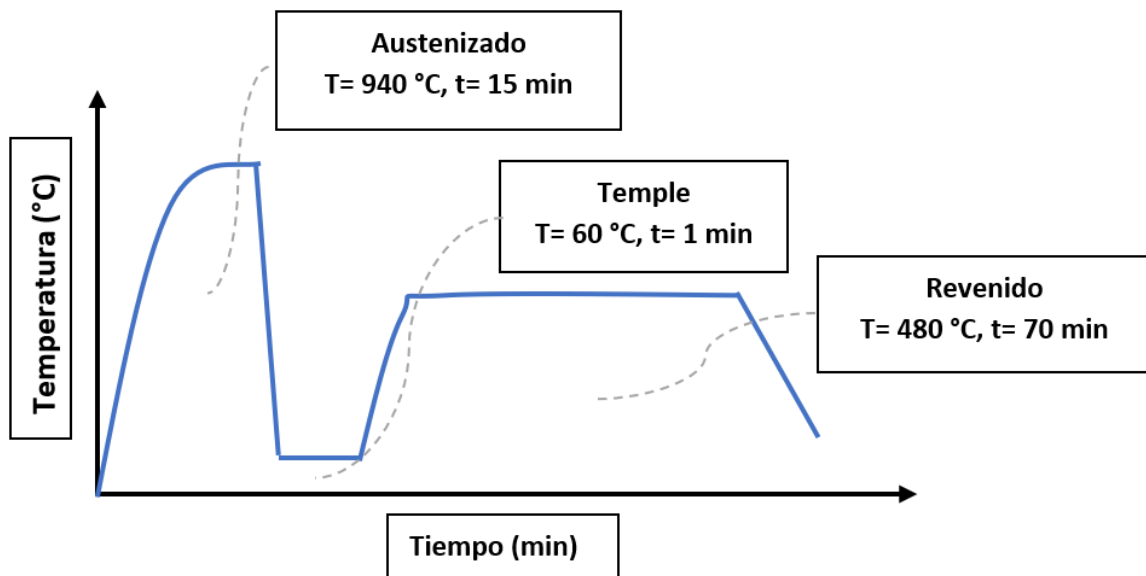


Figura 21. Esquema de tratamientos térmicos.

Ensayo de tensión

Se determinaron propiedades mecánicas de los aceros AISI/SAE 5160 y 9254. Para determinar la resistencia mecánica del material, se utilizó una máquina universal de ensayos modelo QTEST/100 marca MTS mostrada en la Figura 22, con una celda de carga de 100 kN con capacidad máxima de 20 Ton, con control de desplazamiento a una velocidad de deformación de $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. El tiempo estimado para cada prueba fue de 90 segundos; se aplicó una precarga de 700 N; para la prueba se utilizó un extensómetro de 50 mm. En la Figura 24 se presenta la geometría utilizada para este ensayo. Con el fin de conseguir el diagrama esfuerzo-deformación de los aceros AISI/SAE 5160 y 9254, se ensayaron probetas en dos diferentes estados de descarburización para analizar el efecto del procesamiento en la respuesta mecánica del material.

El extensómetro empleado para llevar a cabo los experimentos fue un MTS 632.26 F40, con una longitud calibrada de 12 mm y capacidad de medición de $\pm 9\%$ de deformación. A partir de las curvas obtenidas de los ensayos de tensión, se determinaron el módulo elástico, esfuerzo de cedencia, resiliencia y esfuerzo de rotura para cada uno de los estados del material. La máquina UTS pertenece al Laboratorio de pruebas mecánicas del Cinvestav Unidad Saltillo.



Figura 22. Máquina universal de ensayos de tensión modelo QTEST/100.

Para este ensayo se utilizó una probeta para cada acero con condición de decarburación de 40 y 90 minutos. Siendo un total de cuatro probetas. En la Figura 24 se muestran las probetas utilizadas en el ensayo de tensión. Además, en la Figura 23 y Tabla 6 se presentan las dimensiones especificadas según la (ASTM E8, 2008). Nótese que la longitud total de las probetas según la Norma ASTM E8 es de 100 mm, pero por cuestiones de dimensiones de las muestras se tuvo que reducir la longitud de la sección de agarre a la mitad, por consiguiente, la longitud total de las probetas realizadas fue de aproximadamente 82 mm.

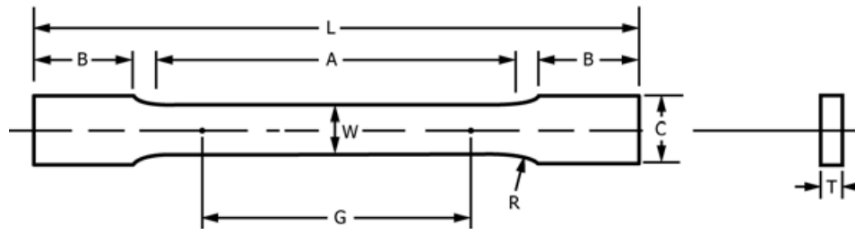


Figura 23. Esquema de dimensiones de probetas para ensayo de tensión según la ASTM E8 (ASTM E8, 2008).

Tabla 6. Dimensiones de probetas para ensayo de tensión según la ASTM E8 (ASTM E8, 2008).

| Dimensiones | | |
|---|------------|-----------------|
| | mm | [in] |
| G- Longitud del calibre | 25.0 ± 0.1 | [1.000 ± 0.003] |
| W- Ancho | 6.0 ± 0.1 | [0.250 ± 0.005] |
| T- Espesor | 3.0 ± 0.1 | [0.125 ± 0.005] |
| R- Radio del filete, min | 6 | [0.250] |
| L- Longitud total | 100 | [4] |
| A-Longitud de la sección paralela reducida | 32 | [1.25] |
| B- Longitud de la sección de agarre | 30 | [1.25] |
| C-Anchura de la sección de agarre | 10 | [0.375] |



Figura 24. Probetas para ensayo de tensión.

Análisis de la macrotextura mediante DRX

Las muestras de acero fueron medidas en el difractómetro Empyrean de la casa PANALYTICAL, el cual se muestra en la Figura 25. Utilizando radiación de Cu-K α con una longitud de onda de 1.5406 Å, obteniéndose el ángulo de Bragg (Ecuación 4) apropiado para la reflexión en los planos de la red (hkl) y empleando un detector PIXcel 3D, situado en el ángulo 2θ respecto al haz primario. Las medidas se realizaron con un barrido de 10 a $90^\circ 2\theta$ a un paso de $0.01^\circ 2\theta$.

Los resultados obtenidos se analizaron en el software Xpert donde se obtuvieron figuras de polos (PF) en las direcciones (110), (200) y (211). Dichas PF permitieron recalculas las funciones de densidad de orientaciones (ODFs) usando el código MText en MATLAB. A partir de las ODF recalculadas, se determinaron las figuras de polo directas en los planos (001), (110) y (111) e inversas (IPF) en las direcciones principales de la pieza (RD, TD y ND).



Figura 25. Difractómetro EMPYREAN de PANalytical.

Análisis de la microtextura mediante EBSD

Esta técnica se basa en la colocación de la muestra dentro de la cámara de muestras del microscopio electrónico de barrido (MEB) de forma que se forme un pequeño ángulo, normalmente de 20° , entre el haz de electrones incidente y la superficie de la muestra. Este sencillo recurso aumenta la proporción de electrones retrodispersados que pueden sufrir difracción y escapar de la superficie de la muestra. El patrón de difracción resultante es capturado e interrogado en tiempo real, y los algoritmos informáticos permiten obtener y almacenar la orientación de cada patrón de difracción. A partir de estos datos brutos se construye una microtextura en serie. En el momento de escribir estas líneas, un sistema EBSD de última generación puede colocar automáticamente una sonda estacionaria en una muestra adecuada, capturar un patrón de difracción, indexarlo y almacenar el resultado a una velocidad de aproximadamente 400 patrones por segundo en materiales adecuados. Los sistemas EBSD de futura generación alcanzarán tasas de recogida de datos aún más rápidas (Schwarzer, 2008). En la Figura 26 se presenta el microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM) modelo JSM-7800F de la marca JEOL.



Figura 26. Microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM) modelo JSM-7800F.

La EBSD automatizada se aprovecha para seleccionar una cuadrícula de puntos de muestreo cuyo espacio es mucho más fino que el tamaño del grano. Si se traza una representación de la orientación en cada punto de la cuadrícula, se obtiene un mapa cristalográfico de la microestructura como se presenta en la Figura 27 (A). Esto se conoce como mapa de orientación del cristal (COM) (Engler & Randle, 2009). Para este trabajo se seleccionaron 3 distintas zonas en una misma muestra (una en cada superficie y otra en el centro, respecto a la dirección de rolado como se observa en la Figura 27 (B) el esquema de selección de área para análisis mediante EBSD, en las cuales se analizó una área de $120 \times 90 \mu\text{m}$, con un paso de $0.25 \mu\text{m}$.

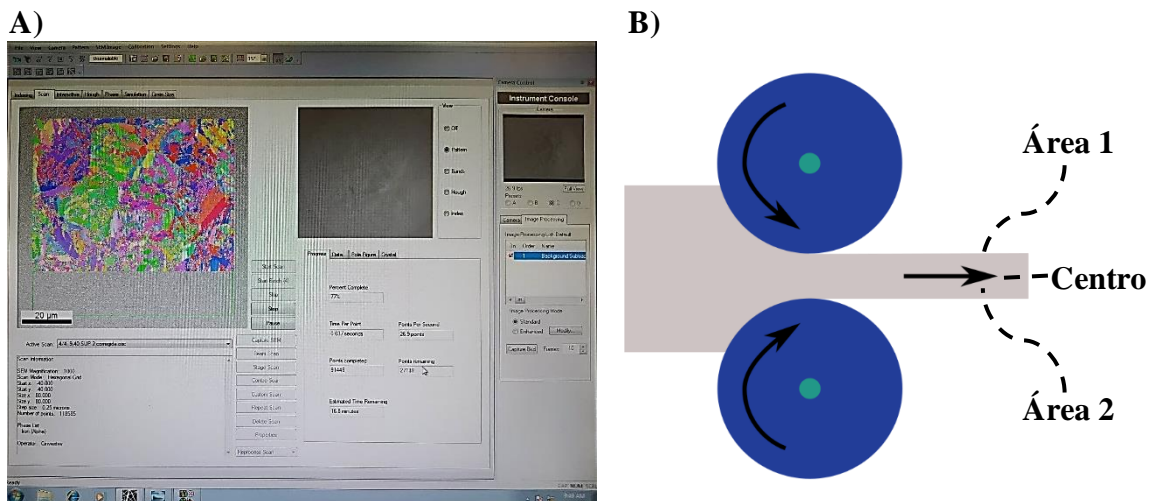


Figura 27. A) Formación de mapa de orientación del cristal, B) Esquema de selección de áreas para análisis de textura por EBSD.

Capítulo IV

Resultados y discusión

Análisis químico de aceros en estudio

La composición química de las muestras de aceros AISI/SAE 5160H y 9254M se analizó para verificar que estuviera dentro de los rangos de especificación nominal. En la Tabla 7 se presenta la composición química nominal y la obtenida mediante análisis químico de los aceros en estudio. De manera general los valores en la concentración de los elementos presentes en las muestras estudiadas se encuentran cercanos a los valores establecidos por la composición nominal (ASM I. , Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys, ASM Handbook, Vol 1, 1990).

Tabla 7. Composición química de aceros AISI-SAE 5160H y 9254.

| Elemento | 5160H | 9254M |
|-----------------|--------------|--------------|
| C | 0.562 | 0.551 |
| Si | 0.265 | 1.51 |
| Mn | 1.010 | 0.788 |
| P | 0.0094 | 0.0042 |
| S | 0.0010 | 0.0098 |
| Cr | 0.82 | 0.824 |
| Mo | 0.0216 | 0.011 |
| Ni | 0.069 | 0.583 |
| Al | 0.030 | 0.0011 |
| Cu | 0.184 | 0.264 |
| V | 0.0078 | 0.041 |
| Nb | 0.0018 | 0.0014 |
| Ti | 0.0035 | 0.0063 |

Caracterización de fases presentes en el material de llegada

Se obtuvieron micrografías mediante microscopía óptica de las muestras de aceros AISI/SAE 5160H y 9254M en condición de llegada. Se atacaron químicamente con picral al 2 % y mediante el software ImageJ se calculó la fracción de volumen de fases resultando en el acero 5160 un 0.50 % de ferrita y 99.50 % de perlita, en el caso del acero 9254 un 0.23 % de ferrita y 99.77 % de perlita. Se midieron un total de 10 campos para cada acero y se determinó la desviación estándar resultando en 0.11 y 0.08 respectivamente. Las micrografías presentan una estructura básica de los aceros de bajo carbono, compuesta por pequeñas fracciones de islas de ferrita proeutectoide y perlita, en la Figura 28 se muestran en las micrografías de dichos aceros a 500X.

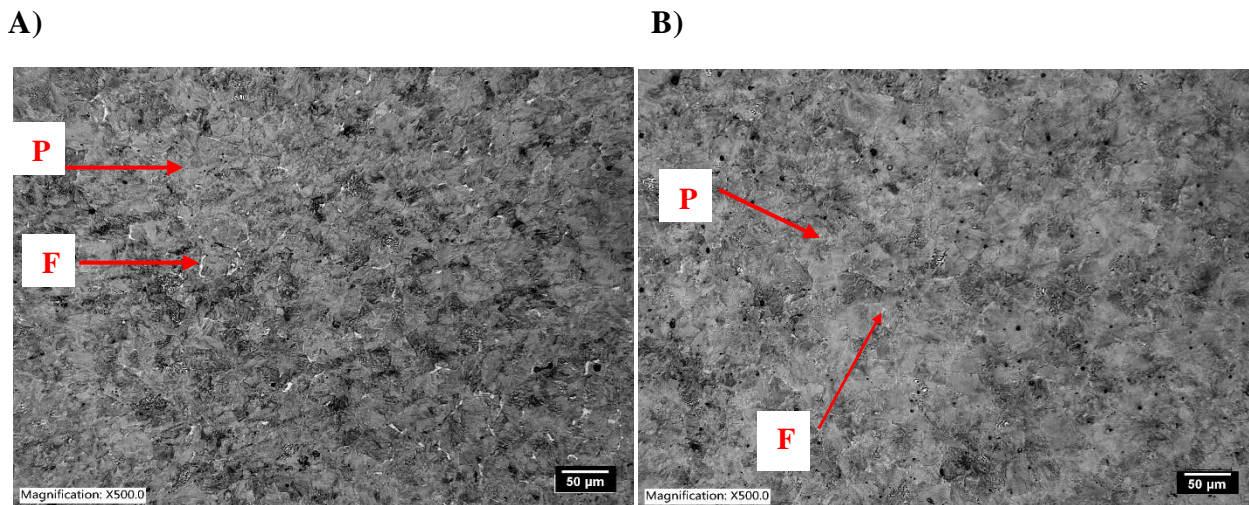


Figura 28. Microestructura del material de llegada mostrando las fases perlita (P) y ferrita (F), aumento 500X, A) Acero 5160 y B) Acero 9254.

Determinación de tamaño de grano en el proceso de decarburación.

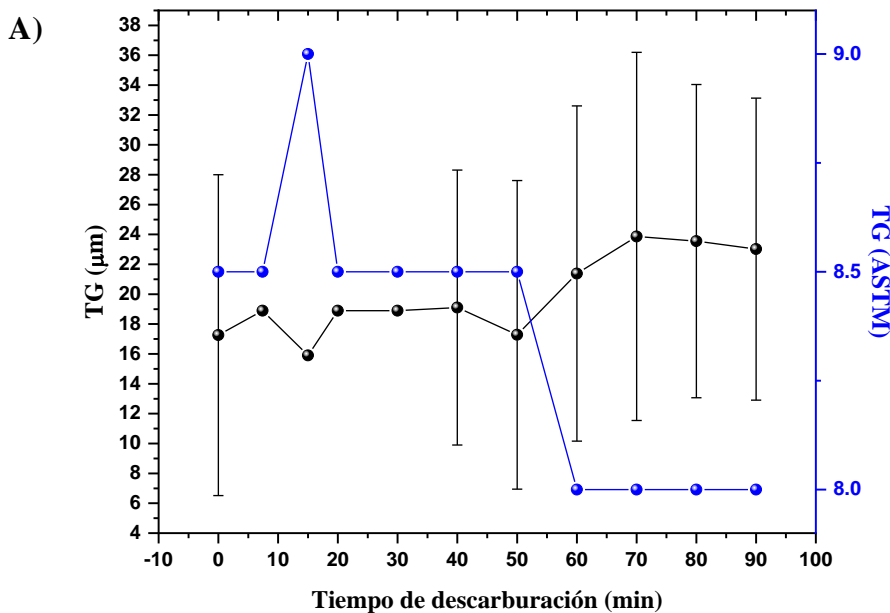
Una de las variables más importantes a determinar en el presente trabajo de investigación, fue el tamaño de grano (TG) posterior al proceso de decarburación, el cual está relacionado directamente con el tiempo de permanencia de la pieza a la temperatura de austenizado, teniendo una importante influencia en la cinética de transformaciones de fases, principalmente austenita-bainita ($\gamma \rightarrow B$) y austenita-martensita ($\gamma \rightarrow \alpha'$). Para ello, se realizaron tratamientos térmicos en un horno de resistencias eléctricas sin atmósfera controlada, en muestras pequeñas. La temperatura de

tratamiento térmico de decarburación fue de 940 °C manteniendo constante esta temperatura en diferentes tiempos (40,50,60,70 80 y 90 min) y posteriormente un enfriamiento lento (dentro del horno) para asegurar la transformación a fases estables (ferrita y perlita) ya que los dos aceros en estudio son hipoeutectoides.

En la Figura 29 se muestra el tamaño inicial de grano para cada tipo de acero, además del efecto del tiempo de permanencia sobre la evolución del tamaño de grano, representado bajo la norma ASTM y su equivalencia en μm durante la decarburación.

En la Figura 29 (A) se muestra el tamaño de grano obtenido para las muestras de acero 5160 después del proceso de decarburación fue de 8.5 ASTM en los primeros dos tiempos (40 y 50 min) mientras a mayores tiempos de hasta 90 minutos se mantuvo constante el tamaño de grano igual a 8 ASTM. Cabe mencionar que en estudios anteriores realizados por la empresa Rassini en tiempos de 7.4 a 30 minutos con el mismo tipo de acero SAE 5160, y bajo las mismas condiciones de operación durante el proceso de decarburación, se observó que existe una concordancia con los resultados mostrados en el presente trabajo.

En el caso de del acero 9254 el cual se presenta en la Figura 29 (B) muestra un tamaño de grano inicial de 8.5 ASTM de igual manera que para un tiempo de decarburación de 40 min., para tiempos de decarburación más prolongados se observa que el tamaño de grano se mantiene constante igual a 7.5 ASTM, lo cual indica que no existe un cambio significativo en el tamaño de grano.



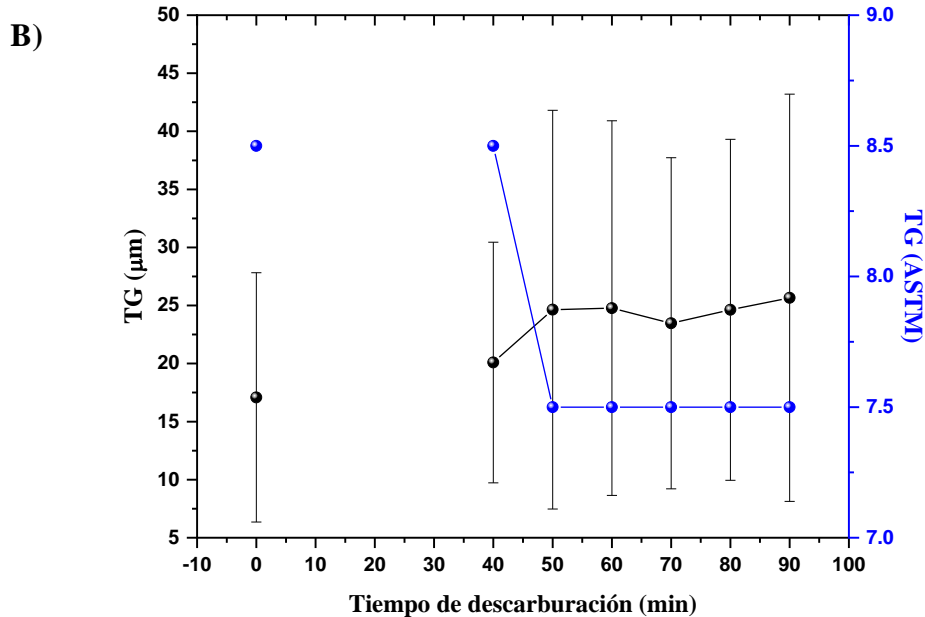


Figura 29. Evolución del tamaño de grano austenítico con respecto al tiempo de decarburación representado en micrómetros y en su equivalente de acuerdo con la ASTM. A) Acero 5160 y B) Acero 9254.

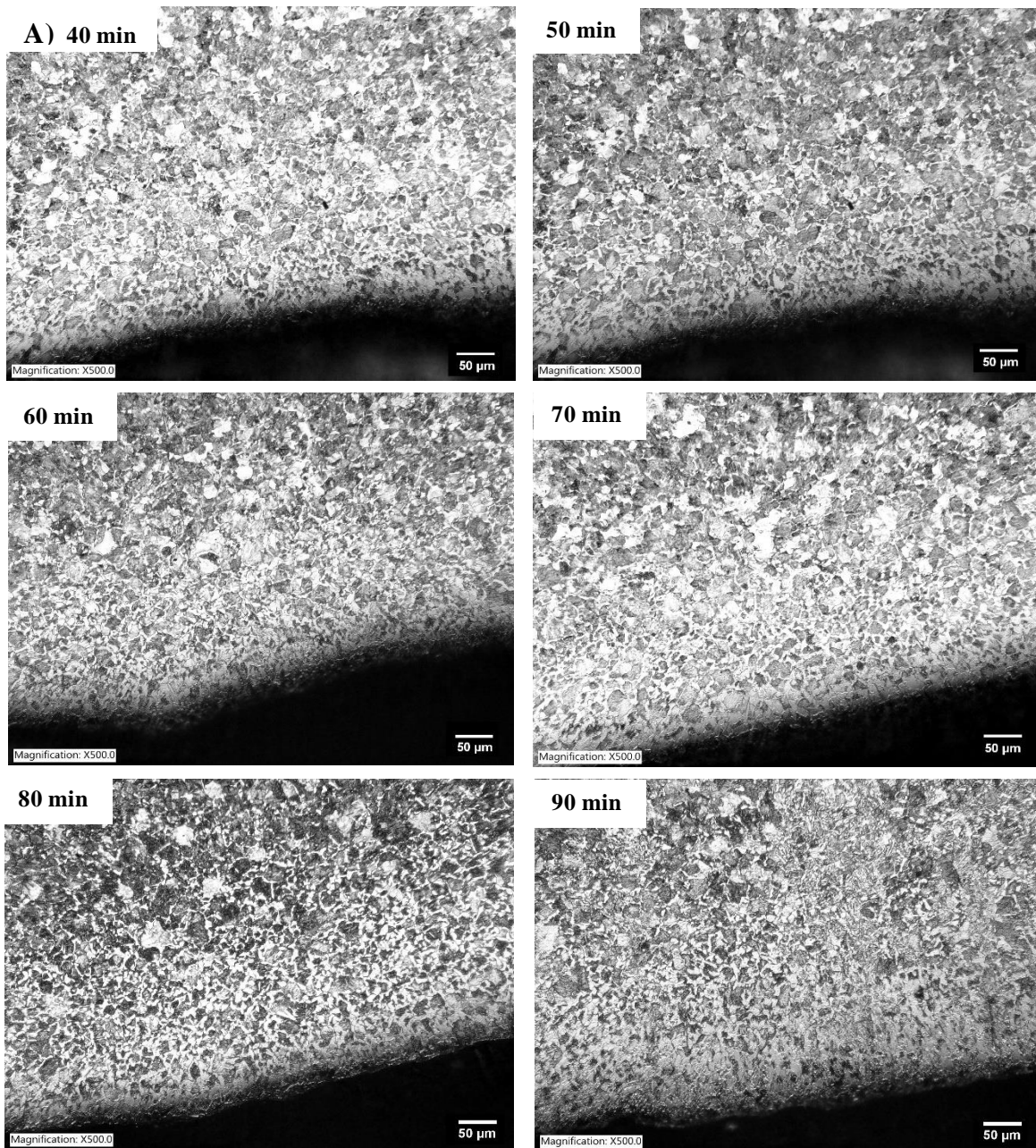
Medición de la capa decarburada mediante microdureza Knoop

Posteriormente se midieron 25 puntos de microdureza Knoop a cada muestra; el primer punto a 20 μm de la superficie sometida a decarburación, con un espacio entre la superficie y el centro de cada indentación de 2.5 (tamaño de indentación 8 μm y espacio entre cada una de 20 μm) y así sucesivamente hasta el punto 25, casi exactamente en el centro de la probeta (500 μm).

Los resultados de los análisis del promedio por cada punto anteriores se muestran en la Figura 31. Representando los datos los incisos A y B para los aceros AISI/SAE 5160 y 9254 respectivamente. Cabe resaltar que las mediciones se hicieron en las probetas usadas en el análisis metalográfico. La medición de la profundidad de la decarburación se basa en la evaluación de la variación en la microestructura en la superficie debido al cambio en el contenido de carbono. La profundidad de la decarburación completa es más fácil de evaluar debido al excelente contraste entre la capa de ferrita libre, cuando está presente, y la estructura interior. La profundidad de la decarburación parcial se puede evaluar mejor cuando esta zona contiene ferrita y perlita.

Según los resultados obtenidos es evidente un incremento de la dureza Knoop en la medición a partir del punto nueve para el acero 5160-40 (donde el último dígito es el tiempo de decarburación)

con un valor promedio de 330 HK y del punto siete para el acero 9254-40 con un valor promedio de 275 HK y para tiempos más prolongados de decarburización se observa una capa de hasta 300 μm de profundidad. En la Figura 30 se presentan las micrografías de la capa decarburada de aceros 5160H y 9254M en función del tiempo de exposición a alta temperatura.



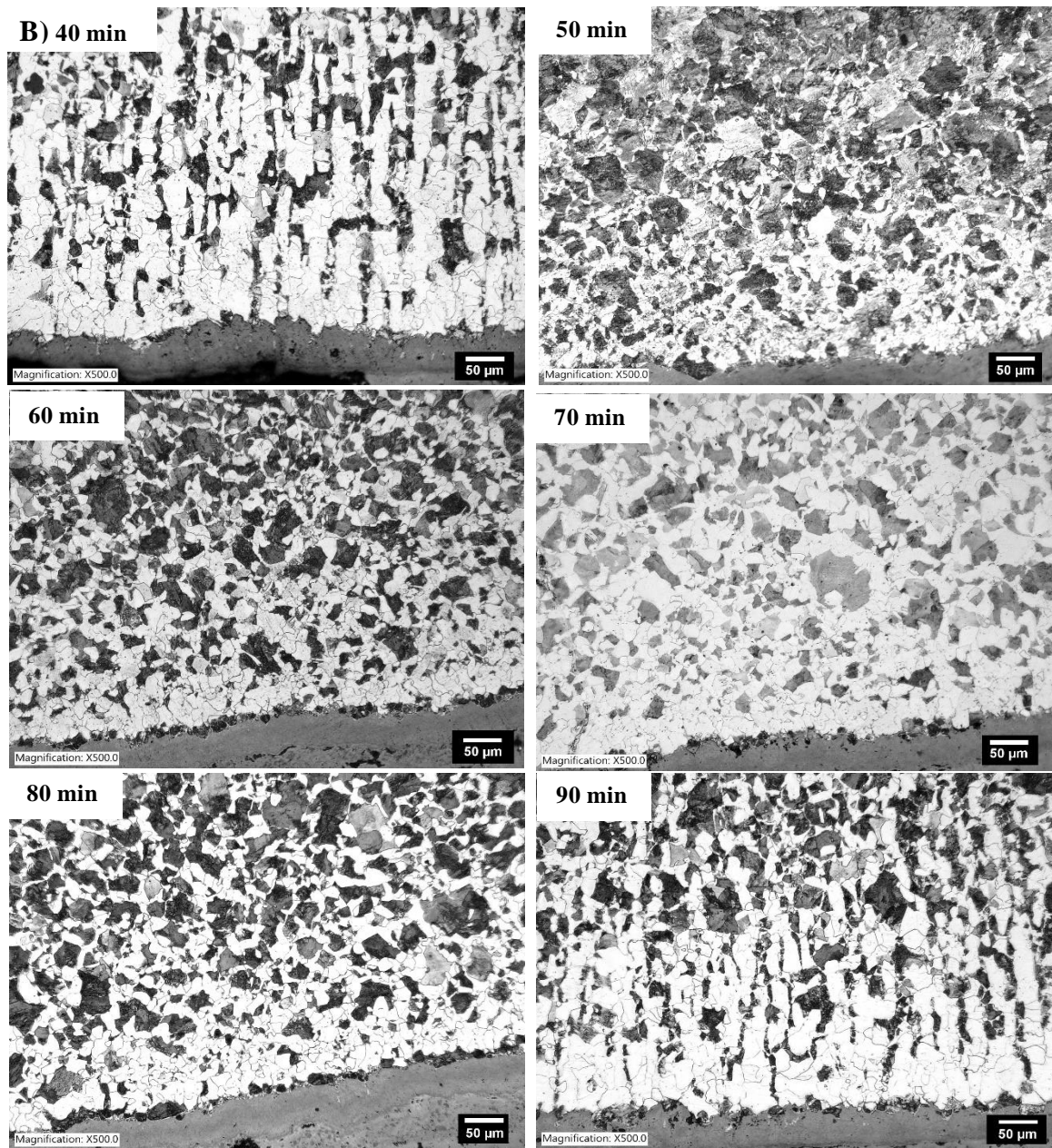
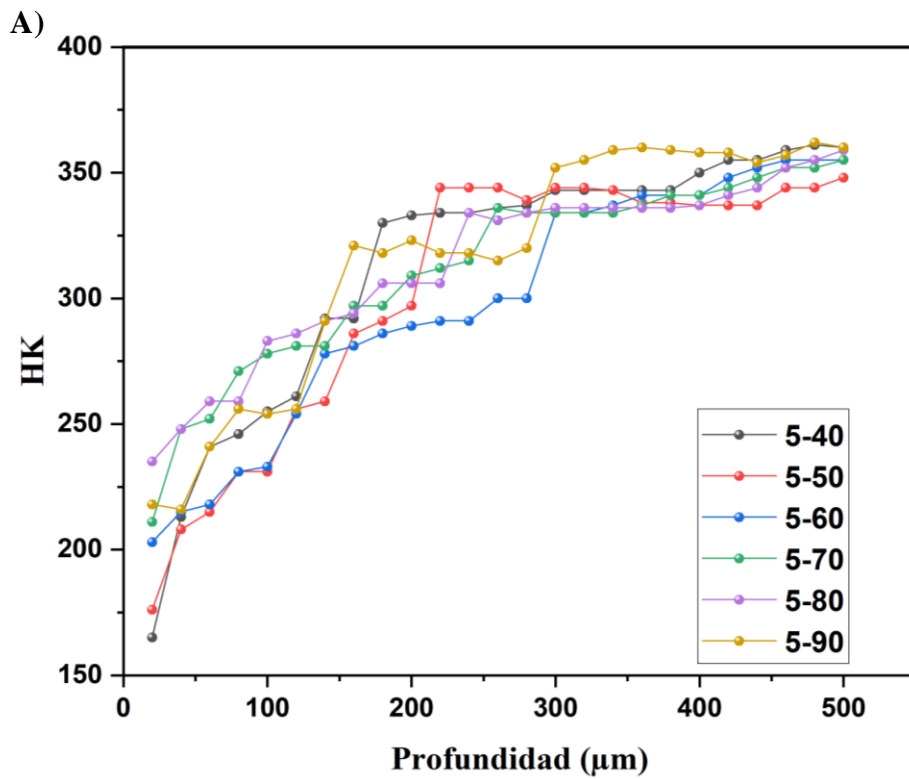
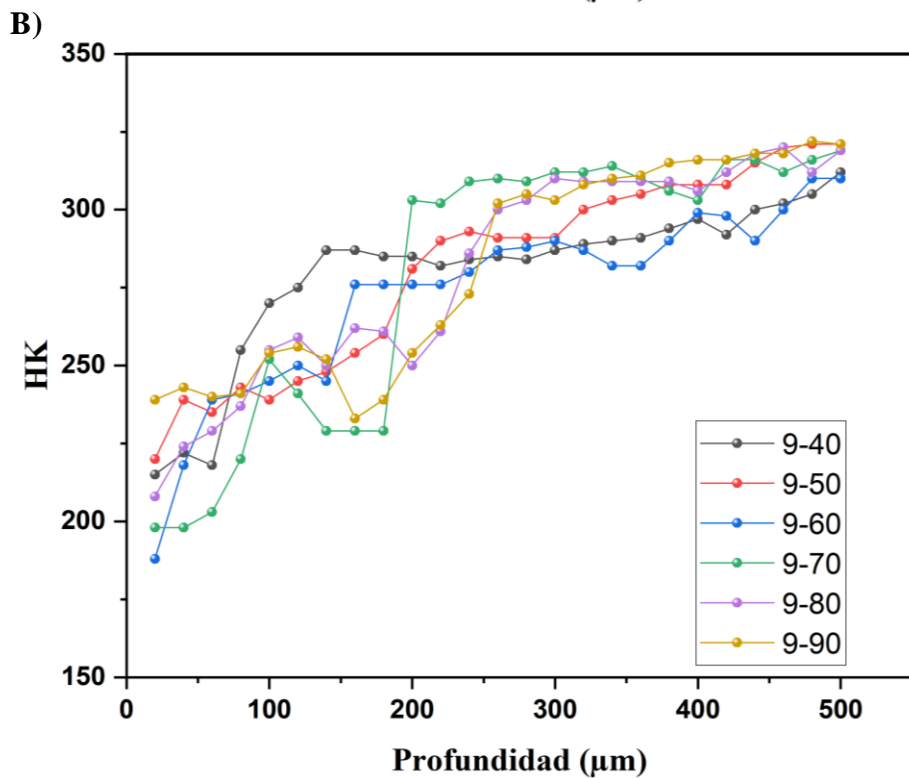


Figura 30. Micrografías de la capa decarburada de aceros A) 5160 H y B) 9154M en función del tiempo de exposición a alta temperatura.



| Muestra | Prof. μm |
|---------|---------------------|
| 5-40 | 180 |
| 5-50 | 200 |
| 5-60 | 300 |
| 5-70 | 260 |
| 5-80 | 220 |
| 5-90 | 300 |



| Muestra | Prof. μm |
|---------|---------------------|
| 9-40 | 140 |
| 9-50 | 320 |
| 9-60 | 300 |
| 9-70 | 200 |
| 9-80 | 300 |
| 9-90 | 260 |

Figura 31. Medición de la capa decarburada mediante microdureza Vickers A) acero AISI/SAE 5160 B) acero SAE 9254.

Velocidad de deformación en rolado

A continuación, en la Figura 32 se presentan el esquema general del proceso de rolado en el molino de laminación y en la Tabla 8 se muestran los datos de dicho equipo que se utilizaron para llevar a cabo el procedimiento de rolado. Posteriormente se calculó la velocidad de deformación mediante las relaciones de Prasad (ASM I. , Hot working guide_A Compendium of processing maps, 2015) (Ecuación 11) y Huang (Huang, 2020) (Ecuación 12).

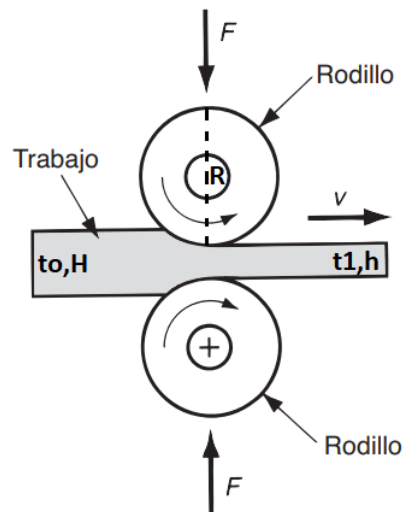


Figura 32. Esquema general del proceso de rolado.

$$\dot{\epsilon} = \frac{2\pi N}{60} \sqrt{\frac{R}{t_1}} \sqrt{\frac{1-E_t}{E_t}} \ln\left(\frac{1}{1-E_t}\right) \quad \text{Ecuación 11}$$

$$\dot{\epsilon} = \frac{H-h}{H} \frac{v}{\sqrt{R(H-h)}} \quad \text{Ecuación 12}$$

Donde:

N/v: velocidad de los rodillos (RPM-in/s)

R= radio de los rodillos (in)

t₀,H= espesor inicial de la muestra (in)

t₁,h= espesor final de la muestra (in)

Et= reducción (t_0-t_1/t_0)

Tabla 8. Datos para el cálculo de velocidades de deformación.

| Muestra | t ₀ , H | t ₁ , h | E _t | Nivel de velocidad | Vueltas | t, s | t, min | N RPM | N prom RPM | N prom in/s | ε̇, s ⁻¹ Prasad | ε̇, s ⁻¹ Huang |
|-------------|--------------------|--------------------|----------------|--------------------|---------|-------|--------|-------|------------|-------------|----------------------------|---------------------------|
| 5-40 | 17.31 | 15.58 | 0.1 | 30 | 2 | 21.64 | 0.36 | 5.55 | 5.57 | 1.02 | 0.34 | 0.32 |
| 5-50 | 17.32 | 15.59 | | | | | | | | | | |
| 5-60 | 17.27 | 15.55 | | | | | | | | | | |
| 5-70 | 17.34 | 15.60 | | | | | | | | | | |
| 5-80 | 17.38 | 15.64 | | | | | | | | | | |
| 5-90 | 17.41 | 15.67 | | | 2 | 21.51 | 0.36 | 5.58 | | | | |
| 9-40 | 17.25 | 15.53 | | | | | | | | | | |
| 9-50 | 17.26 | 15.52 | | | | | | | | | | |
| 9-60 | 17.29 | 15.56 | | | | | | | | | | |
| 9-70 | 17.37 | 15.64 | | | 2 | 21.46 | 0.36 | 5.59 | | | | |
| 9-80 | 17.51 | 15.76 | | | | | | | | | | |
| 9-90 | 17.50 | 15.75 | | | | | | | | | | |

Tamaño de grano austenítico en microestructura de martensita revenida

En la Figura 33 se presentan las micrografías de la martensita revenida de los aceros AISI/SAE 5160 y 9254, lo cual nos dice (Callister, 1993) “La microestructura de la martensita revenida consiste en partículas extremadamente pequeñas de cementita embebidas en una matriz ferrítica continua y uniformemente dispersas”, pero se observa que un tiene una microestructura martensítica, puede deberse a (Bhadeshia & Honeycombe, 2006) “Mientras que la tetragonalidad de la martensita desaparece a 300 °C en los aceros al carbono simples, en los aceros que contienen algunos elementos de aleación, por ejemplo, Cr, Mo, W, V, Ti, Si, la red tetragonal se sigue observando después del revenido a 450 °C e incluso hasta 500 °C.”

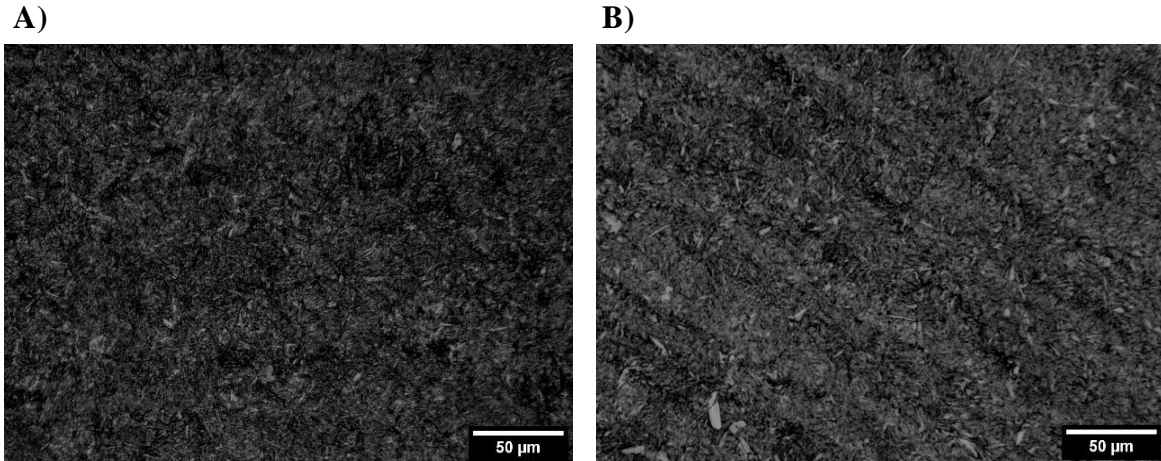


Figura 33. Microestructura de martensita revenida A) Acero 5160 y B) Acero 9254.

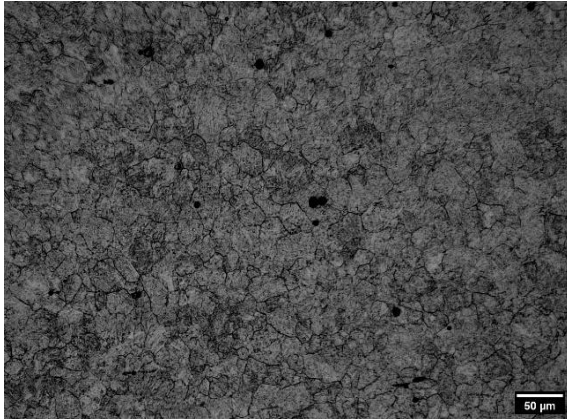
El tamaño de grano austenítico (TGA) de los materiales tiene una importancia fundamental debido a su gran influencia sobre la microestructura final y sobre las propiedades mecánicas, eléctricas y magnéticas (Grange, 1966). La determinación del TGA conlleva, en principio, la realización de dos procesos diferentes: el revelado de los bordes de grano austenítico y la medición de su tamaño.

Un método ampliamente utilizado es el ataque del borde de grano austenítico con reactivos químicos. Los mejores resultados en aceros templados y revenidos se suelen obtener con reactivos formados por ácido pícrico acuoso saturado y un agente humectante. Se ha observado que, en algunas ocasiones, la sensibilidad de los bordes de grano al ataque químico aumenta cuando las muestras se someten a tratamientos de revenido a temperaturas intermedias (350-550°C) en atmósferas oxidantes (Vilella, 1938).

En la Figura 34 inciso A y B se muestran las micrografías de la revelación de tamaño de grano austenítico (TGA) de los aceros 5160 y 9254 respectivamente. Se observa que en los distintos aceros se produjo un crecimiento bidimensional de austenita, con la forma de grano de austenita heredada de la estructura de grano de ferrita inicial.

El TGA fue medido directamente sobre micrografías ópticas de las microestructuras obtenidas, mediante el software ImageJ, utilizando un procedimiento de interceptación lineal que da la medida del diámetro medio de los granos austeníticos. En la Tabla 9 se presentan los resultados del TGA medidos a diferente tiempo de decarburación en muestras cuyo grano se ha revelado por ataque químico antes mencionado.

A)



B)

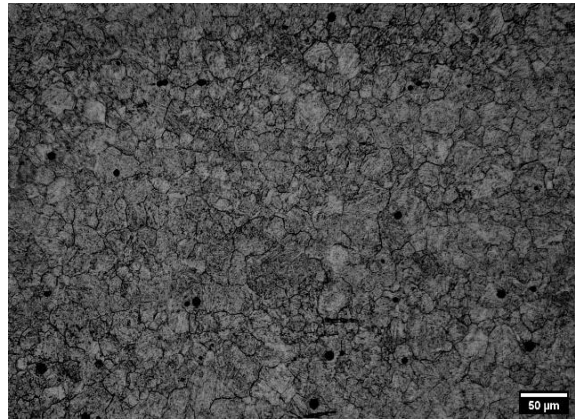


Figura 34. Revelación de grano austenítico previo en microestructura de martensita revenida A) Acero 5160 y B) Acero 9254.

Tabla 9. Resultados de TGA en aceros AISI/SAE 5160 Y 9254 con diferentes tiempos de decarburación.

| Muestra (tiempo de decarburación) (min) | AISI/SAE 5160 | | | SAE 9254 | | |
|---|--------------------------|---------------|----------------|--------------------------|---------------|----------------|
| | TGA (μm) | TGA (ASTM) | Desv. Stnd. | TGA (μm) | TGA (ASTM) | Desv. Stnd. |
| 40 | 15.954 | 9 | 6.421 | 17.859 | 8.5 | 7.452 |
| 50 | 18.087 | 8.5 | 8.222 | 19.720 | 8.5 | 8.688 |
| 60 | 16.493 | 9 | 6.804 | 19.190 | 8.5 | 7.374 |
| 70 | 19.781 | 8.5 | 9.595 | 20.067 | 8.5 | 7.307 |
| 80 | 19.300 | 8.5 | 7.259 | 20.574 | 8.5 | 7.586 |
| 90 | 20.647 | 8.5 | 8.093 | 20.593 | 8.5 | 7.914 |

Medición de dureza post tratamiento de los aceros AISI/SAE 5160 y 9254

En la Tabla 10 se presentan los resultados de microdureza Knoop y su correspondiente conversión a dureza Rockwell C. Se realizaron 10 mediciones con 3 réplicas cada una desde la superficie de la muestra hasta el centro de esta, arrojando resultados promedio de 46 HRC y 49 HRC para los aceros AISI/SAE 5160 y 9254 respectivamente. Todas las conversiones de escala de dureza se basan en datos empíricos. Las conversiones no son precisas y son estimaciones mediante la (ASTM E140-02, 2002).

Tabla 10. Resultados de dureza para las muestras revenidas de acero AISI/SAE 5160 y 9254.

| Muestras revenidas (tiempo de decarburación) (min) | AISI/SAE 5160 | | | SAE 9254 | | |
|--|---------------|-----|---------------|----------|-----|---------------|
| | HK | HRC | Desv. Std. | HK | HRC | Desv. Std. |
| 40 | 481.1 | 46 | 37 | 513.1 | 48 | 28 |
| 50 | 480.6 | 46 | 36 | 521.9 | 49 | 31 |
| 60 | 484.6 | 46 | 42 | 521.4 | 49 | 30 |
| 70 | 486.9 | 46 | 35 | 522.2 | 49 | 20 |
| 80 | 485.5 | 46 | 43 | 520.2 | 49 | 22 |
| 90 | 483.8 | 46 | 57 | 523.3 | 49 | 28 |

Análisis de textura por DRX

El efecto de la textura sobre las propiedades se aprovecha en la tecnología de materiales para producir materiales con características o comportamientos específicos. En general, los mecanismos exactos por los que evolucionan determinadas texturas no se comprenden del todo, aunque la validación empírica es suficiente para que muchos procesos se conviertan en una práctica comercial establecida.

Las texturas de laminación y recristalización de los distintos tipos de aceros BCC muestran a menudo grandes similitudes, pero también presentan diferencias características que dependen, por ejemplo, de la textura de partida y la microestructura.

A continuación, se muestra el análisis de la macrotextura mediante sus figuras de polo directas e inversas en muestras de acero AISI/SAE 5160 y 9254, en condición inicial y solamente para tiempos de 40 y 90 minutos de decarburación y con el post tratamiento antes mencionado. Aunque se utilizan habitualmente, estas figuras de polos imponen grandes dificultades en la interpretación cuantitativa de las texturas, ya que la superposición de los tipos de polos considerados (por ejemplo, los polos $\{110\}$) procedentes de diferentes orientaciones conduce a un alto grado de ambigüedad. Para obtener una descripción menos ambigua se calculó de igual manera para cada muestra la función de distribución de la orientación (ODF).

Figuras de polos directas e inversas y funciones de distribuciones de orientaciones del acero AISI/SAE 5160

En la Figura 35 se presenta el análisis de textura del acero 5160 mediante sus figuras de polos directas e inversas. Donde se muestran las distribuciones de un plano cristalográfico particular normal en el conjunto de granos que constituye la muestra.

Se observó que el material 5160 en condición de llegada (5-0) muestra una textura típica de rolado de los materiales con estructura cristalina centrada en el cuerpo (BCC), $\{111\}\langle 011\rangle$, tal como se muestra en la Figura 35(A). Con un proceso de decarburación de 40 minutos y una posterior deformación del 10 % de trabajo en frío, seguido del tratamiento térmico convencional, la Figura 35(B) muestra la evolución de la textura, donde se observa la descomposición de la dirección (111)

en la dirección normal (z), la reducción en la componente [110] a lo largo de la RD y el incremento de la componente [100] en la ND y RD. Por último, en la Figura 35(C), no se presentan cambios texturales relevantes después de 90 min de decarburación, manteniéndose un componente [100] en la dirección normal y [100] en la dirección de rolado.

Además, se encontraron variaciones importantes de las ODF entre las muestras, en la Figura 36 se presentan una comparación de las secciones $\varphi = 0^\circ$ a 90° , pero se enfocará en $\varphi_2 = 0^\circ, 45^\circ$ y 63° , debido que en estos cortes de φ_2 se observan las fibras o texturas características de estos materiales. En la muestra 5-0 observada en la Figura 36(A) se presenta una textura típica de cubo $\{001\}\langle 100\rangle$ ($\varphi_1 = 45^\circ$, $\Phi = 0^\circ$, $\varphi_2 = 0^\circ$) y fibra gama $\{111\}\langle 011\rangle$ ($\varphi_1 = 0^\circ - 90^\circ$, $\Phi = 57^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$), además de una la aparición de baja intensidad de textura de Dillamore $\{4\ 4\ 11\}\langle 11\ 11\ 8\rangle$ ($\varphi_1 = 90^\circ$, $\Phi = 27^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$).

En la Figura 36(B) y 36(C) se presenta el material 5-40 y 5-90 respectivamente. Donde se observa un comportamiento similar en esos dos tiempos de decarburación, mientras que la componente de fibra gamma desaparece, la textura de cubo decremента en dichas muestras, pero la intensidad de la componente de textura Dillamore incrementa.

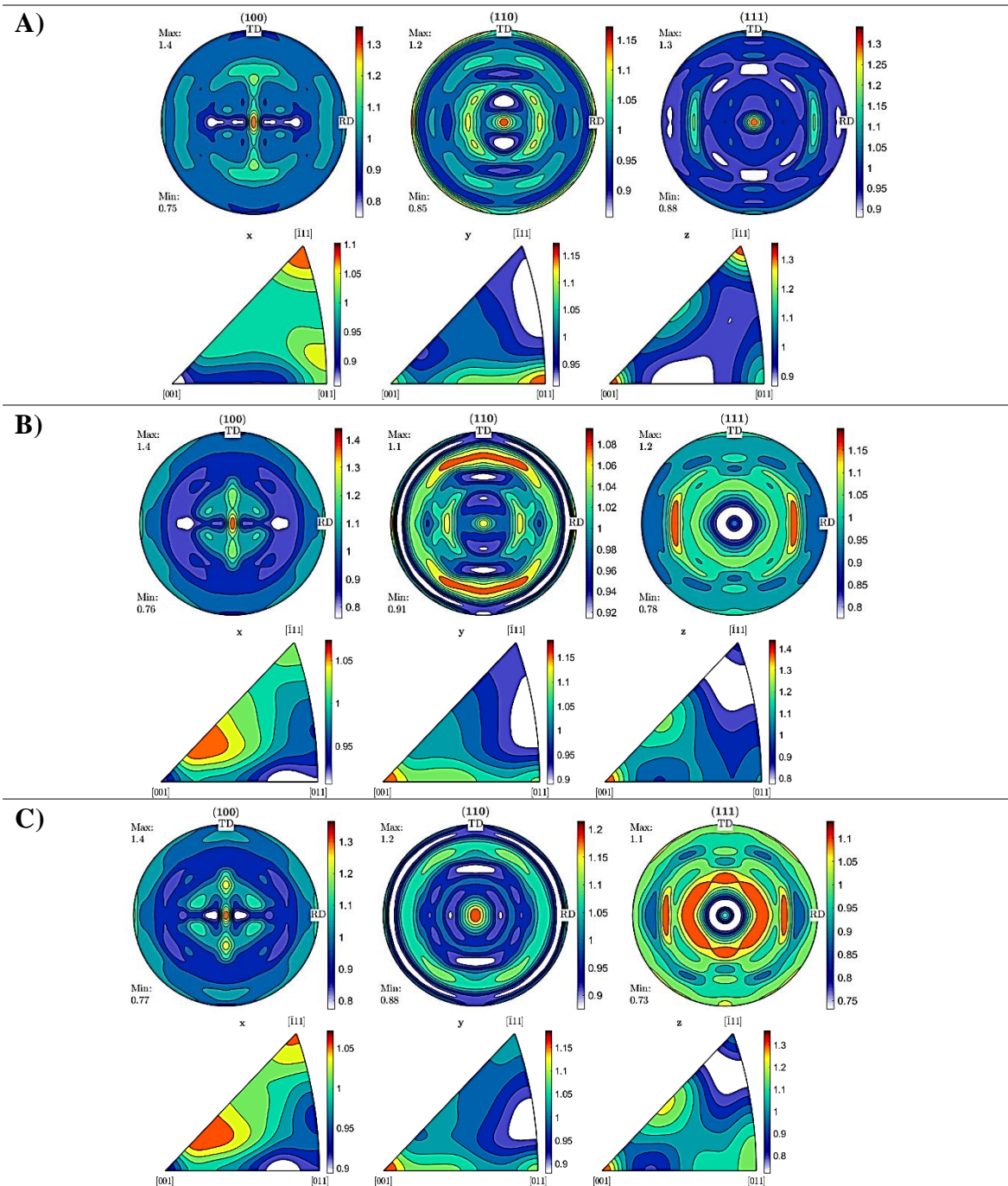


Figura 35. Figuras de polo a) Acero 5160 en condiciones de llegada. b) Acero 5160 sometido a 40 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales. c) Acero 5160 sometido a 90 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales (x=TD, y=RD, z=ND).

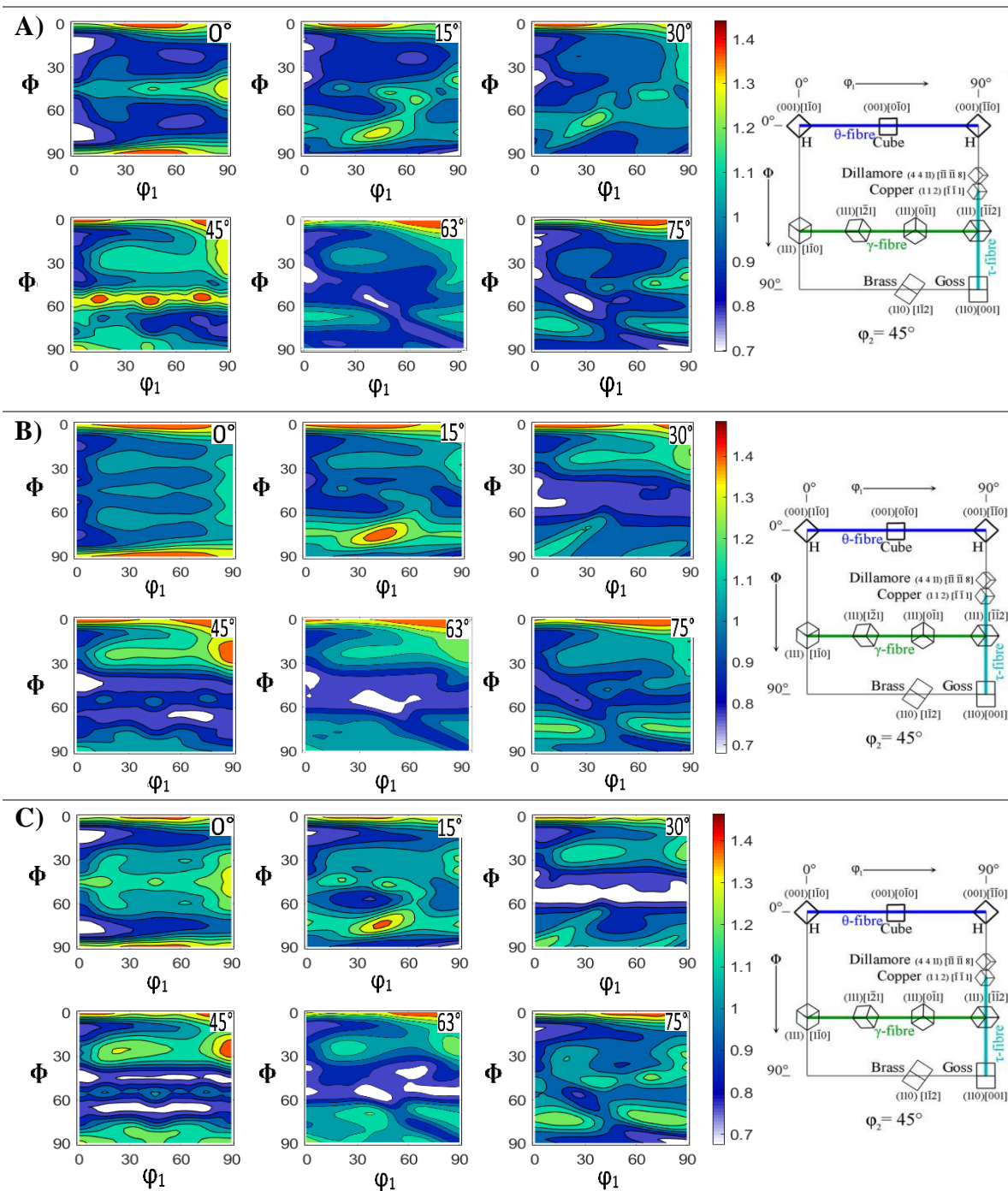


Figura 36. Función de distribución de orientación a) Acero 5160 en condiciones de llegada. b) Acero 5160 sometido a 40 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales. c) Acero 5160 sometido a 90 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales (x=TD, y=RD, z=ND).

Figuras de polos directa e inversa y funciones de distribuciones de orientaciones del acero SAE 9254

En la Figura 37 se presentan los análisis de textura del acero 9254 mediante sus figuras de polos directas e inversas. Se observó que el material en condición de llegada (9-0) muestra una textura, $\{111\}\langle 011\rangle$, tal como se muestra en la Figura 37(A). Con un proceso de decarburación de 40 minutos y una posterior deformación del 10% de trabajo en frío, seguido del tratamiento térmico convencional (Figura 37(B)) se observa que la componente [111] en la dirección normal (z) se extingue mientras que la reducción en la componente [110] a lo largo de la RD y haciendo evidente el incremento de la componente [100]. Por último, en la Figura 37(C), no se presentan cambios texturales relevantes después de 90 min de decarburación, manteniéndose un componente [100] en la dirección normal y [100] en la dirección de rolado.

Además, en la Figura 38 se presentan las variaciones de las ODF entre las muestras, se presenta una comparación de las secciones $\varphi = 0^\circ$ a 90° , pero de igual manera se enfocará en $\varphi_2 = 0^\circ, 45^\circ$ y 63° . En la Figura 38(A) se observa la muestra 9-0 se presenta una textura típica de cubo $\{001\}\langle 100\rangle$ ($\varphi_1 = 45^\circ$, $\Phi = 0^\circ$, $\varphi_2 = 0^\circ$) y fibra gama $\{111\}\langle 011\rangle$ ($\varphi_1 = 0^\circ - 90^\circ$, $\Phi = 57^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$), la cual baja su intensidad para un tiempo de decarburación de 40 minutos, manteniendo la textura de cubo en dicha muestra (9-40) como se presenta en la Figura 38(B). En la muestra 9-90, observada en la Figura 38(C), se observa que se mantiene la componente de cubo ($\varphi_1 = 45^\circ$, $\Phi = 0^\circ$, $\varphi_2 = 0^\circ$), y la eliminación por completo de la componente de fibra gama, presentándose un comportamiento similar al material 5160.

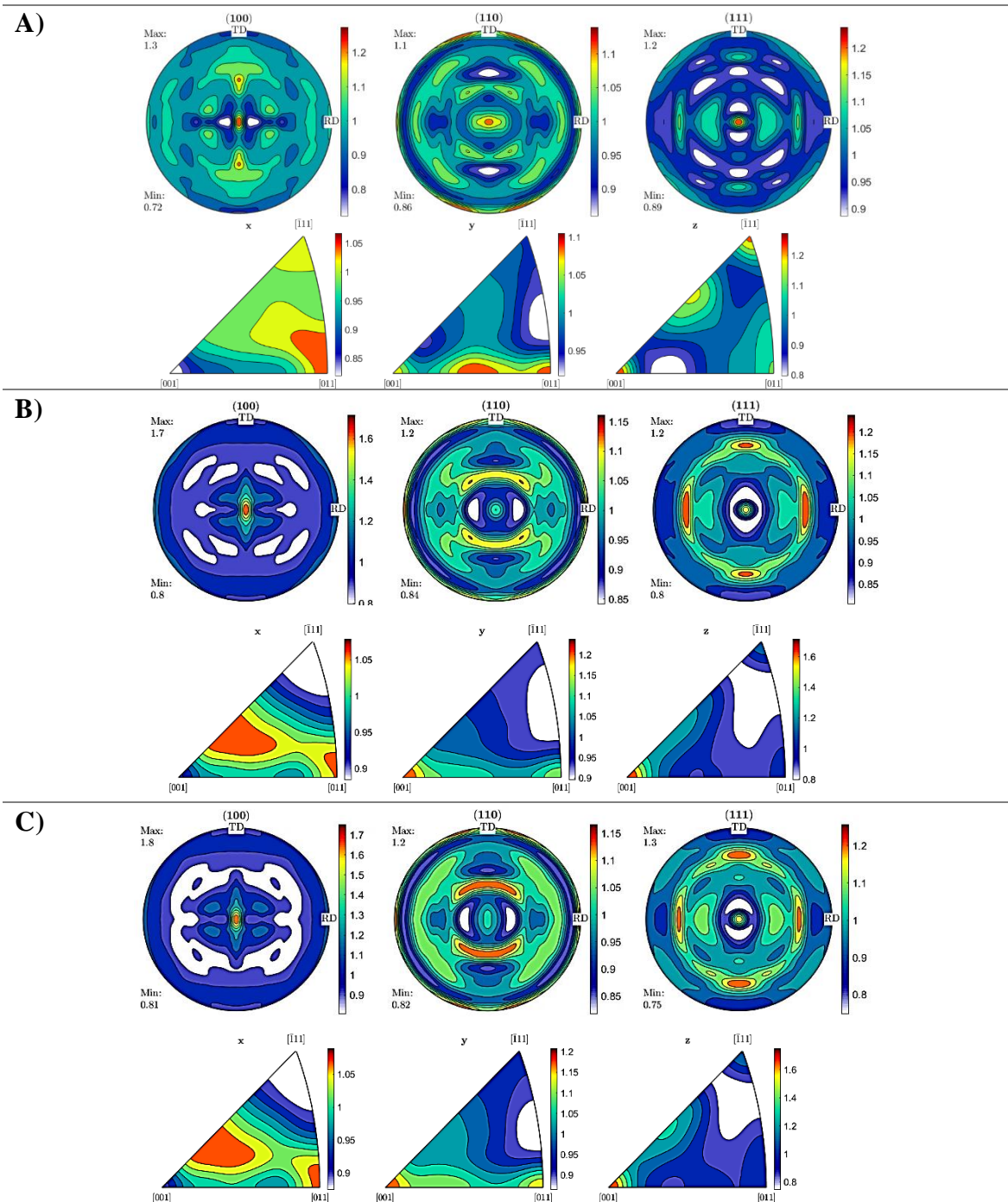


Figura 37. Figuras de polo a) Acero 9254 en condiciones de llegada. b) Acero 9254 sometido a 40 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales. c) Acero 9254 sometido a 90 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales (x=TD, y=RD, z=ND).

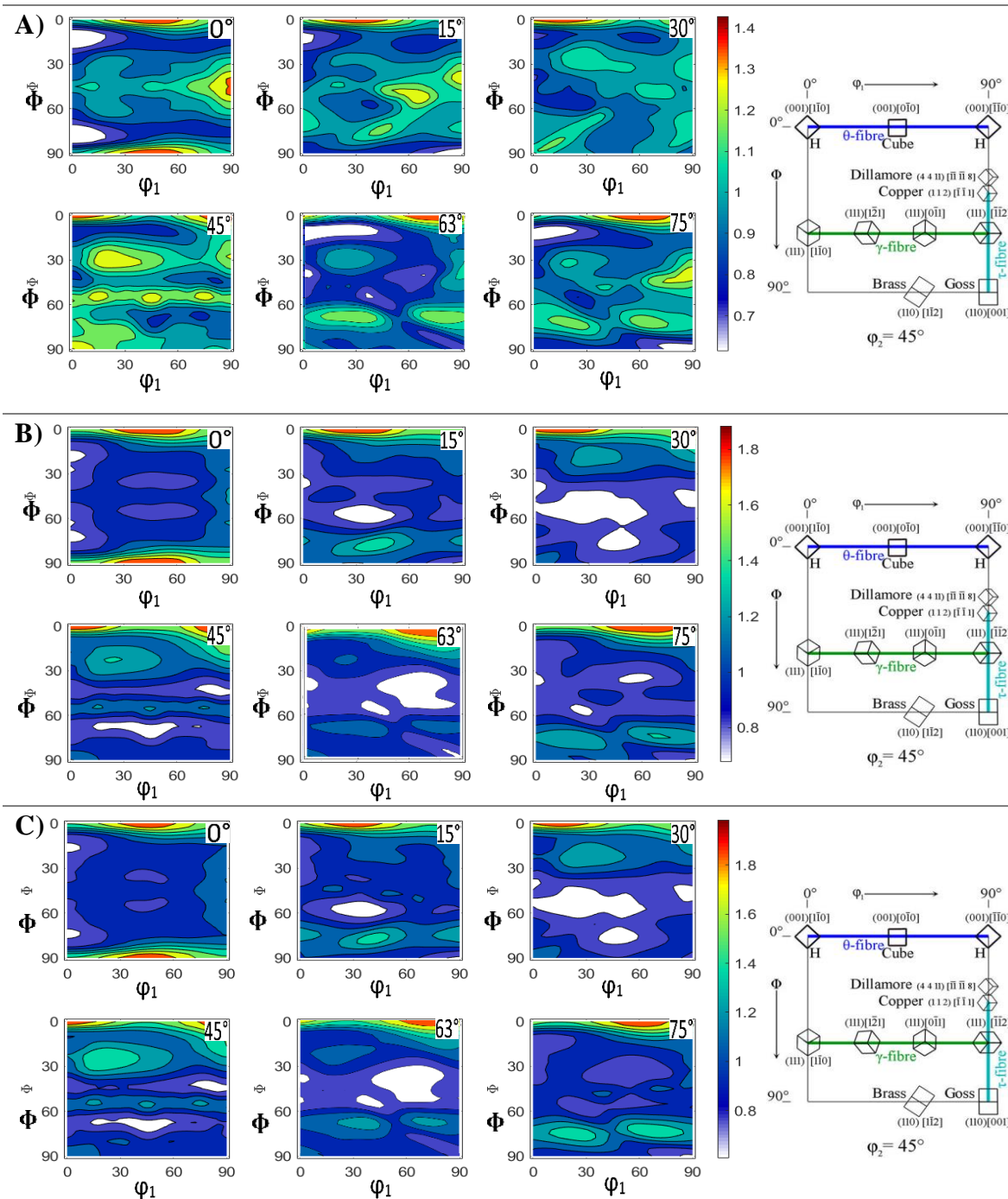


Figura 38. Función de distribución de orientación corte en ϕ_2 a) Acero 5160 en condiciones de llegada. b) Acero 5160 sometido a 40 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales. c) Acero 5160 sometido a 90 minutos de decarburación, deformación 10 % y tratamientos térmicos convencionales.

Análisis de textura por SEM-EBSD

El objetivo de esta caracterización fue evaluar la posibilidad de que existiera algún tipo de orientación de crecimiento preferencial de los granos de α -Fe en la superficie de las muestras de acero o alguna relación de orientación particular de estos granos con los granos en áreas adyacentes de la muestra.

Acero AISI/SAE 5160-40 y 90 min de decarburación

En la Figura 39 se presentan el análisis de microtextura del acero 5160 con un proceso de decarburación de 40 minutos, identificada como (5-40), seguido de un trabajo en frío del 10 % y finalmente un tratamiento térmico convencional. En la Figura 39(A) se presenta el análisis de la superficie 1, mediante sus figuras de polos directas e inversas, se observa una microtextura $\{111\}\langle 110\rangle$. En el comportamiento de las ODF se presenta una textura de cubo rotado de baja intensidad $\{001\}\langle 100\rangle$ ($\varphi_1=0^\circ$, $\Phi=0^\circ$, $\varphi_2=0^\circ$) y una textura de Dillamore $\{4\ 4\ 11\}\langle 11\ 11\ 8\rangle$ ($\varphi_1=90^\circ$, $\Phi=27^\circ$, $\varphi_2=45^\circ$). En el caso del centro de la muestra Figura 39(B) muestra una microtextura $\{011\}\langle 111\rangle$. Por último, en la superficie 2 de la muestra, Figura 39(C), se presenta un comportamiento similar que en la superficie 1 manteniéndose un componente $[111]$ en la dirección normal y $[110]$ en la dirección de rolado ($\{111\}\langle 110\rangle$). Además, se encontraron variaciones importantes de las ODF entre la superficie 1 y 2, ya que en esta superficie se presenta una textura típica de cubo con una baja intensidad $\{001\}\langle 110\rangle$ ($\varphi_1=45^\circ$, $\Phi=0^\circ$, $\varphi_2=0^\circ$) y la aparición de una fibra gama $\{111\}\langle 011\rangle$ ($\varphi_1=0^\circ - 90^\circ$, $\Phi=57^\circ$, $\varphi_2=45^\circ$), desapareciendo la textura de Dillamore.

En la Figura 40 se presentan el análisis de microtextura del acero 5160 con un tratamiento de decarburación de 90 minutos, identificada como (5-90), seguido del proceso antes mencionado. En la Figura 39(A) se presenta el análisis de la superficie 1, mediante sus figuras de polos directas e inversas, se observa una microtextura $\{001\}\langle 100\rangle$. En el comportamiento de las ODF se presenta una textura de cubo $\{001\}\langle 110\rangle$ ($\varphi_1=45^\circ$, $\Phi=0^\circ$, $\varphi_2=0^\circ$) y una fibra gama de baja intensidad $\{111\}\langle 110\rangle$ ($\varphi_1=0^\circ - 90^\circ$, $\Phi=57^\circ$, $\varphi_2=45^\circ$). En el caso del centro de la muestra Figura 40(B) muestra una microtextura $\{001\}\langle 110\rangle$ con una disminución notable de la intensidad de la textura de cubo. Por último, en la superficie 2 de la muestra, Figura 40(C), se presenta una textura de componente $[111]$ en la dirección normal y $[100]$ en la dirección de rolado ($\{111\}\langle 100\rangle$). Además, es notable en todos los casos la existencia de martensita mediante los mapas de orientación.

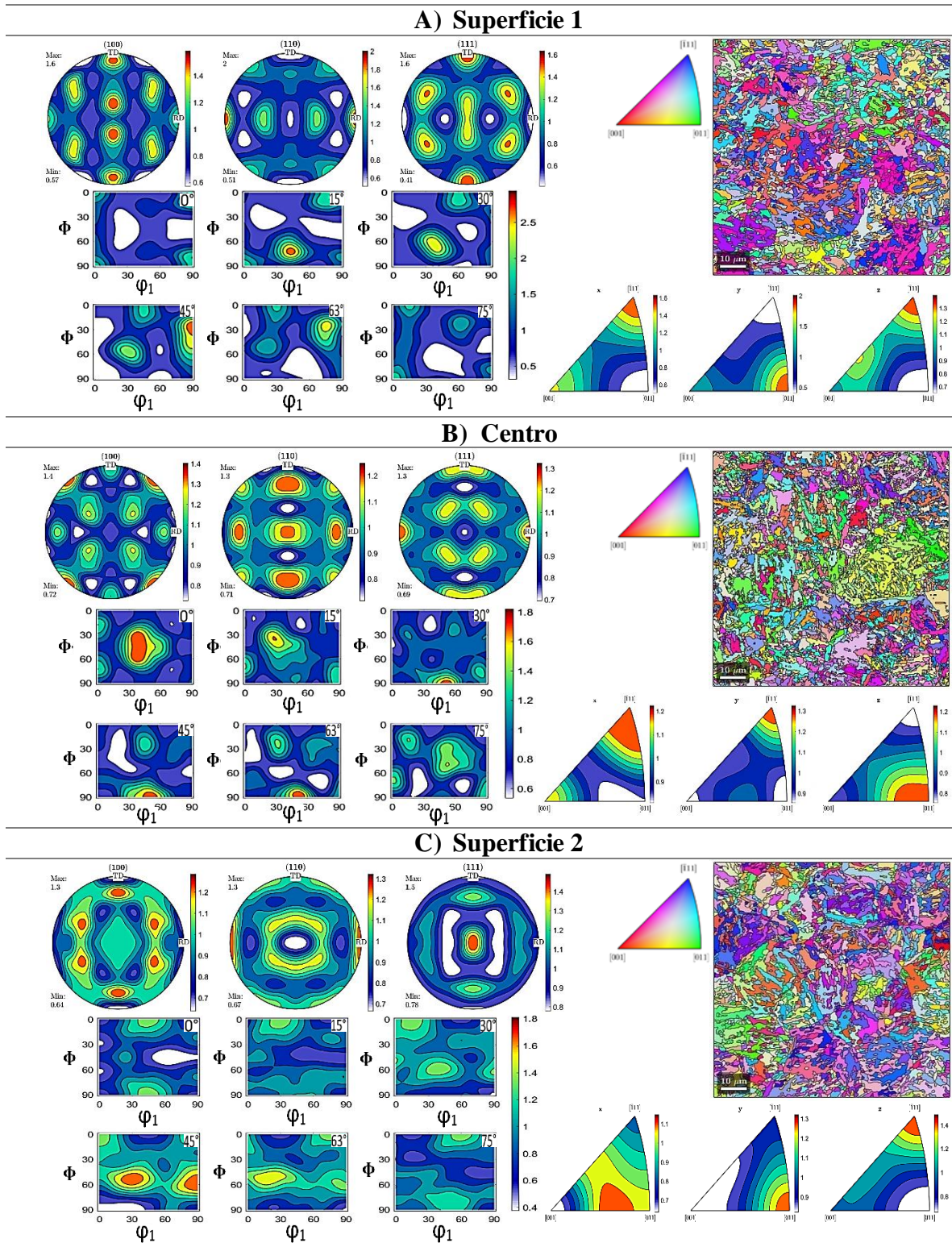


Figura 39. Figura de polos directa e inversa y ODFs mediante EBSD de la muestra 5-40 a) Superficie 1, b) Centro, c) Superficie 2.

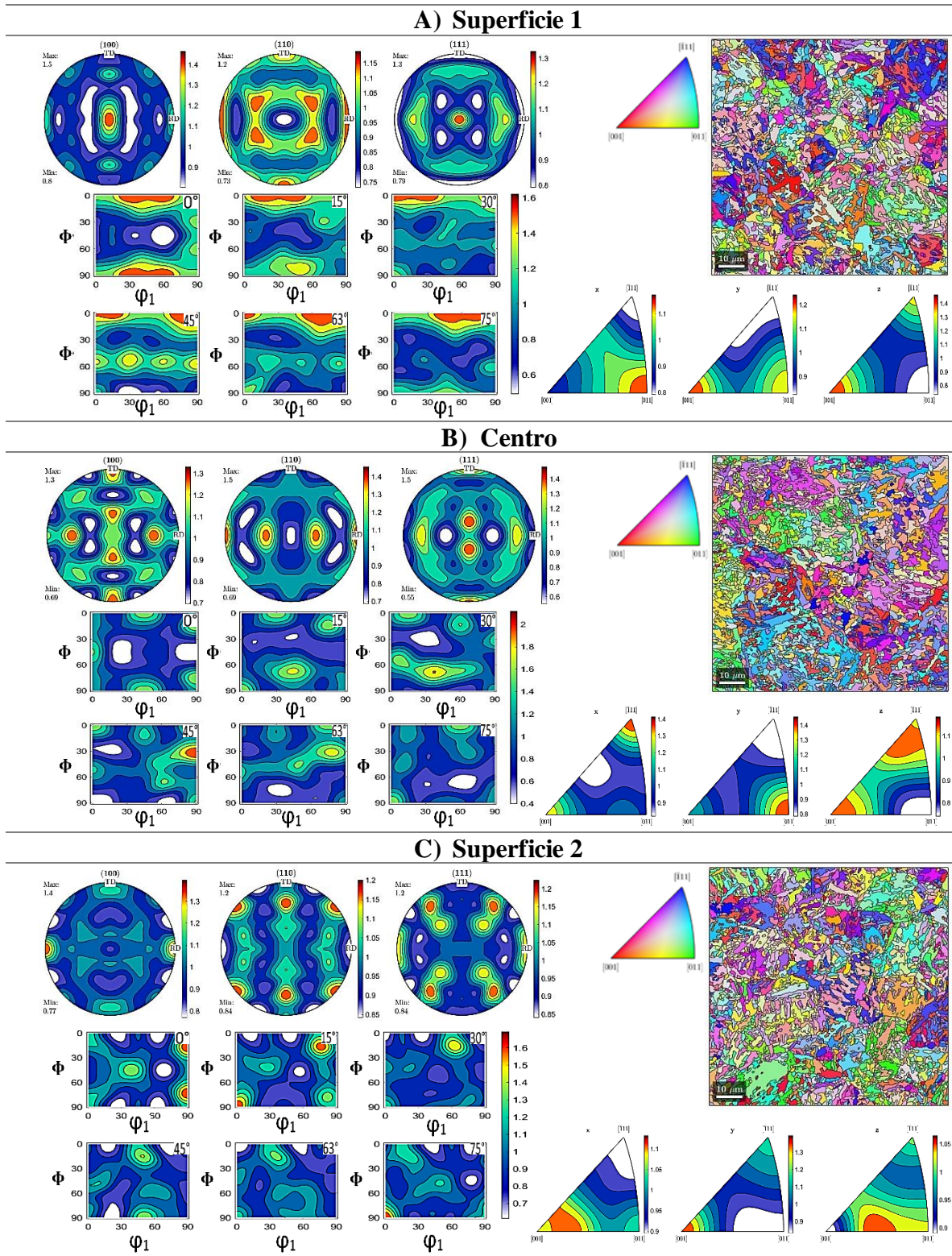


Figura 40. Figura de polos directa e inversa y ODFs mediante EBSD de la muestra 5-90 a) Superficie 1, b) Centro, c) Superficie 2.

Acero SAE 9254- 40 y 90 min de decarburación

En la Figura 41 se presentan el análisis de microtextura del acero 9254 con un proceso de decarburación de 90 minutos, seguido de un trabajo en frío del 10 % y finalmente un tratamiento térmico convencional, identificada como (9-40). En la Figura 41(A) se presenta el análisis de la superficie 1, mediante sus figuras de polos directas e inversas, se observa una microtextura $\{001\}\langle 110\rangle$. En el comportamiento de las ODF se presenta una textura de cubo $\{001\}\langle 110\rangle$ ($\varphi_1=45^\circ$, $\Phi=0^\circ$, $\varphi_2=0^\circ$). En el caso del centro de la muestra Figura 41(B) muestra una microtextura $\{111\}\langle 100\rangle$ manteniéndose una textura de cubo. Por último, en la superficie 2 de la muestra, Figura 41(C), se presenta un componente $[001]$ en la dirección normal y $[111]$ en la dirección de rolado ($\{001\}\langle 111\rangle$).

En la Figura 42 se presentan el análisis de microtextura del acero 9254 con un proceso de decarburación de 90 minutos, seguido de un trabajo en frío del 10 % y finalmente un tratamiento térmico convencional (9-90). En la Figura 42(A) se presenta el análisis de la superficie 1, mediante sus figuras de polos directas e inversas, se observa una microtextura $\{001\}\langle 110\rangle$. En el comportamiento de las ODF se presenta una textura de cubo $\{001\}\langle 110\rangle$ ($\varphi_1=45^\circ$, $\Phi=0^\circ$, $\varphi_2=0^\circ$). En el centro de la muestra Figura 42(B) se presenta una microtextura similar a la superficie 1 $\{001\}\langle 110\rangle$ con una componente de cubo. Por último, en la superficie 2 de la muestra, Figura 42(C), se presenta una textura de componente $[111]$ en la dirección normal y $[111]$ en la dirección de rolado ($\{111\}\langle 111\rangle$), se observa la aparición de una fibra gamma. De igual forma se aprecia en todos los casos la existencia de martensita, con una nítida formación de granos mediante los mapas de orientación. En los cuales se observa una dirección preferencial $\langle 111\rangle$.

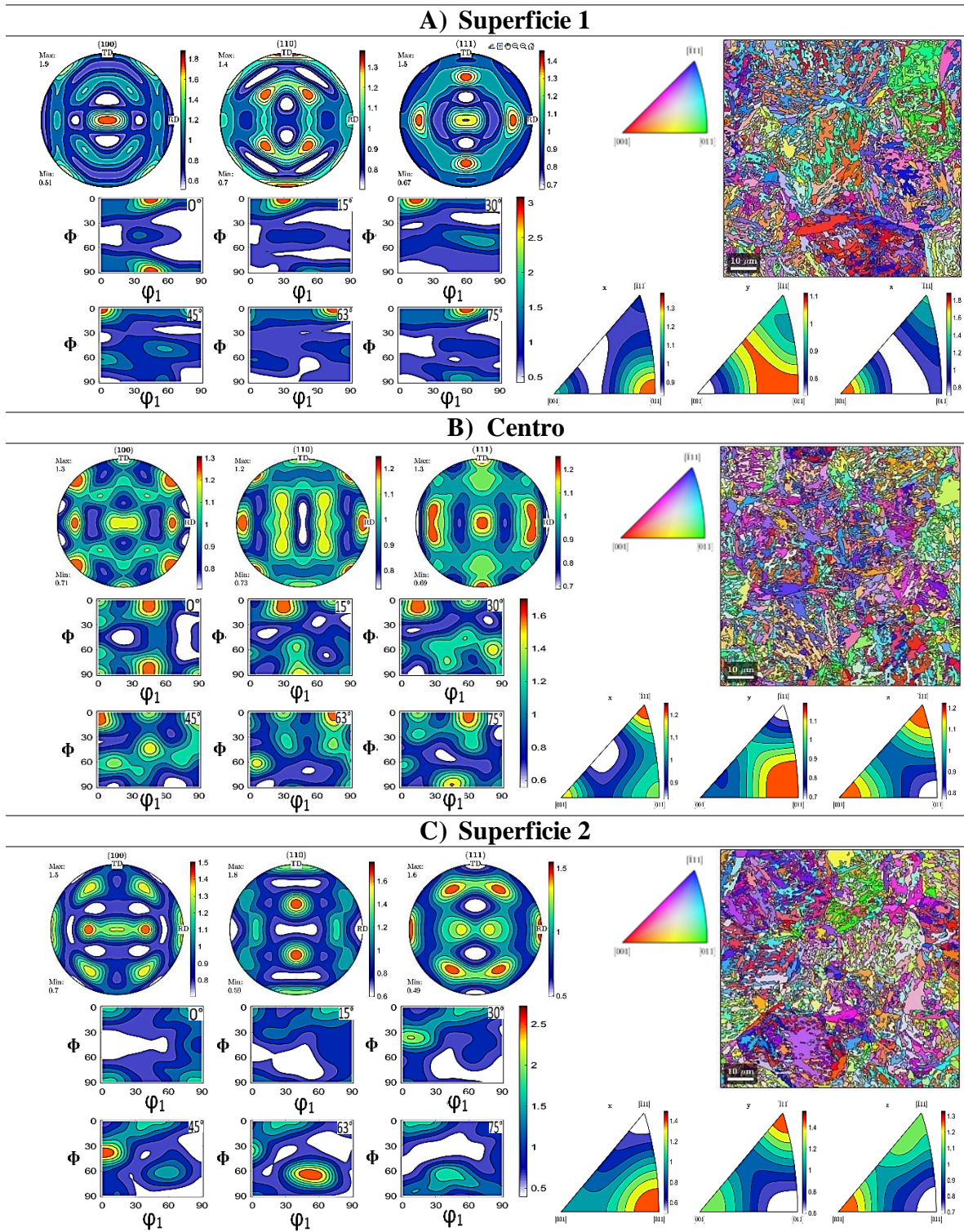


Figura 41. Figura de polos directa e inversa y ODFs mediante EBSD de la muestra 9-90 a) Superficie 1, b) Centro, c) Superficie 2.

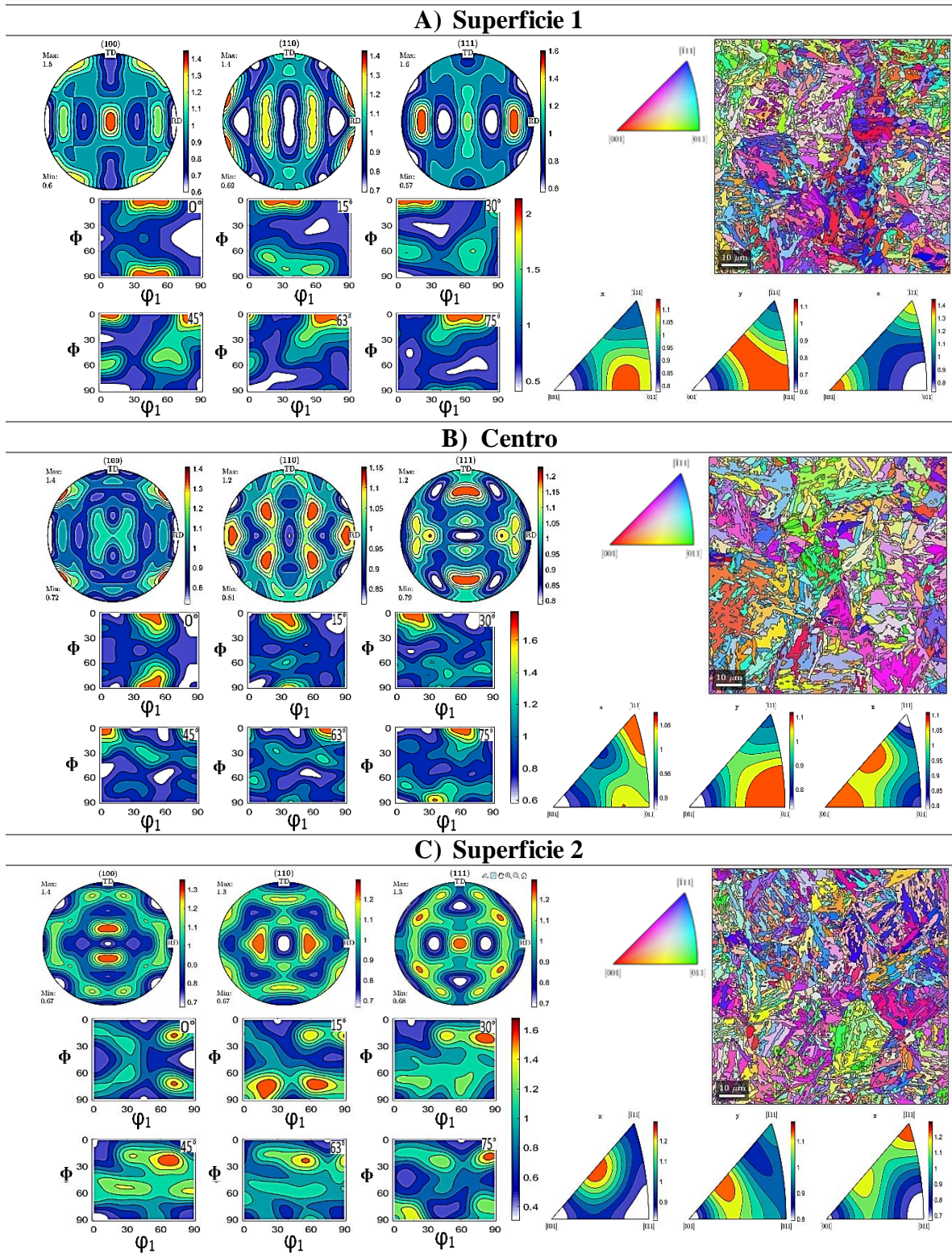


Figura 42. Figura de polos directa e inversa y ODFs mediante EBSD de la muestra 9-90 a) Superficie 1, b) Centro, c) Superficie 2.

Resultados ensayo de tensión

El número total de probetas analizadas en el ensayo de tensión fueron 4, estas se identificaron de la siguiente manera grupo 5160 que consta de 2 probetas con el proceso de decarburización (40 y 90 minutos), laminación en frío 10 % de reducción y un posterior tratamiento térmico convencional (austenizado, temple y revenido) y el grupo 9254 que consta de igual manera de 2 probetas con el proceso antes mencionado, como se muestra en la Figura 43.



Figura 43. Probetas para pruebas de tensión A) grupo de acero AISI/SAE 5160 B) grupo de acero SAE 9254.

Los resultados del comportamiento de las propiedades mecánicas de cada uno de los grupos se representan mediante curvas de esfuerzo vs deformación unitaria consignadas en las Figuras 44, donde se muestran la respectiva curva para el grupo AISI/SAE 5160 en la Figura 44 (A) y para el grupo SAE 9254 en la Figura 44 (B). Por medio de este ensayo se determinaron las propiedades mecánicas de los aceros en estudio en unidades del sistema internacional, como se presentan en la Tabla 11. Se observa que, al correlacionar los resultados obtenidos en el ensayo de los aceros en estudio procesados, estos se encuentran dentro de lo establecido de acuerdo con la Tabla 2, observándose que el grupo de acero 5160 existe una mayor ductilidad.

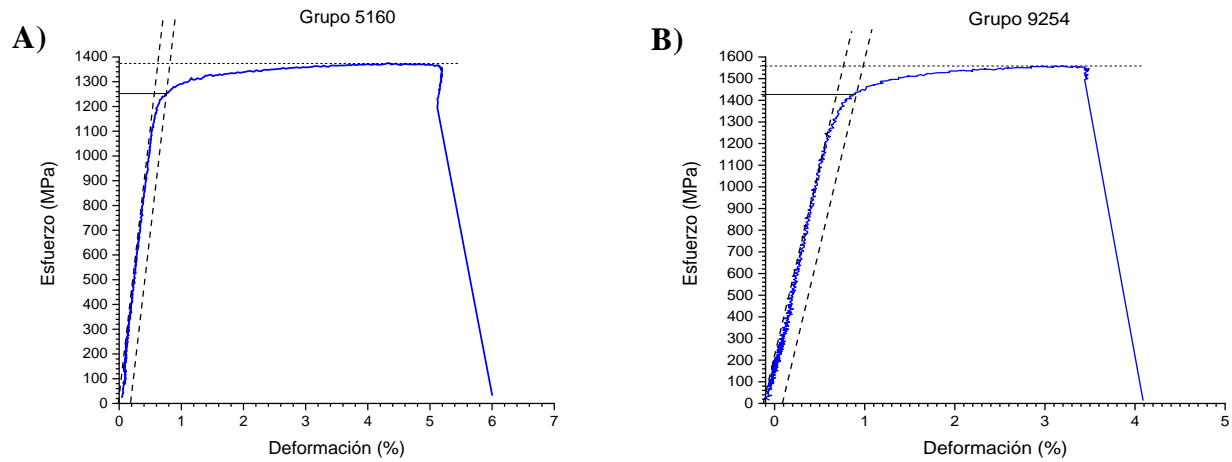


Figura 44. Curvas esfuerzo vs deformación de probetas de acero A) grupo AISI/SAE 5160 B) grupo SAE 9254.

Tabla 11. Propiedades mecánicas a partir de ensayos de tensión de los aceros AISI/SAE 5160 Y 9254.

| Prop. Mecánica | Grupo AISI/SAE 5160 | Grupo SAE 9254 |
|------------------------------|----------------------------|-----------------------|
| Módulo elástico (GPa) | 210 | 210 |
| Fluencia (MPa) | 1260 | 1420 |
| Máximo (MPa) | 1376 | 1559 |
| Elongación (%) | 15.65 | 6.11 |
| Reducción de área (%) | 22.16 | 17.37 |

Conclusiones

Con los datos recolectados en el presente análisis microestructura/textura de suspensiones de muelles se tuvo las siguientes conclusiones:

Se realizó la determinación de la composición química y fases presentes en la microestructura de los aceros en estudio en condiciones de llegada y se comprobó que estuvieran dentro los márgenes marcados por las normas.

Se determinó la profundidad de capa de ferrita de las muestras de acero posterior a un proceso de decarburación con diferentes tiempos de permanencia, esto para simular el comportamiento de las operaciones previas realizadas en planta en la fabricación de dicho muelles.

Se analizó la microestructura y textura en muestras post tratamiento

- 1) Etapa de decarburación con diferentes tiempos (operaciones previas en planta)
- 2) Deformación mediante laminación con 10 % de reducción para todas las muestras.
- 3) Tratamientos térmicos convencionales (austenizado, temple y revenido)

Arrojando microestructuras similares para los dos tipos de acero (tamaños de grano inicial, tamaño de grano austenítico post tratamiento, fases presentes), además de la macrotextura cristalográficas similares, aunque hubo ambigüedades en la microtextura, pero esto es debido a que no es un análisis completamente estadístico, debido a la comparación al tamaño de la muestra.

La textura cristalográfica fue similar en los dos tipos de acero en estudio, mostrándose para la condición de llegada una fibra γ , y fue disminuyendo su intensidad para las condiciones de 40 y 90 minutos de decarburación con una deformación 10 %, seguido de los tratamientos térmicos convencionales.

La textura típica de los materiales bcc de fibra γ se atribuye a la formación preferida de núcleos recristalizados en los límites de grano de ángulo alto preexistentes entre los granos deformados, donde prevalece las condiciones óptimas para la nucleación (Hutchinson, Oscarsson , & Karlsson , 1989).

Debido a la nucleación dentro de la microestructura deformada, los nuevos granos conservarán las orientaciones de rolado anterior. Sin embargo, los diferentes componentes de textura de rolado

difieren en la densidad y la disposición local de las dislocaciones y, por lo tanto, en la fuerza impulsora para la recristalización. Las orientaciones de las fibra γ entre $\{111\}\langle 110\rangle$ y $\{111\}\langle 112\rangle$ comúnmente se cree que tienen mayor energía almacenada que las orientaciones de textura de rolado faltantes en dicha fibra (Rajmohan , Hayakawa, Szpunar, & Root, 1997).

Además, se ha argumentado que debido a las faltas de homogeneidad de la deformación y los gradientes de deformación locales que persisten en la vecindad de los límites de grano , los núcleos que se forman en esas regiones pueden estar sujetos a rotaciones sustanciales alrededor del ND con respecto a la matriz a una distancia del límite de grano (Hutchinson, Oscarsson , & Karlsson , 1989). Esto significa regiones cercanas a los límites de grano entre dos componentes simétricamente equivalentes de $\{111\}\langle 110\rangle$ en realidad pueden comprender $\{111\}\langle 112\rangle$, y viceversa. Así, en presencia de una dominante textura $\{111\}\langle 110\rangle$, nucleará preferentemente $\{111\}\langle 112\rangle$ y, en consecuencia, eventualmente prevalecerá en la textura de recristalización.

Con la medición de las propiedades mecánicas tanto de dureza como de pruebas de tensión, no hubo un cambio significativo en sus propiedades al involucrar el proceso de deformación de rolado, ya que datos obtenidos estuvieron dentro de los rangos establecidos por las normas, únicamente hubo un incremento en capacidad de resistencia a la deformación, esto se observa en el incremento del módulo de elasticidad de los dos aceros en estudiados. Se puede concluir que se obtuvieron microestructuras y propiedades similares al decarburar el material en diferentes tiempos de permanencia (40 y 90 min).

Finalmente, para trabajos futuros se recomienda analizar los esfuerzos residuales de la superficie de las piezas y correlacionarlos con las texturas cristalográficas obtenidas para los diferentes tiempos de decarburación (profundidades de capa decarburada) y con el proceso de rolado de 10 % de trabajo en frío. Además de poder implementar deformaciones más severas y obtener nuevamente el análisis de texturas para observar si existen diferencias en éstas debido a la trayectoria termomecánica.

Referencias bibliográficas

ASM. (1991). Atlas of time-temperature diagrams for irons and steels.

ASM, I. (1990). Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys, ASM Handbook, Vol 1.

ASM, I. (2002). Metallographer's Guide: Iron and Steels.

ASM, I. (2015). *Hot working guide_A Compendium of processing maps*.

ASTM E1077-14. (2021). Standard Test Methods for Estimating the Depth of Decarburization of Steel Specimens. West Conshohocken : PA.

ASTM E140-02. (2002). Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, and Scleroscope Hardness. West Conshohocken : PA.

ASTM E384-11. (2011). Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials, ASTM International. West Conshohocken, PA.

ASTM E8. (2008). Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM International . West Conshohocken: PA.

Barreiro, J. (1997). Tratamientos térmicos del acero. Madrid: 9°.

Baundin, P. (1995). *Appl. Crystallografic* .

Berming, G., Tobisch, J., & Helming, K. (1994). Proc. of the 10 th Int. Conf. Textures of Materials.

Bhadeshia, H., & Honeycombe, R. (2006). *Formation of Martensite, Steel Microstructure and Properties*. Butterworth-Heinemann Elsevier, 3era edición.

Bhadeshia, H., & Honeycombe, R. (2006). *Steels: Microstructure and Properties* . Elsevier.

- Bhadeshia, H., & Honeycombe, R. (2006). *The Heat Treatment of Steels: Hardenability, Steels Microstructure and Properties*. Butterworth- Heinemann Elsevier, 3era. Edición.
- Birks, N. (1969). "Mechanisms of decarburisation", Conference on Decarburiation, Sheffield, The Iron and Steel Institute. London .
- Bunge , H. (1982). *Rexture Analysis in Material Science*. Butterworths & Co. 3.
- Bunge, H. (1987). *Int. Met. Rev.* 32, 265.
- Callister, W. (1993). Trsformaciones de fase en los metales: desarrollo de microestructuras y alteración de propiedades mecánicas. En *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. Barcelona: Reverté.
- Campbell, F. (2011). *Metallic Structure, Chapter 1, Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*.
- Chacón, V. H. (2009). *Diseño de una Suspensión para un Vehículo Automóvil Basada en. Tesis*. Madrid , España: Escuela Politécnica Superior.
- Chandler, H. (2010). *Heat treater's guide - Practices and Prodecures for Irons and Steels*, 2da Edición, ASM International.
- Coello , J., Miguel , V., Calatayud, A., Ferrer , C., & Martínez, A. (Septiembre de 2009). Caracterización mediante la técnica EBSD de la deformación de chapa de acero inoxidable AISI 304 DDQ bajo tensiones multiaxiales típicas de la embutición . *Revista de metalurgía* 45 (5).
- Criado, A. (2008). *Estructuras metalográficas de aleaciones hierro-carbono: Parte I : Aceros al carbono* . Madrid, Universidad Complutense de Madrid. Facultad de Ciencias Químicas.
- Cruz , D. (2008). *Diseño de una boquilla de salida variable empleada en el proceso de limpieza de rodillos con arena metálica*.
- Cullity, B. D. (1978). *Elements of X-ray Diffraction*. Addison Wesley .
- Cullity, B., & Graham, C. (1999). *"Introduction to magentic materils" 2nd Edition s.l.: IEEE*.

- Del Castillo, F., & Reyes, A. (2012). "Aceros, estructuras y tratamientos térmicos". Cuautitlán Izcalli, Universidad Nacional Autónoma de México : Departamento de Ingeniería.
- Dieter, G. (1988). *Mechanical Metallurgy*. McGraw- Hill.
- DingleyProc , D. J. (1988). ICOTOM. Santa Fe, New México: JSKalled G Gottstein.
- Domínguez, E. (2020). *Tren laminador . IPET 132 PARAVACHASCA*.
- Eguizabai, R. (2017). Acero para ballestas de alta resistencia y templabilidad . WO 2017/017290 A1.
- Elorz, J. (1996). Transformaciones en Estado Sólido en el sistema Fe-C: Ciencia e Ingeniería de Materiales: Estructura, Transformaciones, Propiedades y Selección. Madrid: Dossat.
- Enger, P. A. (1976). Impact wear of material. Elsevier Scientific Publishing Company.
- Engler, O., & Randle, V. (2009). *Introduction to texture analysis Macrotecture, microtexture and orientation mapping*. Boca Raton: CRC Press.
- Grange, A. (1966). *Trans. ASM59*, 26-48.
- Guliav, A. (1983). Aceros de Construcción. En Metalografía. Moscú: Mir.
- Herrera , O. (2009). *Influencia de la textura cristalografica global en la susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno en aceros grado tubería . México D.F: Tesis para obtener el grado de maestro en ciencias, IPN-ESIQIE*.
- Higuera, O. (2013). Relación microestructura y propiedades de cobre sometido a deformación plástica severa mediante presión en canal angular de sección constante . Universidad politénica de Catalunya, Barcelona : Tesis doctoral .
- Huang. (2020). *Microstructure, texture modifiction and mechanical anisotropy of high strain rate rolled Mg-Ga alloy sheets*.
- Huitchison, W., & Bate, P. (1994). Private Commun.
- Humphreys, F. J. (2004). *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. s.l.: Elsiwier.
- Hutchinson, W., Oscarsson , A., & Karlsson , A. (1989). *Mate. Ciencia Tecnologia*, 1118.

- Il'ina, V. (1999). Effect of surface decarburization on the susceptibility of high-strength steel 38Kh5MSFA to brittle fracture. *Met. Sci. Heat Treat.*, vol 41, 2.
- Jachmich, J.-M. (2022). *Luxembourg Patente n° WO 2022/064249 A1*.
- Judd, E. H. (1989). Spring Design Manual," in Spring Design Manual. Warrendale, Pennsylvania: SAE International.
- Kang, S., & Im, Y. (2007). Three-dimensional Thermo-Elastic-Plastic Finite Element Modeling of Quenching Process of Plain- Carbon Steel in Couple with Phase Transformation, *International Journal of Mechanical Sciences*.
- Kestens, L., & Pirgazi, H. (2016). Texture formation in metal alloys with cubic crystal structures. *Materials Science and Technology*, 1304-1305.
- Kobasko, N. I. (1992). Intensive steel quenching methods, in *Theory and Technology of Quenching*. New York: Springer-Verlag.
- Kostilnik, T. (1994). Shot peening; *Surface Engineering*. ASM Handbook, ASM International.
- Krauss, G. (2005). *Steels: Processing, Structure and Performance*, ASM International.
- López, L. A. (Enero de 2015). Efecto del calcio e itrio sobre la microestructura, textura y propiedades mecánicas de la aleación AZ31. México D.F.: Maestro en Ciencias en Ingeniería Metalúrgica .
- López, R. (2016). Estudio experimental y modelación de la generación de esfuerzos internos durante el temple de aceros SAE 5160. *Tesis para obtener el grado de Doctor en Ciencias*. Ramos Arizpe, Coahuila.
- López, R., & Et. al. (2016). Effect of Immersion Routes on the Quenching Distortion of a Long Steel Component Using a Finite Element Model. *Trans Indian Inst Met*.
- Luz, G. (08 de agosto de 2022). *Sae 9255 Propiedades (mecánicas, químicas y clasificación)*. Obtenido de Blog de materiales: <https://www.materiales.gelsonluz.com/2020/12/sae-9255-propiedades-mecanicas-quimicas.html>

- Mago, M., Hurtado, L., Raffoul, Y., & Leal, I. (2009). Estudio de la chapa de acero al silicio para el núcleo del transformador monofásico. *Revista INGENIERIA UC*. Valencia, Venezuela: Universidad de Carabobo.
- Mangonon, P. L. (2001). *Ciencia de los materiales* . Prentice Hall .
- Marder, A., & Krauss, G. (1967). *The Morphology of Martensite in Iron-Carbon Alloys, Transactions ASM, Vol 60* .
- Mardon, C. (1998). The austenitisation and decarburisation of high silicon spring steels, A Thesis Submitted in Fulfillment of the Requirements for the Degree of Doctor of Philosophy in Engineering at the University of Canterbury by.
- Martínez, G. (Julio de 2015). Temple intensivo de un acero AISI/SAE 5160. Nuevo León : Universidad Autónoma de Nuevo León, en opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.
- Matsuzaki, A., & Bhadeshia, H. (1999). Effect of austenite grain size and bainite morphology on overall kinetics of bainite transformation in steels, *Material Science and Technology* .
- MatWeb. (2022). *AISI/SAE 5160 y 9254 Steel, Recuperado en abril de 2022 de*. Obtenido de <https://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=8c9219c15c1e4ba9bf32871d4494776d>
- Metapol, S. A. (1991). Estudio sobre abrasivo por chorro . Venezuela: Catálogo de Metapol S. A.
- Miguel, V., Coello, J., Calatayud, A., Ferrer, C., & Martínez, A. (2007). Proc. Int. Deep Drawing Research Group.
- Monsalve, M., López, E., & Vargas, F. (Septiembre de 2007). Técnicas utilizadas para la medición de esfuerzos residuales en películas delgadas depositadas por PVD. Universidad Tecnológica de Pereira: Scientia et Technica.
- Noyan, C., & Cohen, J. B. (1987). *Residual Stress Measurement by Diffraction and Interpretation*. Berlin: Springer-Verlag.
- Ortiz, A. (2013). *Repositorio Facultad de Ingeniería* . Obtenido de Modelado de procesos de manufactura: <http://132.248.52.100:8080/xmlui/handle/132.248.52.100/2548>

- Osuna, A. (2014). Método experimental para la determinación de la difusión de carbono en aceros de baja aleación en rangos industriales de composición. *Tesis de grado en Maestro en Ciencias* . San Nicolás de los Garza , Nuevo León , Universidad Autónoma de Nuevo León : Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica .
- Owaka, S. (1992). Quench distortion of steel parts . Netsu Shori. Journal Japan Society for Heat Treatment.
- Park, J.-T. (2002). "Development of annealing texture in nonoriented electrical steels" Doctoral Thesis. Department of mining, Metals and Material Engineering. Montreal, Canadá: McGill University.
- Pérez , J. (1996). Tráttamientos térmicos de los aceros . *Tesis de grado en Mestro en Ciencias*. San Nicolás de los Garza , Nuevo León .
- Pietzsch, R., Brzoza, M., Kaymak, Y., & Specht, E. (2007). Simulation of the distortion of long steel profiles during cooling. *Journal of Applied Mechanics*.
- Prieto, D. (2021). Análisis de la descarburación por procesamiento de imágenes para estimar coeficientes de difusión de un acero AISI-SAE 1045. *Tesis para obtener grado de Maestro en Ciencias*. Morelia, Michoacán, México.
- Rajmohan , N., Hayakawa, Y., Szpunar, J., & Root, J. (1997). *Acta Mater*, 45.
- Ramos , G. T., & Bueno, A. (Junio de 2007). Estudio de la recristalización secundaria en un acero de bajo carbono laminado a alta temperatura. *Revista Latinoamericana de metalurgia y materiales*. Nueva Rosita, Coahuila, México: LatinAm. Metal.
- Rangle, V. (1993). *The measurement of grain boundary geometry* . London: IOP.
- Rodriguez , H. (2017). *Sistema de Suspensión en los Vehículo*. Obtenido de <http://ingemecanica.com/tutorialsemanal/tutorialn73.html>.
- Rossainz, R. (2015). Correlación entre el tiempo de calentamiento y degradación de la capa nitrurada de piezas de acero H13. *Tesis de grado de Maestría en Ciencias* . Nuevo León : Universidad Autónoma de Nuevo León .

- s.n. (2015). *Micrografías típicas de la martensita* . Obtenido de https://www.upv.es/materiales/Fcm/Fcm07/pfcm7_4_2.html#:~:text=4.2%20MICROGRAF%C3%8DAS%20T%C3%8DPICAS%20DE%20LA,en%20carbono%20superior%20al%200.6%25.
- Sánchez Ramos, J. (Diciembre de 2007). Extinción de la difracción de rayos X en una muestra de cobre con textura de recocido. México, D.F.
- Schwarzer, R. (2008). *Arch. Metall. Mater*, 53.
- Sharyari, A., & Szpunar, J. A. (2009). *The influence of crystallographic orientation distribution on 316 LVM stainless steel pitting behavior* . *Corrosionscience* 34.
- Silva , C. (2018). Análisis numérico/experimental del comportamiento mecánico de flexión de las ballestas recuperadas en frío empleadas en vehículos pesados HINO GD. Ambato, Ecuador : Universidad Técnica de Ambato.
- Silva, D. (2012). Laminación en caliente y en frío de aceros al silicio para aplicaciones eléctricas. *Grado de Maestro en Ciencias* . San Nicolás de los Garza, Nuevo León.
- Singh, N. (2013). General Review of Mechanical Springs Used in Automobiles. *International Journal of Advanced Engineering Research and*. India: Jammu.
- Suárez, H. (2009). "Caracterización de la capa descarburizada de un acero sometido a tratamiento térmico". *Rev. Clepsidra*, no.9, p. 6.
- Suárez, H. (2009). Caracterización de la capa descarburizada de un acero sometido a tratamiento térmico. *Rev. Clepsidra* No. 9 .
- Thelning, K. E. (1984). *Steel and its heat treatment*. 199.
- Totten, G. (2006). *Steel Heat Treatment Metallurgy and Technologies Handbook, Classification and Mechanisms of Steel Transformation*, Chapter 2, Second Edition. Portland State University.
- Totten, G., Canale, L., & Mesquita, R. (2008). *Failure Analysis of Heat Treated Steel Components*, ASM International.

- Trzaska, T., & Dobrzanski, L. (2007). Modelling of CCT Diagrams for Engineering and Constructional Steels. *Journal of Materials Processing Technology* 192, 504-510.
- Vander, G. F. (1991). *ASM, International; Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels*.
- Vázquez, H. (2012). *Influencia de la textura cristalográfica en la corrosión por picadura de un acero api 5l-x52*. IPN.
- Vilella, J. (1938). Metallographic Technique for Steel. *American Society for Metals, Metals Park, Cleveland, OH*, 26-52.
- Viloria, A., & Et al. (2004.). Mejoramiento del proceso de granallado para resortes de ballesta utilizando medición de esfuerzos residuales por difracción de rayos X. *Ingeniería e Investigación, Vol. 24, no 3*, 33.
- Winholtz, R. A. (2001). Residual stress: macro and microstress. *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*. Elsevier .
- Winthers, P. J., & Bhadeshia, H. D. (April de 2001). Overview Residual Stress. Part 2- Nature and origins. *Materials Science and Technology*, 358.
- Yaakoubi, M., Kchaou, M., & Dammak, F. (2013). Simulation of Thermomechanical and Metallurgical Behavior of Steel by Using ABAQUS Software, *Computational Materials Science* .
- Zaldivar et al., E. (2007). Comparación y evaluación del shot peening con otros tratamientos superficiales. Segundo congreso Científico Tecnológico de IME.
- Zentrum, S. (2005). Electrical steel sheet and strip. Publication 401-E.