



**UNIVERSIDAD
DE ANTIOQUIA**

**EVALUACIÓN DE LAS TRANSFORMACIONES MICROESTRUCTURALES DE
ACEROS DE HERRAMIENTAS COMERCIALES SOMETIDOS A TRATAMIENTOS
ISOTÉRMICOS DE BAJA TEMPERATURA**

James Colorado Marín

Tesis de maestría presentada para optar al título de Magíster en Ingeniería de Materiales

Directora

Claudia Patricia Serna Giraldo, PhD

Codirector

Oscar Eduardo Ríos Diez, PhD

Universidad de Antioquia

Facultad de Ingeniería

Maestría en Ingeniería de Materiales

Medellín, Antioquia, Colombia

2026



UNIVERSIDAD DE ANTIOQUIA

Cita	Colorado Marín [1]
Referencia	[1] J.Colorado Marín, “Evaluación de las transformaciones microestructurales de aceros de herramientas comerciales sometidos a tratamientos isotérmicos de baja temperatura”, Tesis de maestría, Maestría en Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia, Medellín, Antioquia, Colombia, 2026
Estilo IEEE (2020)	



Maestría en Ingeniería de Materiales, Cohorte Seleccione cohorte posgrado.

Grupo de Investigaciones Pirometalúrgicas y de materiales (Gipimme)



Centro de Documentación Ingeniería (CENDOI)

Repositorio Institucional: <http://bibliotecadigital.udea.edu.co>

Universidad de Antioquia - www.udea.edu.co

El contenido de esta obra corresponde al derecho de expresión de los autores y no compromete el pensamiento institucional de la Universidad de Antioquia ni desata su responsabilidad frente a terceros. Los autores asumen la responsabilidad por los derechos de autor y conexos.

AGRADECIMIENTOS

La culminación de este trabajo de maestría representa un hito significativo en mi desarrollo académico, profesional y personal. Este logro no habría sido posible sin el apoyo invaluable de diversas personas y de la institución que me brindaron la oportunidad y los medios para emprender este camino y avanzar en el cumplimiento de los objetivos planteados.

Deseo expresar mi más profundo agradecimiento a:

A la profesora Claudia Patricia Serna Giraldo, quien ha sido un modelo a seguir desde mi formación de pregrado, inspirándome con su compromiso, dedicación y vocación docente. Le agradezco profundamente por haber infundido en mí valores fundamentales y el amor por la labor académica e investigativa. Asimismo, le agradezco por brindarme la oportunidad de hacer parte de esta familia que es el grupo Gipimme, lo cual me permitió desarrollar estos estudios de maestría.

A Óscar Eduardo Ríos Díez, quien en todo momento me ha brindado su confianza, apoyo y conocimientos a lo largo de este proceso de formación. Su acompañamiento ha sido invaluable no solo en el ámbito profesional, sino también en lo personal, con gestos de amistad y cercanía que valoro profundamente. Le expreso mis más sinceros agradecimientos por su compromiso y generosidad.

A Andrés Felipe Santa Cruz, quien siempre ha demostrado una disposición incondicional para enseñarme y apoyarme frente a cada dificultad que se ha presentado a lo largo de este proceso. Su paciencia, compromiso y claridad para compartir su conocimiento han sido fundamentales para superar los desafíos que surgieron en el camino. Más allá del rol académico, agradezco su calidad humana y su constante disposición para brindar orientación, lo cual ha sido un gran soporte en mi formación profesional y personal.

Agradezco sinceramente a mis compañeros y profesores del grupo GIPIMME, quienes siempre han estado dispuestos a orientarme y guiarme durante este proceso. En particular, a Carolina Chica, Jisel, Juan David Holguín, Robin Muñoz y Luis David, por su constante disposición para colaborarme en las tareas prácticas relacionadas con los tratamientos térmicos, así como en los enriquecedores debates académicos que contribuyeron a fortalecer mis conocimientos. A Ricardo Emilio Aristizábal Sierra y Juan Marcelo Rojas Arango, les agradezco profundamente por compartir su experiencia y saber, lo cual fue clave para ayudarme a superar vacíos conceptuales

en el área de transformaciones de fase. Finalmente, expreso mi gratitud a Edward, Jhoman y Mateo, por su buena vibra, su apoyo tanto en las labores académicas dentro del grupo GIPIMME como en los momentos de esparcimiento, que fueron esenciales para mantener el equilibrio y claridad mental a lo largo de esta etapa.

Quiero expresar mi sincero agradecimiento a Juan Camilo Cardona y Manuela Sanchez por su constante disposición y apoyo en la realización de las tareas prácticas relacionadas con la preparación de las muestras para mi trabajo investigativo. Su colaboración fue esencial para el desarrollo de esta investigación y su paciencia y dedicación, siempre dispuestos a ayudar, han sido fundamentales para la ejecución de este proyecto.

A mi alma mater, la Universidad de Antioquia, por brindarme la oportunidad de realizar mi proceso formativo y apoyar financieramente parte de este camino, primero como estudiante de Ingeniería de Materiales y ahora como magíster. Agradezco especialmente el respaldo institucional para el desarrollo de esta investigación, a través del proyecto CODI PRG 52434, que hizo posible la ejecución de este trabajo. Asimismo, extendiendo mi gratitud al laboratorio espectrometría y al laboratorio de Materialografía de la Universidad de Antioquia, que ha sido mi segundo hogar desde el pregrado y donde actualmente me desempeño como técnico. Este espacio ha sido fundamental no solo para mi crecimiento académico y profesional, sino también como entorno de aprendizaje y construcción colectiva.

Agradezco profundamente a las personas que he conocido y con quienes he tenido la fortuna de compartir a lo largo de estos años: Juan Fernando Hernández, Isabel Toro, Iván Villa y Carolina Estrada. Su compañía ha sido fundamental para mantener el rumbo y el enfoque, incluso en medio de las dificultades propias del camino científico. Gracias por estar presentes, por brindar siempre un espacio para compartir, disfrutar y apoyar el bienestar emocional, lo cual fue clave para alcanzar los objetivos propuestos.

Por último, y no menos importante, agradezco profundamente a mi familia, quienes han sido el pilar fundamental en todo mi proceso de formación. A mi padre, Jaime, por su respaldo constante y por enseñarme el valor del esfuerzo y la disciplina; a mi hija, María Ángel, por ser una fuente inagotable de motivación, alegría y esperanza, recordándome siempre la razón por la que vale la pena seguir adelante.

De manera muy especial, a mi madre, Rosa, mi mayor ejemplo de fortaleza, entrega y amor incondicional. Su apoyo en cada etapa de este camino, sus palabras de aliento y su presencia permanente han sido esenciales para alcanzar este logro. A todos ellos, les debo gran parte de lo que soy y lo que he logrado. Este trabajo también les pertenece.

TABLA DE CONTENIDO

RESUMEN	14
ABSTRACT	16
INTRODUCCIÓN	18
CAPITULO 1: MARCO TEÓRICO	22
1.1 Aceros de herramienta para trabajo en frío	23
1.2 Clasificación de los aceros de herramienta	24
1.3 Generalidades de los tratamientos térmicos de los aceros de herramientas	25
1.3.1 Tratamiento térmico de temple y revenido	25
1.3.2 Tratamiento térmico de austemperado	27
1.3.3 Tratamiento térmico de Temple y Partición (Q&P).....	30
1.4 Transformaciones microestructurales en tratamientos isotérmicos	34
1.4.1 Transformación de la austenita en martensita	34
1.4.2 Transformación de la bainita.....	35
1.5 Propiedades mecánicas de los aceros de herramientas.....	37
1.5.1 Resistencia a la tensión	38
1.5.2 Tenacidad	39
1.5.3 Dureza	39
CAPITULO 2: MATERIALES Y METODOLOGÍA	41
2.1 Materiales de estudio.....	41
2.2 Determinación de los parámetros de tratamiento térmico.....	42
2.3 Determinación de las temperaturas de austenización.....	42
2.4 Determinación de tamaño de grano austenítico previo y cuantificación de carburos	43
2.5 Tratamientos térmicos	43
2.7 Caracterización microestructural.....	46
2.7.1 Microscopia óptica (MO).....	47
2.7.2 Microscopia electrónica de barrido (MEB)	47
2.8 Difracción de rayos x (DRX)	48
2.9 Medición de propiedades mecánicas.....	48
2.9.1 Ensayo de dureza	49
2.9.2 Ensayo de tracción	49
2.9.3 Ensayo de resistencia al impacto	50

CAPITULO 3: RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS.....	51
3.1 Análisis del estado de entrega para los aceros AISI O1 y AISI S1.....	51
3.2 Determinación de la temperatura de austenización del acero AISI O1 y AISI S1.....	53
3.3 Acero AISI O1	57
3.3.1 Análisis microestructural del acero AISI O1 tratado térmicamente	57
3.3.2 Austemperado acero AISI O1	58
3.3.3 Condición de transformación isotérmica a 250°C.....	58
3.3.4 Condición de transformación isotérmica a 350°C.....	60
3.3.5 Condición de transformación isotérmica a 450 °C.....	63
3.3.6 Tratamiento de Q&P acero AISI O1 – QT: 180°C / PT: 250°C, 350°C y 450°C.....	65
3.4 Acero AISI S1	75
3.4.1 Análisis microestructural del acero AISI S1 tratado térmicamente.....	75
3.4.2 Austemperado acero AISI S1	76
3.4.3 Condición de transformación isotérmica a 350 °C.....	77
3.4.4 Condición de transformación isotérmica a 400°C.....	78
3.4.5 Condición de transformación isotérmica a 450°C.....	81
3.4.6 Tratamiento de Q&P acero AISI S1 – QT: 270°C / PT: 350°C, 400°C y 450°C	83
CAPITULO 4: DISCUSIÓN.....	94
CONCLUSIONES	97
REFERENCIAS	101

LISTA DE TABLAS

TABLA 1. ASTM CLASIFICACIÓN ACEROS DE HERRAMIENTA [4].....	24
Tabla 2. COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LOS PRINCIPALES ACEROS DE HERRAMIENTA PARA TRABAJO EN FRÍO UTILIZADOS EN LA INDUSTRIA [3].	25
Tabla 3. COMPOSICIÓN QUÍMICA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE DUREZA DE LOS ACEROS EN ESTADO DE ENTREGA [43].	42
Tabla 4. PARÁMETROS DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS APLICADOS AL ACERO AISI O1.	45
Tabla 5. PARÁMETROS DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS APLICADOS AL ACERO AISI S1.....	45
Tabla 6. COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ACERO AISI O1 y AISI S1 OBTENIDOS MEDIANTE ESPECTROMETRÍA DE EMISIÓN ÓPTICA.	51
Tabla 7. CUANTIFICACIÓN DE CARBUROS EN EL ACERO AISI O1.....	55
Tabla 8. CUANTIFICACIÓN DE CARBUROS EN EL ACERO AISI S1.	55
Tabla 9. TAMAÑO DE GRANO PROMEDIO PARA LAS DISTINTAS CONDICIONES DE TEMPERATURA DE LOS ACEROS AISI O1 Y AISI S1.	56
Tabla 10. VALORES DE AUSTENITA RETENIDA Y CARBONO EN AUSTENITA ESTIMADOS PARA EL ACERO AISI O1.	71
Tabla 11. FRACCIÓN VOLUMÉTRICA DE CADA UNA DE LAS FASES PRESENTES EN LAS MUESTRAS DEL ACEROS AISI O1.....	72
Tabla 12. ESPESOR DE PLACA BAINÍTICA PARA EL ACERO AISI O1.	72
Tabla 13. PROPIEDADES MECÁNICAS MEDIDAS PARA EL ACERO AISI O1.	73
Tabla 14. CARACTERIZACIÓN AUSTENITA RETENIDA EN ACERO AISI S1.....	89
Tabla 15. FRACCIÓN VOLUMÉTRICA DE CADA UNA DE LAS FASES PRESENTES EN LAS MUESTRAS DEL ACERO AISI S1.....	91
Tabla 16. ESPESOR DE LA PLACA BAINÍTICA PARA EL ACERO AISI S1	91
Tabla 17. COMPENDIO DE PROPIEDADES MECÁNICAS DEL ACERO AISI S1	92

LISTA DE FIGURAS

Fig. 1. Esquema tratamiento térmico de temple y revenido [17].	26
Fig. 2. Esquema del enfriamiento en el tratamiento de austemperado de un acero a) en un diagrama tiempo-temperatura, b) sobre el diagrama TTT [16]	28
Fig. 3. Influencia de los elementos de aleación sobre la curva TTT. a) Aceros al carbono y aceros con bajo Mn, b) aceros al Cr-Ni, Cr-Ni-Mo y c) aceros alto Cr, Mo, V, con poco Ni o sin él [22].	29
Fig. 4. Esquema del tratamiento térmico de temple y partición (Q&P) [28].	31
Fig. 5. Representación esquemática de transformaciones que ocurren en el Q&P desde austenización completa. Los índices C_i , C_γ , C_m representan la concentración de carbono en la aleación, en la austenita y en la martensita, respectivamente [21].	32
Fig. 6. Esquema diagrama TTT donde se ilustra los diferentes dominios de transformación [15].	36
Fig. 7. Imágenes TEM en campo luminoso de (a) bainita superior (ferrita bainítica con intercalado de partículas de carburo) obtenida a 500°C durante 1800s, acero AC-BS; (b) bainita inferior (ferrita bainítica y partículas de carburo) obtenido a 375°C durante 1800s, acero MC-BS; (c) bainita inferior (ferrita bainítica con carburos entre y películas de austenita retenida) obtenidos a 375°C durante 1100s, acero MC-AS; (d) microestructura bainítica obtenida a 250°C durante 30h, acero AC-AS. Dónde: MC (Medio carbono) = 0.30% de C, AC (alto carbono) = 0.98% de C, BS (bajo silicio) = 0.25% de Si y AS (alto silicio) = 1.47% de Si (W%) [40].	36
Fig. 8. Diagrama de tiempo-temperatura para tres tratamientos térmicos. a) temple y revenido, b) austemperado y c) temple y partición (Q&P).	44
Fig. 9. Geometría y dimensiones de la probeta empleada en el ensayo de tensión (dimensiones en milímetros).	49
Fig. 10. Geometría y dimensiones de la probeta empleada en el ensayo Charpy (dimensiones en mm).	50
Fig. 11. Micrografías MEB en estado de entrega, atacada con Nital al 2. a) acero AISI O1 y b) acero AISI S1. Flechas rojas: carburos primarios y flechas amarillas: carburos secundarios.	52
Fig. 12. Muestras templadas en aceite y atacadas con metabisulfito acero AISI O1. a) templado a 900°C y b) templado a 1000°C	53
Fig. 13. Muestras templadas en aceite y atacadas con metabisulfito acero AISI S1. a) templado a 900°C y b) templado a 1000°C.	54
Fig. 14. Agrietamiento severo en muestras tratadas y atacadas con Nital 2%. a) acero AISI O1 y b) acero AISI S1.	54

Fig. 15. Tamaño de grano para las distintas condiciones de temperatura de austenización. A) AISI O1 900°C, b) AISI O1 1000°C, c) AISI S1 900°C y d) AISI S1 1000°C.	56
Fig. 16. Micrografía MEB del acero AISI O1 sometido a tratamiento térmico de temple y revenido. Flechas rojas: carburos primarios.	57
Fig. 17. Diagrama TTT del acero AISI O1 austenizado a 815 °C (tomado del catálogo de aceros Bohler) [57].	58
Fig. 18. Austemperado a 250 °C con tiempos de sostenimiento de (a) 15 min, (b) 30 min, y (c) 60 min. Flechas rojas: carburos primarios, flechas amarillas: carburos secundarios, flechas azules: bloques martensita/austenita retenida y líneas punteada en naranja: bainita.	60
Fig. 19. Austemperado a 350 °C con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min, (b) 15 min, y (c) 30 min. Flechas rojas: carburos primarios y flechas anaranjadas: bainita.	62
Fig. 20. Austemperado a 450 °C con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min y (b) 15 min. Flechas rojas: carburos primarios y flechas anaranjadas: bainita.	64
Fig. 21. Q&P (QT:180 °C y PT:250 °C), con tiempos de sostenimiento de (a) 15 min, (b) 30 min, y (c) 60 min. Flechas rojas: carburos primarios, flechas azules: bloques martensita/austenita y flecha y línea punteada en anaranjadas: bainita.	67
Fig. 22. Q&P (QT:180 °C y PT:350 °C), con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min, (b) 15 min, y (c) 30 min. Flechas rojas: carburos primarios, flechas amarillas: carburos secundarios, flechas azules: bloques martensita/austenita y flecha y línea punteada en anaranjado: bainita.	68
Fig. 23. Q & P (QT:180 °C y PT:450 °C), con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min, (b) 15 min y (c) 15 min, atacada con reactivo Berahas. Flechas rojas: carburos primarios, flechas-líneas punteadas verdes: perlita, flecha y línea punteada en anaranjado: bainita.	70
Fig. 24. Micrografía MEB del acero AISI S1 sometido a tratamiento térmico de temple y revenido. Fechas rojas: carburos primarios, flechas amarillas: carburos secundarios, flechas negras: martensita y flechas azules: bloques de martensita/austenita retenida.	75
Fig. 25. Diagrama TTT del acero AISI S1 austenizado a 880 °C (tomado del catálogo de aceros Bohler) [56].	76
Fig. 26. Austemperado a 350°C con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min., (b) 15 min., y (c) 30 min. Fechas rojas: carburos primarios, flechas negras: martensita, flechas azules: bloques de martensita/austenita retenida y flechas anaranjadas: bainita.	78
Fig. 27. Austemperado a 400°C con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min., (b) 15 min., y (c) 30 min. Fechas rojas: carburos primarios, flechas azules: bloques de martensita/austenita retenida y flechas anaranjadas: bainita.	80
Fig. 28. Austemperado a 450 °C con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min, (b) 15 min, y (c) 30 min. Flechas rojas: carburos primarios, naranjas: bainita, flechas azules: bloques martensita/austenita y flechas líneas punteadas verdes: perlita.	82

Fig. 29. Q&P (QT:270 °C y PT:350 °C), con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min, (b) 15 min, y (c) 30 min. . Fechas rojas: carburos primarios, flechas negras: martensita, flechas azules: bloques de martensita/austenita retenida y flechas naranjas: bainita.85

Fig. 30. Q&P (QT:270 °C y PT:400 °C), con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min, (b) 15 min, y (c) 30 min. Fechas rojas: carburos primarios, flechas negras: martensita, flechas azules: bloques de martensita/austenita retenida y flechas naranjas: bainita.....87

Fig. 31. Q&P (QT:270 °C y PT:450 °C), con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min, (b) 15 min, y (c) 30 min. Fechas rojas: carburos primarios, flechas negras: martensita y flechas naranjas: bainita.88

SIGLAS, ACRÓNIMOS Y ABREVIATURAS

Lista de acrónimos

DRX	Difracción de rayos X
EDS	Espectrometría de dispersión de energía de rayos X
HB	Dureza Brinell
HV	Dureza Vickers
Q&P	Temple y Particionado (Quenching and Partitioning)
Q&T	Temple y Revenido
MEB	Microscopia electrónica de barrido
OES	Espectrometría de emisión óptica
TTT	Diagrama temperatura – tiempo - transformación
TRIP	Plasticidad inducida por transformación
UTS	Resistencia última a la tracción
APT	Tomografía de sonda atómica

Notaciones:

Ac1	Temperatura crítica inferior
Ac3	Temperatura crítica superior
Bs	Temperatura de inicio de transformación bainítica
Ms	Inicio de transformación martensítica
Mf	Fin de la transformación martensítica
K₁	Carburos primarios
K₂	Carburos secundarios
QT	Temperatura de temple o quenching
PT	Temperatura de partición
Pt	tiempo de partición
T	Temperatura
t	Tiempo

Ta	Temperatura de austenización
Co Kα	Radiación de rayos X con tubo de cobalto
α	Ferrita
α'	Martensita
α_b	Ferrita bainítica
γ	Austenita
2θ	Ángulo de difracción de rayos X

RESUMEN

Para optimizar la eficiencia en la producción de herramientas utilizadas en la industria metalmecánica, estas deben presentar propiedades mecánicas adecuadas, tales como alta dureza y tenacidad, que garanticen su desempeño continuo en condiciones exigentes. En este contexto, esta investigación evaluó el efecto de los tratamientos térmicos de austemperado y temple y partición de carbono (Q&P – por sus siglas en inglés), sobre la microestructura y propiedades mecánicas de los aceros de herramientas comerciales AISI O1 y AISI S1.

Ambos aceros se austenizaron a una temperatura de 900°C por 35 minutos de sostenimiento. Además, a parte de los ciclos isotérmicos de baja temperatura – austemperado y Q&P – se realizó el ciclo convencional de temple + revenido, como tratamiento térmico comparativo. Para el ciclo de austemperado cada acero se evaluó en tres temperaturas con diferentes tiempos de sostenimiento en función del diagrama TTT respectivo. De acuerdo con los resultados en dureza y evolución estructural, se establecieron como condiciones idóneas para uso en proceso de conformación en frío: 250°C/60min., y 350°C/15 min., para el acero AISI O1 y 350°C/15 min., y 400°C/15min., para el acero AISI S1. Para el ciclo de Q&P se evaluó una temperatura de temple (QT) en ambos aceros que favoreciera una formación inicial de 30% de martensita (180°C para el AISI O1 y 270°C para el AISI S1), esto en función de la ecuación de Koistinen-Marburger, y evaluando temperaturas de partición (PT) en zona de transformación bainítica: 250°C y 350°C para el acero AISI O1 y 350°C y 400°C para el acero AISI S1. En ambos aceros los tiempos de sostenimiento isotérmico en la etapa de PT, se mantuvieron iguales a los establecidos en los ciclos de austemperado.

Cada condición de tratamiento establecida como idónea para los ciclos isotérmicos y de temple y revenido, se validó mediante ensayos mecánicos de tensión, impacto y dureza, buscando correlacionar la respuesta con la evolución microestructural. En este sentido, las estructuras obtenidas se caracterizaron mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X. Dentro de los resultados más importantes se encontró como la austenita retenida no favorece un incremento en los niveles de tenacidad, si no por el contrario inflige niveles de fragilidad, ya que esta austenita presente un bajo contenido de carbono y una morfología en bloques, lo que provoca que el efecto de la transformación por deformación (efecto TRIP), se de

en los estados iniciales de la zona plástica. Este comportamiento se explica en los mecanismos de lucha por el carbono que se dan durante los ciclos de partición y transformación bainítica: crecimiento de la fase bainítica, migración de carbono a defectos de red, migración a carburos primarios y precipitación de carburos secundarios. En cambio, cuando la estructura es multifásica – bainita, martensita y carburos – se logra un buen desempeño mecánico, incluso superior al de la condición de referencia – temple y revenido, ya que el desajuste mecánico entre estas fases es menor, lo que favorece una respuesta más balanceada entre los niveles de resistencia y tenacidad.

***Palabras clave* — Austemperado, Q&P, propiedades mecánicas, aceros de herramientas.**

ABSTRACT

To optimize the efficiency in the production of tools used in the metalworking industry, the steel must have adequate mechanical properties, such as high hardness and toughness, to ensure their continuous performance under demanding conditions. In this context, this research evaluated the effect of austempering and quenching and tempering and carbon partitioning (Q&P) heat treatments on the microstructure and mechanical properties of commercial tool steels AISI O1 and AISI S1.

Both steels were austenitized at a temperature of 900°C for 35 minutes of holding. In addition, the low temperature isothermal cycles - austempering and Q&P - the conventional quenching + tempering cycle was performed as a comparative heat treatment. For the austempering cycle, each steel was evaluated at three temperatures with different holding times according to the respective TTT diagram. According to the results in hardness and structural evolution, the ideal isothermal conditions for use in the cold forming process were established at 250°C/60min., and 350°C/15 min., for AISI O1 steel and 350°C/15 min., and 400°C/15min., for AISI S1 steel. For the Q&P cycle, a quenching temperature was evaluated for both steels that favored an initial formation of 30% martensite (180°C for AISI O1 and 270°C for AISI S1), according to the Koistinen-Marburger equation, and evaluating partition temperatures in the bainitic transformation zone of 250°C and 350°C for AISI O1 steel and 400°C and 450°C for AISI S1 steel. In both steels, the isothermal holding times in the PT stage remained the same as those established in the austempering cycles.

Each treatment condition established as suitable for the isothermal and quenching+tempering cycles was validated by means of mechanical tests of tension, impact and hardness, seeking to correlate the response with the microstructural evolution. In this sense, the structures obtained were characterized by optical microscopy, scanning electron microscopy and X-ray diffraction. Among the most important results, it was found that the retained austenite does not favor an increase in the levels of toughness, but on the contrary, it inflicts levels of brittleness, since this austenite has a low carbon content and a block morphology, which causes the effect of the transformation by deformation (TRIP effect) to occur in the initial states of the plastic zone. This behavior is explained by the mechanisms of struggle for carbon that occur during partitioning and bainitic transformation cycles: growth of the bainitic phase, migration of carbon to lattice defects, migration to primary

carbides and precipitation of secondary carbides. On the other hand, when the structure is multiphase - bainite, martensite and carbides - a good mechanical performance is achieved, even superior to that of the reference condition - quenching and tempering, since the mechanical mismatch between these phases is lower, which favors a more balanced response between strength and toughness levels.

***Keywords* — Austempering, Q&P, mechanical properties, tool steels.**

INTRODUCCIÓN

El desarrollo y selección de materiales para herramientas industriales está estrechamente ligado a las exigencias mecánicas de su aplicación. En entornos de trabajo relacionados con la deformación en frío, donde predominan cargas cíclicas, fricción o esfuerzos de impacto; los materiales empleados deben exhibir un equilibrio entre dureza, resistencia al desgaste y tenacidad. Así, la combinación adecuada de propiedades resulta esencial no solo para garantizar el correcto funcionamiento de las piezas, sino también para prolongar su vida útil en servicio, minimizar el riesgo de falla y reducir los costos asociados a mantenimientos frecuentes o reemplazos prematuros.

Las propiedades mecánicas de los materiales metálicos pueden ser modificadas, puesto que el comportamiento final de la pieza depende, entre otros factores de la composición química; de la proporción, distribución, morfología y estabilidad de las fases que se desarrollan durante ciclos de tratamiento térmico. Dentro de este enfoque, se hace necesario estudiar el impacto que tienen fases como la martensita, la bainita y la austenita retenida sobre las propiedades de los aceros, al ser estas las principales responsables del rendimiento del material en servicio. Por ejemplo, la martensita confiere una elevada dureza, mientras que la bainita ofrece un balance favorable entre resistencia y tenacidad, y la austenita retenida puede mejorar la ductilidad y, por ende, el comportamiento del material frente a condiciones de impacto.

Una amplia gama de aceros ha sido desarrollados con el objetivo de alcanzar microestructuras que mejoren las propiedades finales de las piezas, destacándose los aceros TRIP (Transformation Induced Plasticity) de bajo carbono y alto contenido de silicio, ampliamente utilizados en la industria automotriz por su notable combinación de resistencia y ductilidad. Desde la introducción del tratamiento térmico de Q&P en 2002 [1], su aplicación se ha centrado principalmente en aceros TRIP [2][3]; sin embargo, investigaciones recientes han ampliado su alcance aplicativo en aceros más aleados, como los aceros medio carbono, aceros al Mn [4] y aceros de herramientas [5]. Tradicionalmente, estos aceros han sido tratados mediante ciclos de temple y revenido, lo que conduce a microestructuras martensíticas de alta dureza, pero con una tenacidad limitada.

Como alternativa, han cobrado relevancia tratamientos isotérmicos como el austemperado y el Q&P, los cuales dan lugar a una microestructura mixta compuesta por bainita, martensita y

austenita retenida. En esta línea, trabajos de investigación desarrollados por el Grupo Gipimme de la Universidad de Antioquia han evaluado la aplicabilidad de este tipo de tratamientos en aceros de herramientas, como el AISI D2 y AISI A2, logrando obtener microestructuras multifásicas con durezas comparables a las obtenidas mediante temple y revenido, pero con un balance más favorable entre resistencia y tenacidad.

Partiendo de lo anterior, la presente investigación se orienta en profundizar el entendimiento de los fenómenos metalúrgicos que ocurren durante los tratamientos de austemperado y Q&P, aplicados en los aceros de herramientas comerciales de denominación AISI O1 y AISI S1. Se busca evaluar cómo la composición química, la presencia de carburos, la martensita generada durante el quenching y los parámetros térmicos aplicados, influyen en la transformación bainítica y, por ende, en el comportamiento mecánico final de las piezas, permitiendo identificar rutas de tratamiento que optimicen las propiedades de estos aceros, ampliando sus aplicaciones en condiciones de trabajo severas.

IV. OBJETIVOS

A. Objetivo general

Determinar la influencia de los parámetros de tratamiento isotérmico de baja temperatura de aceros de herramientas comerciales para trabajo en frío en su microestructura y su efecto en propiedades de tensión, dureza y resistencia al impacto.

Este trabajo tiene como objetivo contribuir al entendimiento de los fenómenos microestructurales que ocurren cuando se aplican nuevos procesos de tratamientos isotérmicos de baja temperatura en aceros de herramienta para operaciones de trabajo en frío, en el que se busca mejorar su desempeño mecánico. Específicamente que permitan una mejora significativa en la tenacidad, manteniendo altos niveles de dureza, y así reducir el riesgo de falla durante la aplicación de la herramienta.

A continuación, se detallan los objetivos específicos que se han planteado para alcanzar esta meta:

B. Objetivos específicos

- ***Establecer los parámetros del tratamiento de austemperado y Q&P sobre aceros de herramientas para trabajo en frío seleccionados para el estudio.***

Relacionar de manera idónea las condiciones de austenización y transformación isotérmica, con el objetivo de favorecer un balance adecuado de resistencia y tenacidad en los aceros de herramienta AISI O1 y AISI S1, buscando una alternativa para mejorar su vida operativa.

- ***Analizar la influencia de los tratamientos de austemperado y Q&P sobre la microestructura de los aceros de herramientas seleccionados.***

Las condiciones de tratamiento isotérmico, incluyendo las temperaturas y tiempos de austenización, temple y sostenimiento isotérmico, van a determinar las cantidades y morfología de las fases. Por ello, es crucial analizar cuidadosamente todas las condiciones empleadas en los diferentes tratamientos térmicos y caracterizar la microestructura obtenida como función de los parámetros empleados.

-
- ***Determinar la relación entre las microestructuras obtenidas mediante los tratamientos térmicos y las propiedades mecánicas de resistencia a la tensión, dureza y resistencia al impacto de aceros de herramientas evaluados.***

Se espera encontrar el efecto de ciclos de transformación isotérmica a baja temperatura sobre la distribución y fracción de las fases, su influencia sobre el comportamiento mecánico de aceros de herramienta para aplicaciones de trabajo en frío.

CAPITULO 1: MARCO TEÓRICO

Los aceros a nivel industrial son los materiales más utilizados en los distintos sectores industriales: metalmecánico, automovilístico, minero, agrícola, civil, entre otros, debido a su versatilidad, que se deriva de diferentes microestructuras obtenidas mediante ciclos térmicos de transformación que se dan en estado sólido [6].

El análisis de estas transformaciones microestructurales en un material bajo diversas condiciones térmicas no solo requiere comprender su composición química y cómo se ve afectada por el tratamiento térmico, sino que también implica conocer las fases que se forman en los intervalos de tiempo - temperatura que se definen; la velocidad y los mecanismos de formación de dichas fases son importantes para realizar una adecuada caracterización y evaluación, que posteriormente, resulten en un comportamiento mecánico. En esta revisión de la literatura, se busca ofrecer una breve síntesis de los conceptos teóricos relacionados con los aceros de herramienta comerciales AISI O1 y AISI S1, su respuesta a tratamientos térmicos de austemperado y temple y partición (Q&P, por sus siglas en inglés) donde se resaltan los estudios más significativos que aporten un mejor entendimiento de los resultados obtenidos.

Algunas aplicaciones de conformación en frío donde la deformación es generada por altas cargas de impacto requieren herramientas que además de tener alta resistencia al desgaste también tengan una buena tenacidad, este balance de propiedades generalmente es difícil de obtener en aceros que en su composición química presentan una variedad de elementos aleantes formadores de carburos. Como alternativa para encontrar ese balance de propiedades en aceros de herramientas, se ha comenzado a investigar la aplicación de ciclos térmicos como el austemperado y el Q&P, los cuales favorecen la formación de estructuras multifásicas: bainita / martensita / carburos, que pueden ser una opción viable, gracias al mejor balance resistencia / tenacidad, en comparación con las estructuras martensita / carburos, características de los ciclos convencionales de temple y revenido [7].

La microestructura final de los aceros de herramientas, determinada por su composición química y los tratamientos térmicos aplicados, define en gran medida sus propiedades mecánicas y su comportamiento en servicio. En este contexto, las fases principales que intervienen como la martensita, carburos y austenita retenida, desempeñan un rol fundamental en el equilibrio entre dureza, tenacidad y resistencia al desgaste, características clave para aplicaciones como herramientas de corte, conformado o estampado [8].

La martensita es la fase predominante en los aceros templados. Se forma por transformación de cizallamiento de la austenita durante el enfriamiento rápido, sin difusión de átomos, lo que da lugar a una estructura tetragonal de cuerpo centrado (BCT, por sus siglas en inglés) sobresaturada de carbono. Esta fase se caracteriza por su elevada dureza y resistencia al desgaste, atribuibles a las distorsiones de la red cristalina y las tensiones internas generadas durante la transformación. Sin embargo, esta dureza también se asocia a una marcada fragilidad, particularmente cuando se forma con grano grueso o en presencia de altos niveles de tensiones residuales. Por esta razón, el revenido posterior al temple es esencial para aliviar tensiones, mejorar la tenacidad y ajustar las propiedades mecánicas finales según los requerimientos de la aplicación [9].

La austenita retenida (AR), es otra fase fundamental que consiste en la fracción de austenita de alta temperatura que no logra transformarse en martensita durante el enfriamiento. Gracias a su estabilidad química en función del contenido de carbono y de los elementos aleantes como lo son el Mn y Ni. Su presencia tiene un efecto dual: en cantidades controladas como en la morfología, puede aumentar la tenacidad, al comportarse como una fase dúctil que absorbe energía durante la deformación. En altas fracciones puede comprometer la dureza, la estabilidad dimensional y generar transformaciones no deseadas durante el servicio [10], debido a fenómenos de transformación inducidos por trabajo.

Y finalmente los carburos, los cuales son compuestos intersticiales formados por carbono y elementos de aleación como Cr, W, V y Mo. Su distribución, morfología y contenido volumétrico tienen un efecto significativo sobre las propiedades del acero. En general, los carburos refuerzan la matriz martensítica actuando como obstáculos al movimiento de dislocaciones, incrementan la resistencia al desgaste debido a su elevada dureza y/o contribuyen a la estabilidad térmica del acero, especialmente en aplicaciones a altas temperaturas.

1.1 Aceros de herramienta para trabajo en frío

Los aceros destinados a la fabricación de herramientas abarcan aceros al carbono, aceros aleados y aceros rápidos, que tienen la capacidad de ser tratados térmicamente. Este tipo de aceros se fabrican para cumplir con requisitos específicos en aplicaciones que implican desde herramientas manuales y mecánicas, utilizadas para cortar, dar forma y troquelar. Además, este tipo de aceros resultan ser versátiles gracias al balance de tenacidad y dureza. En este sentido el apartado de tenacidad es el foco de desarrollo y ajuste en este tipo de materiales [11].

1.2 Clasificación de los aceros de herramienta

Uno de los principales sistemas de clasificación de los aceros para herramientas es la designación ASTM (American Society for Testing and Materials) [12]. En este sistema, cada grado de acero recibe una designación que consta de una letra seguida de un número. La letra representa una característica específica del acero para herramientas, mientras que el número, generalmente asignado en orden secuencial, identifica un acero particular desarrollado en ese sistema [11], tal como se especifica en la **TABLA 1**.

TABLA 1. ASTM CLASIFICACIÓN ACEROS DE HERRAMIENTA [4].

Clasificación ASTM	Símbolo
Aceros para herramientas endurecibles al agua	W
Aceros para herramientas resistentes a los golpes	S
Aceros para herramientas de trabajo en frío endurecidos al aceite	O
Aceros para trabajo en frío de aleación media, endurecidos al aire	A
Aceros para trabajos en frío con alto contenido de carbono y cromo para matrices	D
Aceros para moldes de plástico	P
Aceros para herramientas de trabajo en caliente, cromo, tungsteno	H
Aceros para herramientas de alta velocidad de tungsteno	T
Aceros para herramientas de alta velocidad al molibdeno	M

Dentro de esta categorización se encuentran los aceros de herramienta diseñados para trabajar en frío, los cuales son empleados en operaciones de conformado en las que el material procesado se encuentra a temperaturas por debajo de los 200°C (390°F), siendo la temperatura ambiente la aplicación más común. Estos aceros de herramienta son particularmente destacados en los procesos de conformado en frío de láminas de acero y otros formatos, en procesos como estampado, la acuñación, el cizallado y el troquelado de metales, en su mayoría aceros de bajo contenido en carbono, diseñados para ofrecer una ductilidad prolongada. La composición química de aceros de herramienta comerciales comúnmente utilizados para trabajo en frío se presenta en la **Tabla 2** [11].

Tabla 2. COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LOS PRINCIPALES ACEROS DE HERRAMIENTA PARA TRABAJO EN FRÍO UTILIZADOS EN LA INDUSTRIA [3].

ASTM	EN7DIN	UNS	C	Si	Mn	Cr	V	W	Mo
O1	1.2510	T31501	0,9	0,3	02	0,5	0,1	0,5	-
W1	1.1545	T72301	1,0	0,2	0,2	-	-	-	-
W2	1.1645	T72302	1,0	0,2	0,2	-	0,25	-	-
A2	1.2363	T30102	1,0	0,7	0,7	5,0	0,25	-	1,1
D2	1.2379	T30402	1,5	0,3	0,3	12,0	0,9	-	0,9
D3	1.208	T30403	2,1	0,3	0,3	12,0	-	-	-
D6	1.2436	-	2,1	0,3	0,3	12,0	0,1	0,7	-
S1	1.255	T41901	0,5	0,8	0,2	1,3	0,2	2,0	-
S7	-	T41907	0,5	0,3	0,5	3,2	-	-	1,5

Una característica esencial de los aceros de herramienta para trabajo en frío es su alta dureza. Esta característica se relaciona directamente con la búsqueda de ofrecer una buena maniobrabilidad en condiciones de desgaste por fricción o por contacto, los cuales son los modos más comunes de falla en herramientas, fabricadas en este tipo de acero. La dureza además influye negativamente en la tenacidad y, por lo tanto, en la probabilidad de agrietamiento [7].

1.3 Generalidades de los tratamientos térmicos de los aceros de herramientas

Los tratamientos térmicos son procesos mediante los cuales se modifican las propiedades de una pieza metálica a través de cambios en su microestructura, aplicando ciclos controlados de calentamiento, sostenimiento a temperaturas específicas y enfriamiento. Estos ciclos varían según el objetivo deseado, como la mejora de propiedades mecánicas adaptadas a determinadas aplicaciones. Las condiciones de temperatura, velocidad de calentamiento y enfriamiento, así como los tiempos de sostenimiento, dependen tanto de la composición química del material como de su estructura inicial, lo que hace que cada tratamiento térmico deba diseñarse de forma particular para cada caso.

1.3.1 Tratamiento térmico de temple y revenido

El proceso de tratamiento térmico más comúnmente aplicado en la mayoría de los aceros de herramientas utilizados en trabajos en frío es el temple y revenido. Mediante el proceso se pueden alcanzar valores de dureza que superan los 57 HRC [13], principalmente gracias a la presencia de una matriz de martensita que constituye más del 90% de la estructura, junto con la

precipitación de carburos de hierro y otros elementos como cromo, vanadio o tungsteno que contribuyen de manera significativa con los niveles de dureza [14].

El tratamiento de temple y revenido en aceros martensíticos es un proceso crítico que se realiza con precisión para controlar tanto la resistencia como la tenacidad de los productos terminados. La evolución microestructural de la martensita durante el proceso de revenido se divide en varias etapas, las cuales incluyen: distribución de carbono en defectos de red y la formación de grupos de precipitación, la descomposición de la austenita retenida y la precipitación de diferentes tipos de carburos. Este control cuidadoso de la evolución microestructural es fundamental para garantizar que aceros con estructuras martensíticas adquieran propiedades mecánicas adecuadas para sus aplicaciones finales [15].

En los tratamientos de temple y revenido como se muestra en el esquema de la figura 1, el endurecimiento del acero se obtiene mediante el enfriamiento rápido desde temperatura de austenización hasta una temperatura suficientemente baja que asegure una transformación predominante o total a martensita. Esta transformación ocurre por debajo de la temperatura M_s y se busca acercarse lo más posible a la temperatura M_f , aunque esta última suele encontrarse por debajo de la temperatura ambiente en muchos aceros para herramienta, este enfriamiento garantiza una transformación casi completa de austenita en martensita, lo que aumenta la dureza, aunque también incrementa la fragilidad del material debido a la presencia de martensita sobresaturada en carbono. Posteriormente, se realiza el revenido con el fin de modificar la martensita mejorando la tenacidad y reducir las tensiones internas [16].

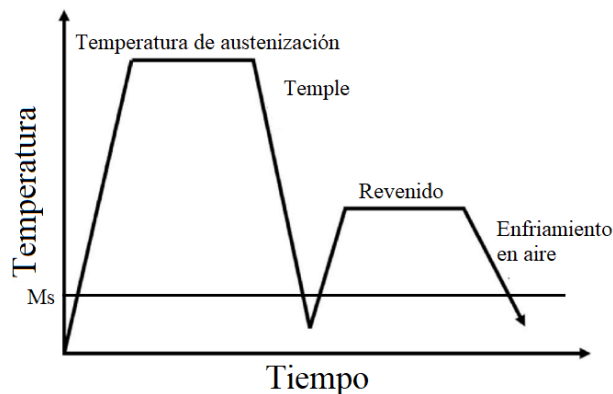


Fig. 1. Esquema tratamiento térmico de temple y revenido [17].

En los aceros de herramienta es habitual realizar un doble revenido, especialmente aquellos con alto contenido de carbono y elementos de aleación como cromo, molibdeno y vanadio. Tras el

temple, estos aceros suelen retener una fracción de austenita que no se transforma durante el enfriamiento. El primer revenido facilita su transformación en martensita secundaria, la cual aún presenta alta fragilidad. Por ello, se aplica un segundo revenido con el fin de revenir esta martensita recién formada, aliviar tensiones internas y estabilizar la microestructura del acero [1]–[3].

Además, el segundo revenido favorece la precipitación de carburos secundarios (como Mo_2C , V_4C_3 entre otros), lo que mejora la resistencia al desgaste, la estabilidad térmica y la estabilidad dimensional del acero durante el uso. Esta práctica es esencial para evitar el agrietamiento y garantizar una mayor vida útil de la herramienta, logrando una mejor combinación de dureza y tenacidad [2]–[4]. En conjunto, el doble revenido es fundamental para optimizar el comportamiento en servicio de los aceros para herramientas sometidos a condiciones severas de servicio.

1.3.2 Tratamiento térmico de austemperado

El austemperado es un tratamiento isotérmico que se lleva a cabo a bajas temperaturas con el objetivo de promover la formación de estructuras bainíticas. Esta microestructura es altamente apreciada debido a que pueden conferir un mejor nivel de tenacidad, en comparación con las estructuras martensíticas en aceros de herramienta para trabajo en frío.

En este tratamiento térmico, el acero desde su temperatura de austenización es enfriado en un baño isotérmico en temperatura comprendidas entre 200°C a 500°C (estas temperaturas dependen de la composición química del acero), en el cual se mantiene por el tiempo requerido para favorecer la transformación de austenita a bainita, cuya morfología puede ser bainita superior o bainita inferior, dependiendo de la temperatura de sostenimiento del baño, lo cual está en función del diagrama TTT del acero de estudio [18]. Es importante resaltar que la velocidad de enfriamiento que confiere el baño debe ser suficientemente rápida para evitar la transformación de la austenita en perlita, la cual puede comprometer significativamente las propiedades mecánicas que se requieren, de acuerdo con la aplicación final del componente. No obstante, debe tenerse en cuenta que la transformación bainítica no siempre alcanza el 100%, por lo que una fracción de austenita puede permanecer sin transformar al final del tratamiento.

La transformación isotérmica a bainita, al ocurrir a una temperatura constante, reduce la distorsión y el riesgo de agrietamiento, y puede mejorar la tenacidad en comparación con el

tratamiento convencional de temple y revenido. Dependiendo de los aleantes que presente el acero, la cinética de transformación puede ser rápida como en los aceros de herramienta o lento como en algunos aceros estructurales. La figura 2, presenta un esquema de tratamiento térmico de austemperado [8][19].

La cantidad de bainita que se genera en un proceso de transformación isotérmica está condicionada por varios factores interconectados. En primer lugar, la temperatura a la que se mantiene isotérmicamente el material desempeña un papel crucial, ya que determina la velocidad de reacción y la extensión de la transformación bainítica. La elección de esta temperatura de tratamiento térmico tiene un impacto directo en las propiedades finales del acero [20]. La fuerza impulsora para la nucleación de la bainita reside en la energía interfacial disponible en los bordes de grano de la austenita previa. Estos bordes de grano, que son las fronteras entre cristales de la misma fase austenítica, actúan como sitios preferentes para la nucleación al reducir la barrera energética crítica requerida para la formación de una nueva fase bainítica, constituyéndose así en un factor determinante en la cinética de la transformación.

Por último, la estabilidad de la austenita sobre enfriada, es decir, la capacidad de la austenita de retener su estructura original a temperaturas más bajas es esencial para la formación de la fase bainítica. Una austenita sobreenfriada más estable puede dar lugar a una transformación bainítica más eficiente[20][21].

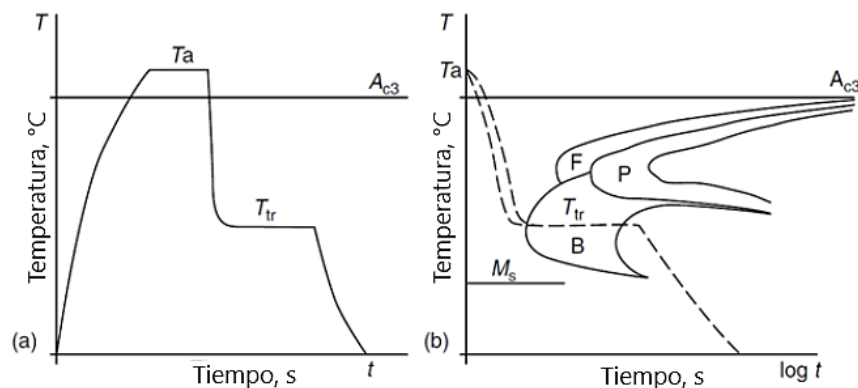


Fig. 2. Esquema del enfriamiento en el tratamiento de austemperado de un acero a) en un diagrama tiempo-temperatura, b) sobre el diagrama TTT [16] .

Una de las características más destacadas del austemperado es la combinación de propiedades mecánicas que logra proveer al acero. La estructura resultante proporciona una buena

relación dureza/tenacidad, lo que la hace adecuada para aplicaciones donde se requiere resistencia al desgaste y al impacto. Además, el austemperado es un tratamiento térmico reconocido por conferir una excelente tenacidad y resistencia a la fractura. Esta combinación de propiedades se debe, en parte, a la influencia de elementos como el carbono y el cromo en la microestructura resultante. El carbono y el cromo tienen la capacidad de retardar la formación de perlita, favoreciendo así la transformación de la austenita en bainita durante el mantenimiento isotérmico, ver figura 3. La microestructura bainítica, compuesta por una fina mezcla de ferrita acicular y carburos, ofrece un equilibrio superior entre resistencia y tenacidad en comparación con otras microestructuras como la martensita templada o la perlita gruesa. Esta característica convierte al austemperado en una opción particularmente atractiva para componentes que estarán sometidos a condiciones de carga cíclica o a impactos repetidos, donde la resistencia a la propagación de grietas y la capacidad de absorber energía son cruciales para garantizar la integridad y la vida útil del componente.

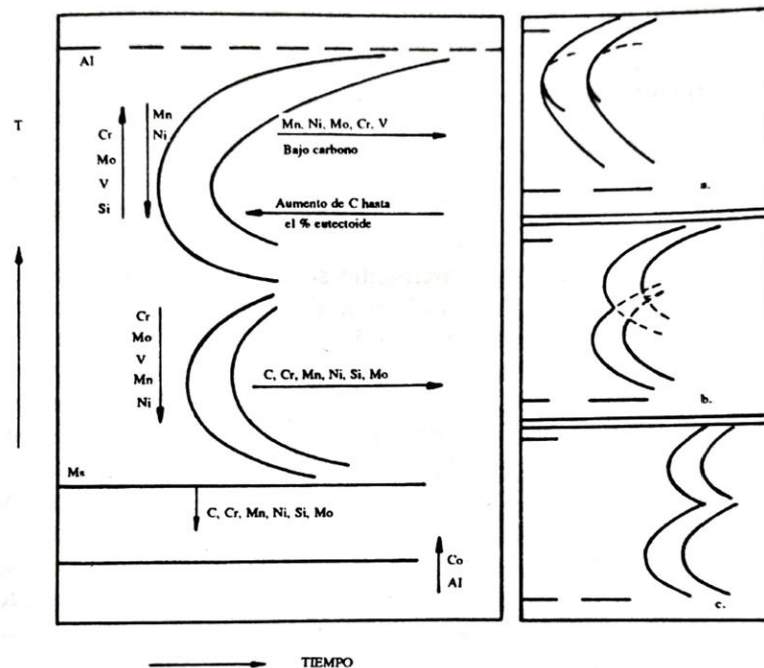


Fig. 3. Influencia de los elementos de aleación sobre la curva TTT. a) Aceros al carbono y aceros con bajo Mn, b) aceros al Cr-Ni, Cr-Ni-Mo y c) aceros alto Cr, Mo, V, con poco Ni o sin él [22].

Investigaciones llevadas a cabo para validar la pertinencia del uso de ciclos isotérmicos de baja temperatura sobre aceros de herramientas, han arrojado resultados interesantes. Por ejemplo,

en 2008, Meng Yin-Tu et., al. [23], evaluaron el uso de tratamientos de austemperado, martempering, temple y revenido, en muestras de un acero JIS SK5, de alto porcentaje de carbono (0.78%C) y evaluaron su efecto sobre las propiedades mecánicas, haciendo énfasis en la dureza y la tenacidad. Las muestras sometidas a austemperado promovieron la formación de una estructura compuesta por bainita inferior revelando que es superior en tenacidad y ductilidad en comparación con la martensita revenida, a pesar de que ambas microestructuras tienen una resistencia a la tracción última similar. La martensita revenida, sin embargo, mostró un límite elástico superior debido al menor tamaño de sus placas. La tenacidad superior de la bainita inferior se atribuye a su modo de fractura por clivaje transgranular, en contraste con la falla intergranular de la martensita revenida causada por la fragilización por revenido.

En 2012, Jae-Bok Seol et., al. [24] estudiaron sobre aceros TRIP bainíticos-austeníticos de alto carbono (0.71% C) este reveló que las propiedades mecánicas dependen significativamente de la temperatura de austemperado y de la relación Si:Al. Se observó que una menor relación Si:Al (1:3) y una temperatura de austemperado más baja (400°C) generalmente promueven una mayor tenacidad y elongación, aunque pueden reducir la resistencia a la tracción. Microestructuralmente, estos aceros presentan ferrita bainítica y austenita retenida sin precipitación de carburos, siendo la fracción y morfología de la austenita retenida cruciales. El análisis a escala atómica (APT) confirmó que el contenido de carbono en la austenita retenida aumenta al disminuir la relación Si:Al y la temperatura de austemperado, lo que mejora su estabilidad térmica y contribuye a una combinación óptima de propiedades.

1.3.3 Tratamiento térmico de Temple y Partición (Q&P)

El tratamiento de Q&P (por sus siglas en inglés de temple y partición) es un tratamiento térmico de baja temperatura [1] que se utiliza con la finalidad de obtener una microestructura constituida por varias fases como martensita (α') y bainita y al mismo tiempo favorecer la estabilización de la austenita retenida (γ_r) a través del particionamiento de carbono desde la martensita hacia la austenita. La martensita (α') y la bainita aportan alta dureza y resistencia mecánica y la austenita retenida (γ_r) contribuye con el aumento en los niveles de ductilidad y tenacidad [25]. Como se observa en la figura 4, en este tratamiento, el acero se enfría desde la temperatura de austenización hasta una temperatura de temple (QT). Esta temperatura se encuentra en el rango comprendido entre la temperatura de inicio de transformación de martensita (M_s) y de

fin de la transformación de martensita (M_f), para promover una transformación parcial a martensita. Luego del ciclo de temple se realiza un sostenimiento isotérmico a una temperatura que se designa como temperatura de partición (P_T), a fin de promover la transformación a bainita [26]. Este tratamiento puede realizarse en un solo paso, en el cual $Q_T < M_s$ y $Q_T = P_T$; o en dos pasos en el cual $Q_T < M_s$ y $P_T > M_s$ [27].

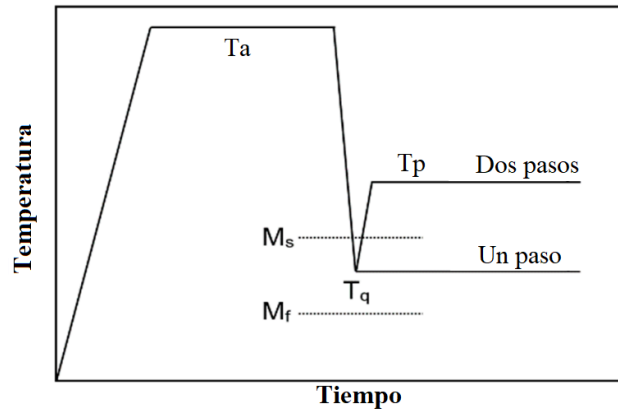


Fig. 4. Esquema del tratamiento térmico de temple y partición (Q&P) [28].

La secuencia de los cambios microestructurales que ocurren durante el Q&P desde una austenización completa se esquematizan en la figura 5. La alta sobresaturación de carbono en la martensita durante la fase de temple podría favorecer la formación de carburos de transición durante el particionamiento por un efecto de revenido. Estos carburos pueden influir de manera negativa generando una disminución en el potencial de carbono disponible para enriquecer la austenita, y por lo tanto para el control del tratamiento térmico, es necesario el entendimiento de la formación de estos carburos y los factores que atrasan la formación de cementita. La inhibición de la formación de carburos depende en gran medida de la composición química del acero y del método de procesamiento, este es un tema que todavía está en fase de estudio [29].

Durante la fase de temple, la martensita que se forma contiene el mismo porcentaje de carbono de la austenita madre, pero ya durante la fase de partición se favorece el enriquecimiento en carbono de la austenita circundante y sin transformar, a partir de un particionamiento de carbono, lo cual disminuye la sobresaturación de la martensita previamente formada. También se ha evidenciado que tiene un papel importante en la cinética de la reacción bainítica, acelerando los tiempos de incubación [10].

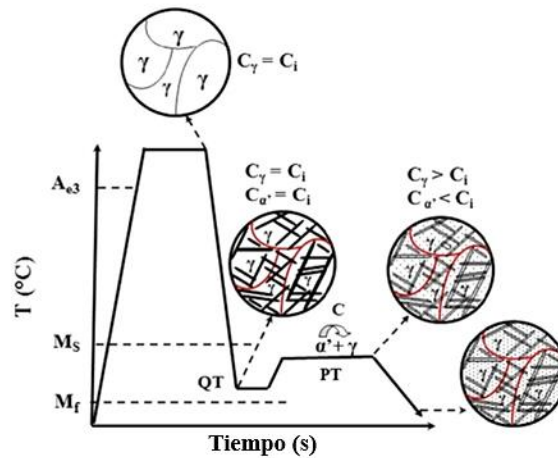


Fig. 5. Representación esquemática de transformaciones que ocurren en el Q&P desde austenización completa. Los índices C_i , C_γ , C_m representan la concentración de carbono en la aleación, en la austenita y en la martensita, respectivamente [21].

En 2010, H.Y. Li et., al. [30] estudiaron el comportamiento de un acero de medio carbono con silicio sometido a un tratamiento térmico de temple y partición (Q&P), observándose que la formación de bainita inferior durante la partición tiene un papel crucial en las propiedades finales del material. Se encontró que la ductilidad y resistencia pueden ser ajustadas controlando la fracción de bainita inferior, mientras que la austenita retenida enriquecida en carbono contribuye al efecto TRIP y mejora la tenacidad. La microestructura final estuvo compuesta por martensita revenida, bainita inferior, carburos y austenita retenida. Teniendo en cuenta esto, el proceso Q&P permite optimizar el equilibrio entre resistencia y ductilidad mediante el control del tiempo de partición y la transformación bainítica

Por su parte, Wang et., al., en 2010 [31] evaluaron la respuesta bajo ciclos térmicos de Q&P, en un acero martensítico de denominación 21Si2Ni3 de bajo carbono. Estos autores encontraron que la microestructura final consistió en martensita fresca, martensita revenida y austenita retenida, de tal forma que hay una excelente combinación de resistencia (por la presencia de la martensita fresca y martensita revenida) y ductilidad (por la presencia de austenita retenida). También establecieron un método para el ataque químico, con el objetivo de diferenciar la martensita fresca de la martensita revenida, pues estas presentan contenidos de carbono diferentes debido al particionamiento durante la fase de *partición*. Así, la martensita revenida es la que se ataca más fácilmente.

Tsuchiyama et al., en 2012 [32], evaluaron el tratamiento térmico de Q&P en un acero inoxidable martensítico 410 comercial. En este trabajo encontraron que el alto contenido de cromo retarda la formación de cementita, aunque por un mecanismo diferente al reportado por la adición de silicio en los aceros TRIP. Esto favoreció la estabilización de austenita por partición de carbono durante la fase de *partición*, y así se obtuvo un mejor balance de resistencia mecánica/ductilidad, en comparación con un tratamiento convencional de temple y revenido.

Zhou et., al., [33] aplicaron tratamientos convencionales de temple y revenido y Q&P, en el acero de herramientas M50 (0.8 %C, 4 %Cr, 4 %Mo, 0.9 %V, 0.25 %Si), con el propósito de evaluar la evolución en los niveles de tenacidad y resistencia. Los resultados evidenciaron que es viable aplicar tratamiento de Q&P en un acero de alto contenido de carbono y bajo contenido de silicio, y se logró mejorar la tenacidad del acero en un 93% respecto al tratamiento de temple y revenido convencional, sin sacrificar los altos niveles de resistencia. Se comprobó que la microestructura obtenida por Q&P, contiene austenita retenida en placas y bloques, y la presencia de carburos Fe_3C y Cr_{23}C_6 , confieren la alta resistencia mecánica.

P. Chen et al., en 2022 [34] reportaron los efectos del ciclo de Q&P sobre las propiedades microestructurales y mecánicas de un acero con alto contenido de aluminio. Los resultados mostraron que la resistencia a la tracción es comparable con aceros Q&P comerciales y que gracias al tratamiento de partición se logra una uniformidad en la deformación y elongación superior.

Por su parte, S.G. Liu et al. [35] desarrollaron aceros de ultra alto carbono (2%C) y los sometieron a tratamientos térmicos de Q&P. En este trabajo se estableció que la precipitación de carburos puede ser suprimida hasta un cierto grado, por la influencia que tiene el particionamiento de carbono en la austenita, la cual también influye en el engrosamiento de los carburos, los cuales son finos y uniformemente distribuidos. Además, en el particionamiento se evidenció que la austenita se enriquece en carbono proporcionándole estabilidad. Reportaron también que, para tiempos de particionamiento menores de 1 hora, la tenacidad del acero fue superior que la obtenida por un tratamiento convencional de temple y revenido. Esta mejora de la tenacidad es atribuida a la estabilidad de la austenita retenida obtenida durante la fase de particionamiento, la cual permite la absorción de energía al aplicarle cargas moderadas.

1.4 Transformaciones microestructurales en tratamientos isotérmicos

En todo tratamiento térmico se distinguen tres etapas importantes, estas son: calentamiento hasta las temperaturas definidas, sostenimiento de esa temperatura con el fin de obtener uniformidad térmica y un enfriamiento a velocidades adecuadas para favorecer las transformaciones microestructurales que determinan las propiedades finales requeridas.

1.4.1 Transformación de la austenita en martensita

La martensita es una fase característica que se forma en los aceros cuando la austenita se enfría rápidamente a temperaturas suficientemente bajas. Esta transformación ocurre cuando el acero se enfría por debajo de la temperatura crítica conocida como M_s , con una velocidad que evita la aparición de otras fases en estado sólido como la ferrita o la perlita [14]. A diferencia de las transformaciones difusivas que se dan en ferrita y perlita, la transformación martensítica es una transformación de cizallamiento, es decir, ocurre sin difusión atómica, mediante un cambio coordinado en la red cristalina. Durante la transformación, la austenita (FCC) se convierte en martensita (BCT). Esta reordenación rápida de átomos genera una gran cantidad de tensiones internas en el material, que son responsables de la alta dureza y resistencia al desgaste de la martensita, aunque también puede reducir su tenacidad, especialmente en ausencia de tratamientos posteriores como el revenido [9].

Según la literatura, la transformación martensítica puede producirse por tres mecanismos principales: el modo atómico, el modo ráfaga y el modo isotérmico. En el modo atómico, que es el más común en aceros, la transformación ocurre en función únicamente de la temperatura, no del tiempo. A medida que la temperatura desciende por debajo de M_s , se forman fracciones progresivas de martensita hasta alcanzar la temperatura M_f , donde se completa la transformación. Este proceso es muy rápido y se produce en múltiples etapas durante el enfriamiento. [36]. En el modo ráfaga, la transformación ocurre de manera abrupta, en un solo evento o una serie de eventos rápidos, comúnmente por debajo de M_s . Esta forma de transformación puede observarse en ciertas condiciones microestructurales o composicionales donde se produce una liberación súbita de energía almacenada en la austenita. Es menos común que el modo atómico, pero puede aparecer en aceros con alto contenido de carbono o durante templados muy severos [37]. Y el modo isotérmico, la martensita se forma a temperatura constante, por lo que depende del tiempo de permanencia del acero en dicha temperatura. Esto ocurre por debajo de una temperatura crítica

denominada M_{si} (inicio de martensita isotérmica), que puede diferir de M_s. Aunque este tipo de transformación es menos frecuente en aceros convencionales, puede ser relevante en aleaciones específicas o bajo condiciones controladas de tratamiento térmico. [38].

Las microestructuras resultantes del temple dependen de factores como la composición química del acero, la velocidad de enfriamiento y la temperatura final alcanzada. En aceros de bajo y medio carbono, la martensita adopta una morfología de listones delgados o aciculares, mientras que en aceros de alto carbono se forma martensita en placas, con maclas internas. Además, si el enfriamiento no alcanza M_f, puede permanecer una fracción de austenita retenida, que afecta las propiedades mecánicas y la estabilidad dimensional del acero. En tratamientos posteriores como el revenido, pueden precipitarse carburos finos, que alivian tensiones y mejoran la tenacidad [7].

1.4.2 Transformación de la bainita

El diagrama Temperatura-Tiempo-Transformación (TTT) de la mayoría de los aceros presenta un rango de temperaturas intermedias en el que la austenita no transforma ni a perlita, ni a martensita. En su lugar se forma una microestructura compuesta por placas de ferrita y una segunda fase que puede ser cementita, austenita o martensita, dependiendo de la composición química del acero y las condiciones de transformación, como se ilustra en la figura 6. Este constituyente de transformación intermedia es comúnmente conocido como bainita. Davenport y Bain descubrieron esta microestructura cuando estudiaban la descomposición isotérmica de la austenita [37].

La bainita es un constituyente en forma de pluma cuyos detalles microestructurales solo se pueden resolver mediante microscopía electrónica. Dependiendo de la temperatura de transformación y atendiendo a la naturaleza de las segundas fases que conforman el conjunto con las plumas bainíticas, se pueden distinguir dos morfologías diferentes: bainita superior y bainita inferior, un ejemplo de las cuales se pueden observar en la figura 7(a-c) [39].

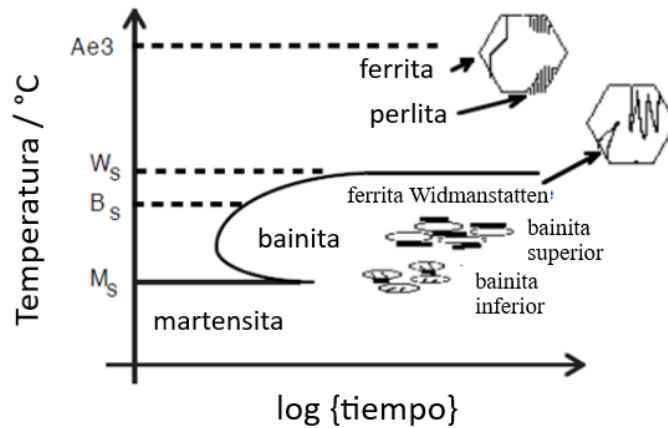


Fig. 6. Esquema diagrama TTT donde se ilustra los diferentes dominios de transformación [15].

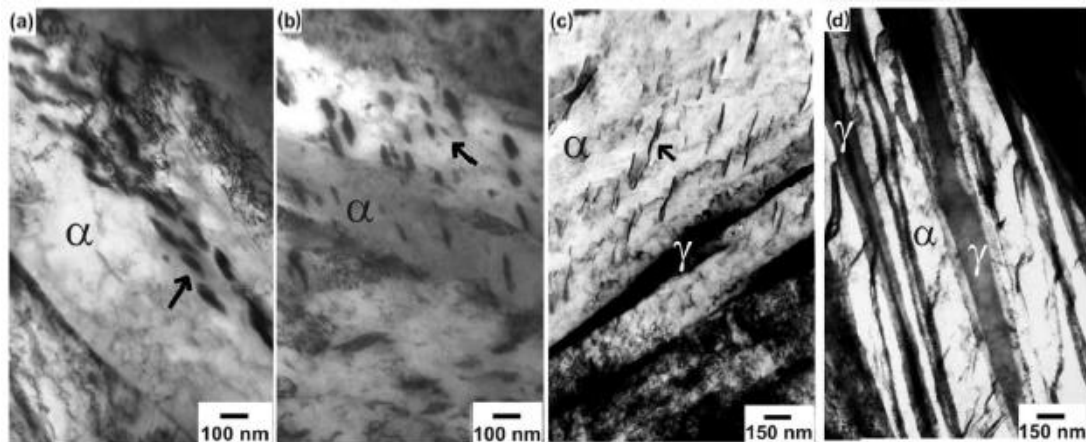


Fig. 7. Imágenes TEM en campo luminoso de (a) bainita superior (ferrita bainítica con intercalado de partículas de carburo) obtenida a 500°C durante 1800s, acero AC-BS; (b) bainita inferior (ferrita bainítica y partículas de carburo) obtenida a 375°C durante 1800s, acero MC-BS; (c) bainita inferior (ferrita bainítica con carburos entre y películas de austenita retenida) obtenidos a 375°C durante 1100s, acero MC-AS; (d) microestructura bainítica obtenida a 250°C durante 30h, acero AC-AS. Dónde: MC (Medio carbono) = 0.30% de C, AC (alto carbono) = 0.98% de C, BS (bajo silicio) = 0.25% de Si y AS (alto silicio) = 1.47% de Si (W%) [40].

La bainita superior se forma a mayores temperaturas que la bainita inferior, sin embargo, ambas morfologías conllevan procesos similares de transformación. En ambos casos, la reacción se inicia con la nucleación de las placas de ferrita bainítica en las fronteras de grano austenítico, y su crecimiento es controlado por un mecanismo de transformación de cizallamiento, de tal manera que, durante la reacción el movimiento individual de los átomos de hierro que conforman la red cristalina es inferior a un espaciado interatómico. Este tipo de transformación está acompañada por una deformación cizallante, muy similar a la observada durante la transformación martensítica

[41][42] [43]. Sin embargo, la bainita superior e inferior se forman a temperaturas relativamente altas, comparadas con las de la formación de la martensita, por lo que la austenita, cuyo límite elástico ($R_{p0.2}$) disminuye cuando la temperatura de formación aumenta, es capaz de acomodar plásticamente dicha deformación asociada a la transformación [41]. El incremento local de dislocaciones causado por la relajación plástica de la austenita bloquea el movimiento de la intercara de transformación y detiene así, el crecimiento de las placas de ferrita bainítica, de tal forma que el tamaño alcanzado por cada subunidad es mucho menor que el tamaño del grano austenítico previo.

Al igual que en la martensita, la fase bainítica crece sobresaturada en carbono, sin embargo, debido a la alta movilidad del carbono a las temperaturas de formación de estas microestructuras, este es capaz de difundirse a la austenita vecina y posteriormente precipitar entre las subunidades de ferrita, generalmente como carburo de hierro (cementita). Así, bainita superior está formada por placas de ferrita bainítica separadas por partículas de cementita, figura 7(a) [44]. Si el acero presenta en su composición química una cantidad suficiente de elementos inhibidores de la formación de cementita (como Si o Al), entonces es posible suprimir la precipitación de carburos durante la transformación, de tal forma que se obtendría una microestructura de bainita superior compuesta de ferrita bainítica y austenita retenida, denominada bainita libre de carburos, figura 7(d). Esta bainita puede contener martensita, si la austenita residual transforma durante el enfriamiento a temperatura ambiente [45].

A las temperaturas próximas a M_s , se reduce la movilidad del carbono, de tal forma que no todo es capaz de difundirse hacia la austenita vecina, produciéndose la precipitación de carburos dentro y entre las placas de ferrita bainítica, dando lugar la bainita inferior, figura 7(b-c) [46][47].

1.5 Propiedades mecánicas de los aceros de herramientas

Los aceros de herramientas se caracterizan por tener alta dureza (pudiendo alcanzar hasta 68 HRC), excelente resistencia al desgaste y buena tenacidad. Estas propiedades fundamentales están intrínsecamente ligadas a su composición química y al tratamiento térmico al que son sometidos. Dependiendo de su aplicación específica (trabajo en frío, trabajo en caliente o alta velocidad), estos aceros deben exhibir también una elevada resistencia a la compresión, una notable estabilidad térmica y dimensional, una alta tolerancia al choque térmico y a la fatiga. La presencia de carburos de elementos como el cromo, el vanadio y el molibdeno mejora significativamente su

desempeño, permitiéndoles mantener sus propiedades mecánicas incluso bajo condiciones extremas de carga, temperatura o impacto [48]. A continuación, se hace una revisión sobre las propiedades mecánicas de los aceros de herramientas que son más relevantes en el contexto de este trabajo.

1.5.1 Resistencia a la tensión

La resistencia a la tensión en los aceros de herramienta está fuertemente influenciada por la microestructura resultante del tratamiento térmico aplicado, particularmente en el proceso convencional de temple y revenido. En este tratamiento, la formación de martensita proporciona una fase dura y resistente que, mediante un revenido adecuado, mejora su tenacidad sin comprometer significativamente la capacidad de carga del material. Según el estudio de Algarni et al. (2019), se evaluaron las propiedades mecánicas de los aceros AISI D2 y AISI O1 luego de ser sometidos a temple y revenido, observándose que la resistencia a la tracción varía significativamente en función de la microestructura, determinada tanto por la composición química como por el tratamiento térmico. El acero AISI O1 presentó una mayor resistencia a la tracción (UTS de 846 MPa) y ductilidad (19.7 % de reducción de área), en comparación con el acero AISI D2, que mostró una UTS de 758 MPa y una ductilidad considerablemente menor (1.3 %). Esta diferencia se atribuye a que el acero AISI D2 posee una mayor cantidad de carburos y una matriz martensítica más dura y frágil, lo que, si bien mejora su resistencia al desgaste, reduce su capacidad de deformación plástica y su comportamiento frente a esfuerzos de tracción [49].

En contraste, el tratamiento de austemperado genera una microestructura bainítica, compuesta por ferrita acicular y carburos muy finos, lo que proporciona una resistencia a la tensión elevada con una mejor tenacidad que la martensita. Esta estructura, al no contener carburos gruesos, es más homogénea y resistente a la propagación de grietas [14]. Por su parte, el tratamiento Q&P combina martensita parcialmente revenida con austenita retenida estable, dando lugar a un acero multifásico que se beneficia del efecto TRIP (Transformación Inducida por Deformación). Este efecto permite que, bajo carga, parte de la austenita se transforme en martensita, reforzando localmente el material y retrasando el inicio de la fractura. Esta combinación de fases proporciona una excelente resistencia a la tracción y una notable capacidad de endurecimiento durante el servicio, haciéndolo particularmente adecuado para herramientas sometidas a sollicitaciones mecánicas intensas [48][50].

1.5.2 Tenacidad

La tenacidad en aceros de herramienta para trabajo en frío, representa la capacidad del material para resistir la fractura ante cargas de impacto o cargas cíclicas. Esta propiedad adquiere una importancia fundamental en aplicaciones donde las herramientas de corte, perforación o conformado se ven sometidas a esfuerzos repentinos o repetidos; una tenacidad adecuada previene fallos inesperados y garantiza la durabilidad de la herramienta. Los aceros de herramienta que presentan alta tenacidad suelen tener baja resistencia al desgaste. Muchos estudios se han encaminado en mejorar las propiedades de mejorar las propiedades de tenacidad en aceros de herramienta, donde estos ya poseen alta resistencia [51].

También la tenacidad se puede dar mediante diversas estrategias, entre las cuales destacan los tratamientos térmicos avanzados como el austemperado y el Q&P en el que se promueven microestructuras bainíticas, que presentan una mayor capacidad de absorción de energía durante el impacto y reducen la fragilidad propia de la martensita revenida, mejorando así la resistencia a la fractura. Adicionalmente, la tenacidad puede optimizarse mediante el refinamiento del grano, según Lan et al. (2017), un refinamiento mejora significativamente la tenacidad en aceros de herramientas austemperadas ya que inhibe la coalescencia de la bainita, preservando la austenita retenida en forma de película, lo cual contribuye a frenar la propagación de grietas y promueve una fractura más dúctil. Además, actúa como barreras al avance de grietas y dislocaciones. Estos efectos combinados se traducen en un notable aumento de la resistencia al impacto y la tenacidad general del material [52]

1.5.3 Dureza

La dureza en los aceros, particularmente en los aceros de herramienta tratados mediante temple y revenido, está estrechamente relacionada con la microestructura martensítica generada, así como con el tamaño y la distribución de los carburos presentes en la matriz del material [53]. En el caso de tratamientos térmicos isotérmicos, como el austemperado, la dureza se ve influenciada por múltiples factores, entre los cuales destacan la temperatura y el tiempo de sostenimiento, así como la proporción de fases que se forman durante el proceso. Con respecto al tiempo de sostenimiento, este juega un papel crucial. Cuando este tiempo es corto, parte de la austenita no alcanza a transformarse completamente en bainita y, al enfriarse, se transforma en

martensita, la cual representa un incremento en la dureza del acero, por lo que las muestras tratadas con tiempos más breves tienden a exhibir valores de dureza más elevados.

Por otro lado, en el tratamiento de Q&P, la determinación precisa de la dureza promedio es más compleja. En este proceso, la dureza está altamente influenciada por la martensita que se forma durante la etapa de enfriamiento rápido (quenching). Además de que afecta tanto la cinética de transformación bainítica como la estabilidad térmica y mecánica de la austenita retenida. La interacción entre estas fases y su distribución influye directamente en las propiedades finales del material [54].

CAPITULO 2: MATERIALES Y METODOLOGÍA

Esta sección presenta en detalle los materiales y métodos empleados en la presente investigación. Se inicia con una descripción de los materiales utilizados incluyendo su composición química y posteriormente se detalla la metodología experimental empleada para alcanzar los objetivos de la investigación, la cual abarca tres etapas.

1. ***Parámetros de tratamiento térmico***; en este apartado se describen las temperaturas, tiempos de permanencia y velocidades de enfriamiento que se utilizaron en los tratamientos térmicos de temple y revenido, austemperado y Q&P.
2. ***Caracterización microestructural***; se detallan las técnicas de caracterización microestructural, se especifica el procedimiento de preparación de muestras y adquisición de las imágenes y datos.
3. ***Determinación de las propiedades mecánicas***; se describen los ensayos mecánicos realizados para evaluar las propiedades como dureza, resistencia a la tracción y resistencia al impacto de los dos aceros de estudio.

2.1 Materiales de estudio

Los materiales estudiados para esta investigación son los aceros de herramienta comerciales para trabajo en frío AISI O1 y AISI S1, comercializados por la marca Böhler®. La composición química y la dureza de estos dos aceros en su estado de entrega, según el proveedor, son detallados en la **Tabla 3**. Además, se verificó la composición química mediante espectrometría de emisión óptica (OES) en un espectrómetro marca Bruker de referencia Magellan Q8, siguiendo los lineamientos de la norma ASTM E350 [55]. Estos aceros se suministraron en forma de barras cilíndricas de 25 mm de diámetro para el AISI O1 y de 16 mm de diámetro para el AISI S1. A partir de estas barras, se obtuvieron probetas de 15 mm de altura destinadas a los ensayos de composición química, tratamientos térmicos, caracterización microestructural y ensayos de dureza [43].

Los aceros de estudio fueron suministrados con un tratamiento térmico de recocido, presentando una microestructura dúctil caracterizada por la presencia de ferrita, y carburos esferoidizados, lo cual facilita los procesos de maquinado y tratamientos térmicos posteriores.

Tabla 3. COMPOSICIÓN QUÍMICA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE DUREZA DE LOS ACEROS EN ESTADO DE ENTREGA [43].

Acero	Dureza HB	Composición química					
		%C	%Si	%Mn	%Cr	%V	%W
AISI O1	220	0,94	0,28	1,10	0,54	0,12	0,81
AISI S1	215	0,68	0,63	0,22	0,93	0,17	2,10

2.2 Determinación de los parámetros de tratamiento térmico

La determinación de los parámetros de tratamiento térmico es un paso crucial que influye directamente en las propiedades finales de los aceros objeto de estudio. La selección adecuada de la temperatura, el tiempo de permanencia y la velocidad de enfriamiento permite controlar la transformación de las fases presentes en el acero, lo que a su vez determina su microestructura y, en consecuencia, sus propiedades mecánicas.

2.3 Determinación de las temperaturas de austenización

La temperatura de austenización desempeña un papel fundamental en la determinación de la microestructura final obtenida después de la aplicación de los distintos tratamientos térmicos. Por lo tanto, es indispensable establecer la temperatura de austenización óptima que permita obtener un tamaño de grano austenítico fino y, simultáneamente, que proporcione carburos de tamaño más pequeños presentes en la microestructura.

En este proyecto se evaluaron dos temperaturas de austenización completa para cada acero: 900°C y 1000°C. Estas temperaturas se definieron tomando como referencia la temperatura Ac3 reportada por el fabricante (810°C para el AISI O1 y 880°C para el AISI S1) [56], [57]. Con el propósito de analizar el grado de disolución de carburos a temperaturas elevadas.

Para llevar a cabo la evaluación de la temperatura de austenización, se prepararon probetas de los aceros de estudio, las cuales fueron calentadas a temperaturas de 900°C y 1000°C, posteriormente se templaron en aceite. El tiempo de austenización fue de 35 min, este determinó a partir de la revisión bibliográfica de tratamientos térmicos recomendados para estos aceros

[56][57]. La correcta selección del tiempo de austenización es esencial para asegurar la homogeneización de la austenita y la disolución controlada de los carburos.

2.4 Determinación de tamaño de grano austenítico previo y cuantificación de carburos

La determinación del tamaño de grano austenítico previo y la cuantificación de los carburos obtenidos en la etapa de austenización, requirieron de una cuidadosa preparación metalográfica de las muestras. Siguiendo la norma ASTM E3 [58], las muestras se embebieron en resina fenólica (baquelita) para facilitar su manipulación y se sometieron a un proceso de desbaste y pulido. El desbaste se realizó con papeles abrasivos ASTM 240, 320, 400, 600, 800 y 1200, eliminando las irregularidades de la superficie. El pulido se llevó a cabo con suspensión de alúmina de $1\mu\text{m}$ y $0,3\mu\text{m}$, obteniendo una superficie especular brillante libre de rayas y defectos que pudiera interferir con la observación de la microestructura.

Para revelar la microestructura, se emplearon dos ataques químicos. Primero, se utilizó reactivo Nital al 2% para identificar la microestructura y los límites de grano austenítico. Después, se realizó el ataque químico con metabisulfito de sodio para detectar la presencia y distribución de carburos. La medición del tamaño de grano austenítico previo se realizó de acuerdo con la norma ASTM E112 [59], utilizando el método de conteo de intersecciones. Para tal análisis se utilizó el software de análisis de imágenes ImageJ, se consiguió contrastar los carburos en la matriz y comparar con mayor facilidad las imágenes obtenidas.

2.5 Tratamientos térmicos

En la figura 8, se muestra el esquema para los tres tipos de tratamiento térmico que se realizaron durante la ejecución del presente trabajo de investigación. La figura 8a muestra el tratamiento térmico de temple y revenido, figura 8b corresponde al tratamiento de austemperado y la figura 8c muestra el tratamiento Q&P.

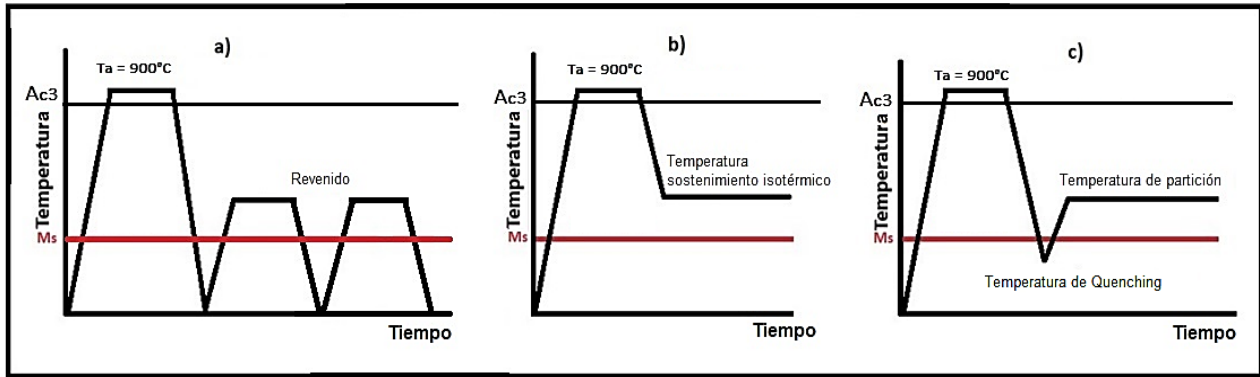


Fig. 8. Diagrama de tiempo-temperatura para tres tratamientos térmicos. a) temple y revenido, b) austemperado y c) temple y partición (Q&P).

Las **Tabla 4** y **Tabla 5**, muestran las condiciones de tratamiento térmico (temperatura y tiempo de sostenimiento) aplicadas a las probetas AISI O1 y AISI S1 respectivamente. Con base en estas condiciones, se busca encontrar las mejores condiciones de temperatura y tiempo de transformación que permita analizar la influencia de las diferentes microestructuras obtenidas con la dureza del material. A partir de este análisis, se seleccionan las dos condiciones de tiempo y temperatura más adecuadas para el tratamiento térmico de las probetas, las cuales fueron sometidas posteriormente a ensayos mecánicos. A manera de referencia se compara el tratamiento térmico de temple y revenido convencional, con los tratamientos isotérmicos de baja temperatura, austemperado y Q&P.

Los tratamientos térmicos se realizaron sobre probetas cilíndricas de ambos aceros, la austenización se llevó a cabo en un horno tubular, garantizando una atmósfera inerte, la temperatura seleccionada de acuerdo con el análisis previo fue de 900°C. Este se detallará en la sección de resultados. El un tiempo de permanencia a esta temperatura fue de 35 minutos. Para los sostenimientos isotérmicos y temperatura de quenching se emplearon baños de sales fundidas de nitrito sódico y nitrato potásico en proporciones de 50%-50% en masa.

Tabla 4. PARÁMETROS DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS APLICADOS AL ACERO AISI O1.

No	TT	Ta (°C)	ta (min)	QT(°C)	tq (min)	PT (°C)	tp (min)
1	Austemperado 1- acero O1	900	35	-	-	250	15
2							30
3							60
4	Austemperado 2- acero O1	900	35	-	-	350	5
5				-	-		15
6				-	-		30
7	Austemperado 3- acero O1	900	35	-	-	450	5
8				-	-		15
9	Q&P 1- acero O1	900	35	180	3	250	15
10							30
11							60
12	Q&P 2- acero O1	900	35	180	3	350	5
13							15
14							30
15	Q&P 3- acero O1	900	35	180	3	450	5
16							15
17	T+R O1	900	35	N/A	N/A	N/A	N/A

Tabla 5. PARÁMETROS DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS APLICADOS AL ACERO AISI S1.

No	TT	Ta (°C)	ta (min)	QT(°C)	tq (min)	PT (°C)	tp (min)
1	Austemperado 4- acero S1	900	35	-	-	350	5
2							15
3							30
4	Austemperado 5- acero S1	900	35	-	-	400	5
5							15
6							30
7	Austemperado 6- acero S1	900	35	-	-	450	5
8							15
9							30
10	Q&P 4 - Steel S1	900	35	270	3	350	5
11							15
12							30
13	Q&P 5 - Steel S1	900	35	270	3	400	5
14							15
15							30
16	Q&P 6 - Steel S1	900	35	270	3	450	5
17							15
18							30
19	T+R S1	900	35	N/A	N/A	N/A	N/A

Las temperaturas isotérmicas para los ciclos de austemperado y Q&P se definieron a partir de los diagramas TTT, de las fichas técnicas suministradas por el fabricante y también se tuvo en cuenta la información reportada en la literatura [56][57](ver figura 9 y figura 10).

La temperatura de quenching en el ciclo de Q&P se definió a partir de la ecuación de Koistinen y Marburguer [37], ecuación 1, la cual relaciona la temperatura del quenching con la proporción de martensita presente en la microestructura final.

$$f_m = 1 - e^{-1.1 \cdot 10^{-2} \cdot (M_s - QT)} \quad (\text{Ecuación 1})$$

Donde M_s es la temperatura de inicio de formación de martensita, QT es la temperatura del quenching y f_m es la fracción de martensita. Las temperaturas seleccionadas para los tratamientos de Q&P, se establecieron para favorecer un máximo de martensita del 25% para ambos aceros. Cuando se forma una cantidad excesiva de martensita durante la etapa de temple (por encima del 25 % en volumen), se reduce drásticamente la fracción de austenita disponible para transformarse en bainita durante la etapa de particionado. Esto limita la cantidad de bainita que puede formarse, y con ello se pierde el beneficio de tener una microestructura más equilibrada entre resistencia y tenacidad. Además, un exceso de martensita en la etapa del quenching con alta dureza y alto contenido de tensiones internas puede inducir fragilidad y dificultar la difusión efectiva de carbono, lo que puede llevar a la precipitación de carburos indeseados, en lugar de permitir el desarrollo de bainita acicular fina y homogénea. Por tanto, mantener la fracción inicial de martensita en un rango de 20 a 25 % permite preservar suficiente austenita metaestable que, al ser expuesta al particionado a temperaturas moderadas, pueda transformarse en bainita, proporcionando una matriz más tenaz y resistente al agrietamiento, ideal para herramientas expuestas a cargas dinámicas o térmicas severas [1], [60].

Finalmente, para comparar los resultados obtenidos en tratamientos térmicos convencionales, se realizó tratamiento de temple y doble revenido, garantizando las mismas condiciones de austenización (900°C para ambos aceros).

2.7 Caracterización microestructural

Con el objetivo de identificar las diferentes fases presentes en las microestructuras producto de los diferentes ciclos térmicos, analizar la morfología y la distribución de carburos y a su vez

correlacionar estas características con las propiedades mecánicas, se hizo uso de las siguientes técnicas de caracterización.

2.7.1 Microscopia óptica (MO)

El análisis microestructural de las muestras se realizó mediante microscopia óptica, utilizando un microscopio NIKON MA 100 con objetivos de hasta 1000X, para revelar las características microestructurales de interés, tal como la presencia de las distintas fases y la distribución de carburos.

La preparación metalográfica de las muestras incluyó el desbaste con papeles abrasivos de granulometría ASTM número 120, 240, 320, 400, 600, 800 y 1200, seguido de un pulido final en paño con suspensiones de alúmina de 1 μ m y 0,3 μ m. Este proceso aseguró una superficie libre de rayas, adecuada para la observación en el microscopio. Posteriormente se utilizó reactivo de ataque Nital al 2 % para identificar las distintas fase presente y reactivo de Beraha's utilizado para diferenciar la martensita de la bainita.

2.7.2 Microscopia electrónica de barrido (MEB)

La caracterización microestructural con un mayor grado de resolución se realizó mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), utilizando un microscopio SEM-FEG JEOL JSM 6500F. La preparación de las muestras para MEB fue similar a la empleada para microscopía óptica, incluyendo el desbaste, pulido y ataque químico con Nital al 2%.

Se obtuvieron imágenes con detectores de electrones secundarios (SE) y retrodispersados (BSE) para analizar las diferentes fases presentes en la microestructura. Las imágenes SE proporcionaron información sobre la topografía de la superficie, mientras que las imágenes BSE permitieron diferenciar las fases y obtener información de la composición química (contraste de número atómico).

Adicionalmente, se realizó un análisis de espectrometría de dispersión de energía de rayos X (EDS) para determinar la composición química de las fases observadas. Este análisis elemental permitió identificar la presencia de elementos aleantes y la distribución de estos en la microestructura.

2.8 Difracción de rayos x (DRX)

Se realizaron ensayos de difracción de rayos X (DRX) en un equipo marca Panalytical referencia Empyrean Serie 2 con fuente de Co en un intervalo de barrido (2θ) entre 35° - 120° a una velocidad de barrido inferior a 0,3 grados/min, operando a 40kV y 30mA.

Mediante DRX se determinó la fracción de austenita retenida en la microestructura. Esta técnica se basa en el fenómeno de difracción que ocurre cuando los rayos X atraviesan sólidos cristalinos. Al incidir sobre la muestra, los rayos X, que tienen una longitud de onda del mismo orden de magnitud que el radio atómico, experimentan difracción debido a la interacción con los electrones alrededor de los átomos. La información crucial sobre la posición y tipos de átomos en la trayectoria del haz difractado se encuentra en este fenómeno. Por lo tanto, mediante la comparación con patrones preestablecidos de muestras conocidas, es factible identificar las fases y compuestos presentes en el material de la muestra [61].

A fin de obtener resultados cuantitativos más precisos sobre la cantidad de austenita retenida, se realizó un refinamiento de los difractogramas utilizando el software HighScore Plus, el cual permitió identificar y caracterizar con mayor exactitud los picos asociados a la fase austenítica. Este procedimiento facilitó la separación de las señales correspondientes a las distintas fases presentes, particularmente entre la martensita y la austenita, permitiendo así determinar su fracción volumétrica de manera más confiable. Además, para evaluar el contenido de carbono disuelto en la austenita retenida, se aplicó la ecuación de Dyson-Holmes [62], la cual relaciona la posición del pico (2θ) del plano cristalográfico de la austenita con el porcentaje de carbono en solución sólida. Este análisis permite correlacionar la expansión de la red cúbica centrada en las caras (FCC) de la austenita con el enriquecimiento en carbono, lo cual es clave para entender su estabilidad térmica y mecánica dentro de la microestructura del acero.

2.9 Medición de propiedades mecánicas

Con el fin de conocer la respuesta mecánica de los aceros AISI S1 y AISI O1, sometidos a tratamientos isotérmicos de baja temperatura, haciendo énfasis en la dureza, la resistencia a la tensión y la resistencia al impacto, se llevaron a cabo los ensayos que se describen a continuación.

2.9.1 Ensayo de dureza

Los ensayos de dureza se realizaron bajo los parámetros de dureza Vickers, para lo que se utilizó un durómetro universal marca NOVOTEST, siguiendo los estándares de la norma ASTM E92 [63]. Para cada condición de tratamiento térmico, se realizaron 5 mediciones con una carga de 30 kgf. Los resultados se presentan como promedio de las 5 mediciones, incluyendo la desviación estándar.

2.9.2 Ensayo de tracción

Los ensayos de tracción se realizaron según la norma ASTM E8 [64]. Las probetas se maquinaron en el material en estado de entrega y posteriormente se sometieron a los tratamientos térmicos seleccionados como las mejores condiciones de acuerdo con el análisis microestructural. La figura 9, muestra las dimensiones de las probetas utilizadas.

Los ensayos se llevaron a cabo a temperatura ambiente en una máquina universal de ensayos marca Shimadzu, modelo AG-X plus, 250kN-300kN, utilizando una velocidad de deformación de 1 mm/min. Para cada condición de tratamiento térmico, se dispuso de tres probetas, determinando la resistencia última a la tracción (UTS), el límite de fluencia (YS) y la elongación.

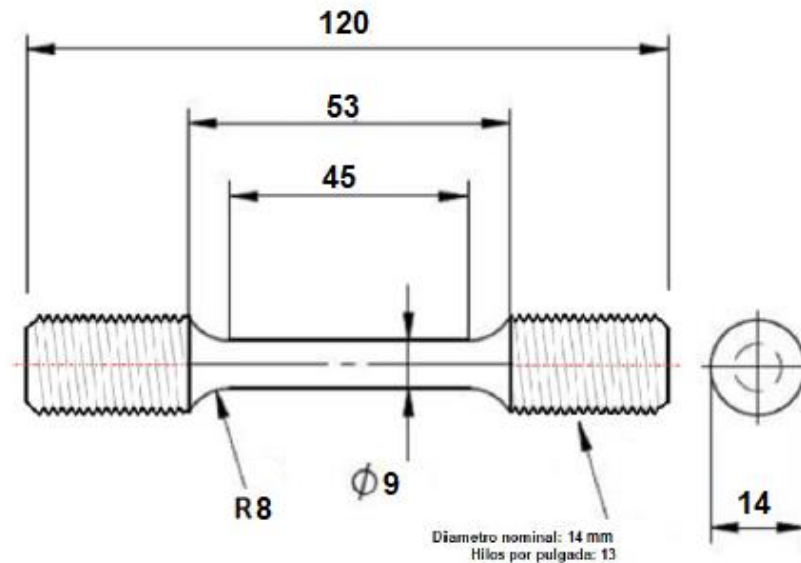


Fig. 9. Geometría y dimensiones de la probeta empleada en el ensayo de tensión (dimensiones en milímetros).

2.9.3 Ensayo de resistencia al impacto

Para conocer la energía de impacto que ofrece cada condición de tratamiento térmico seleccionada, se realizaron ensayos de impacto Charpy según los parámetros dictaminados por la norma ASTM E-23 [65]. Esta propiedad representa la capacidad del material para absorber energía y deformarse plásticamente antes de la fractura. Las probetas se maquinaron a partir del material en estado de entrega y se sometieron a los diferentes tratamientos térmicos detallados en las **Tabla 4** y **Tabla 5**. La figura 10 muestra las dimensiones de las probetas empleadas.

Para cada condición de tratamiento térmico, se realizaron tres repeticiones a temperatura ambiente en un equipo marca HECKERT con capacidad de 300 J. las probetas se realizaron con entalla. La repetición de los ensayos permite obtener resultados más confiables y representativos del comportamiento del material.

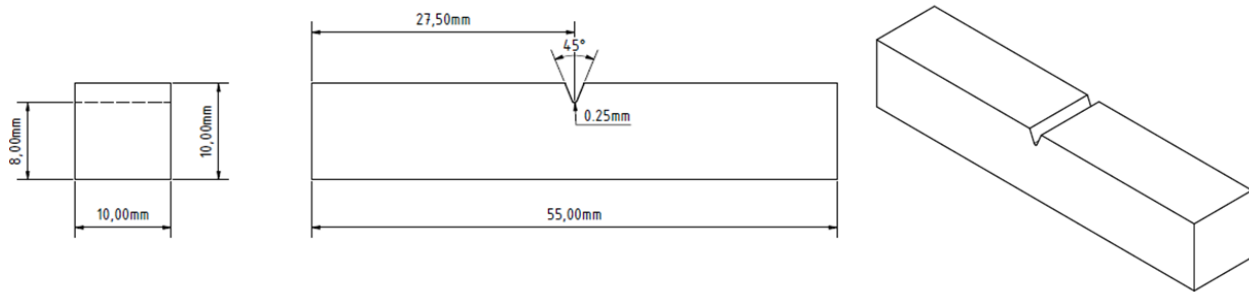


Fig. 10. Geometría y dimensiones de la probeta empleada en el ensayo Charpy (dimensiones en mm).

CAPITULO 3: RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

Los resultados de esta investigación se presentan en dos secciones, cada una enfocada a uno de los aceros estudiados.

3.1 Análisis del estado de entrega para los aceros AISI O1 y AISI S1

Los resultados del análisis de composición química obtenidos mediante espectrometría de emisión óptica (OES) validaron la composición química proporcionada por el proveedor. Esta consistencia es esencial para asegurar la validez y la reproducibilidad de los resultados experimentales y, por lo tanto, la solidez de las conclusiones derivadas de este estudio.

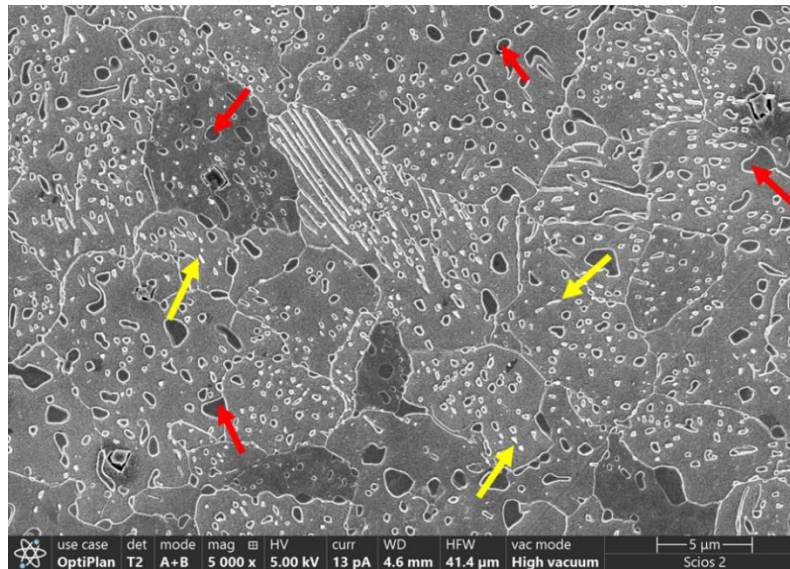
La tabla 6 presentan la composición química para el acero AISI O1 y AISI S1. Los valores mostrados corresponden al promedio aritmético de tres mediciones independientes, realizadas en distintas zonas del eje de cada material. La composición del acero AISI O1, caracterizada por un alto contenido de carbono (0.94%) y una presencia significativa de manganeso (1.10%), cromo (0.54%) y wolframio (0.81%), influye notablemente en sus transformaciones en estado sólido. El alto contenido de carbono es fundamental para lograr una alta dureza martensítica y la formación de una cantidad apreciable de carburos [7]. Por su parte, el acero AISI S1, aunque posee un contenido de carbono en menor cantidad que el acero AISI O1, incorpora silicio, cromo, vanadio, wolframio y manganeso, elementos que aumentan la templabilidad y mejoran la resistencia térmica, lo que lo hace ideal para herramientas sometidas a impacto térmico [10].

Tabla 6. COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ACERO AISI O1 y AISI S1 OBTENIDOS MEDIANTE ESPECTROMETRÍA DE EMISIÓN ÓPTICA.

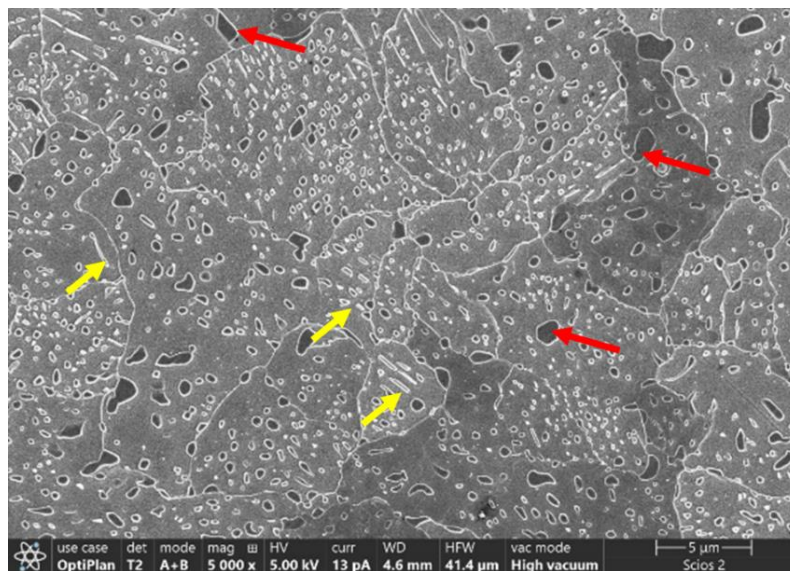
Acero	Composición química					
	%C	%Si	%Mn	%Cr	%V	%W
AISI O1	0,942 ± 0,008	0,283 ± 0,001	1,098 ± 0,007	0,540 ± 0,001	0,120 ± 0,003	0,813 ± 0,034
AISI S1	0,679 ± ,009	0,630 ± 0,003	0,217 ± 0,004	0,928 ± 0,003	0,168 ± 0,013	2,100 ± 0,036

Desde el punto de vista microestructural figura 11a y 11b, ambos aceros fueron suministrados en estado recocido, lo cual se evidencia en la presencia de una matriz compuesta por ferrita con carburos esferoidizados. Este tipo de estructura es característica de los aceros sometidos a un recocido de ablandamiento, proceso cuyo objetivo es reducir la dureza y mejorar la

maquinabilidad y conformabilidad plástica del material. En ambos aceros, las microestructuras se presentan dos tipos de carburos: (i) carburos primarios del tipo MC, M_7C_3 y $M_{23}C_6$, que se originan durante la solidificación del acero y no se disuelven completamente durante el recocido y (ii) carburos secundarios los cuales son más finos del tipo M_3C , M_6C y $M_{23}C_6$ que se encuentran distribuidos homogéneamente dentro de la matriz. Estos carburos pueden actuar como sitios de iniciación de grietas, afectando propiedades como la tenacidad.



a)



b)

Fig. 11. Micrografías MEB en estado de entrega, atacada con Nital al 2. a) acero AISI O1 y b) acero AISI S1. Flechas rojas: carburos primarios y flechas amarillas: carburos secundarios.

3.2 Determinación de la temperatura de austenización del acero AISI O1 y AISI S1

La determinación de la temperatura óptima de austenización es un paso clave para definir las condiciones de tratamiento térmico que garanticen un equilibrio adecuado entre dureza, tenacidad y resistencia a la fractura. Se evaluaron dos temperaturas de austenización, 900 °C y 1000 °C, para los aceros AISI O1 y AISI S1, con el objetivo de analizar los efectos microestructurales y mecánicos posteriores al temple en aceite. El criterio de selección se basó en la observación de micrografías, el análisis de la fracción volumétrica de carburos, el tamaño de grano previo al temple, y la presencia de grietas o defectos asociados a tensiones internas.

En ambos aceros, el incremento de la temperatura de austenización de 900 °C a 1000 °C condujo a una disminución significativa de la fracción de carburos en la microestructura. Como se observa en las Figuras 12 y 13, correspondientes al AISI O1 y AISI S1 respectivamente, esta disolución de carburos fue más intensa a 1000 °C, enriqueciendo la matriz austenítica con carbono. Sin embargo, este enriquecimiento trajo consigo consecuencias negativas. Durante el temple, la austenita sobresaturada en carbono se transformó en martensita mediante una transformación de cizallamiento, lo que generó una fuerte distorsión de la red cristalina. Como resultado, se produjeron tensiones internas elevadas que favorecieron la fragilización y la aparición de agrietamientos severos en ambas aleaciones, evidenciados en las Figuras 14.

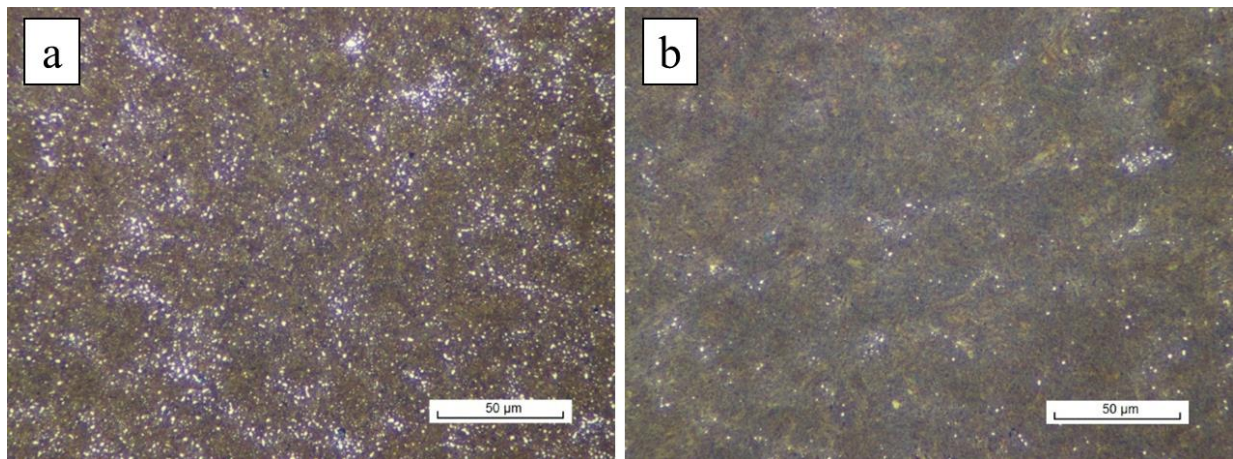


Fig. 12. Muestras templadas en aceite y atacadas con metabisulfito acero AISI O1. a) templado a 900°C y b) templado a 1000°C

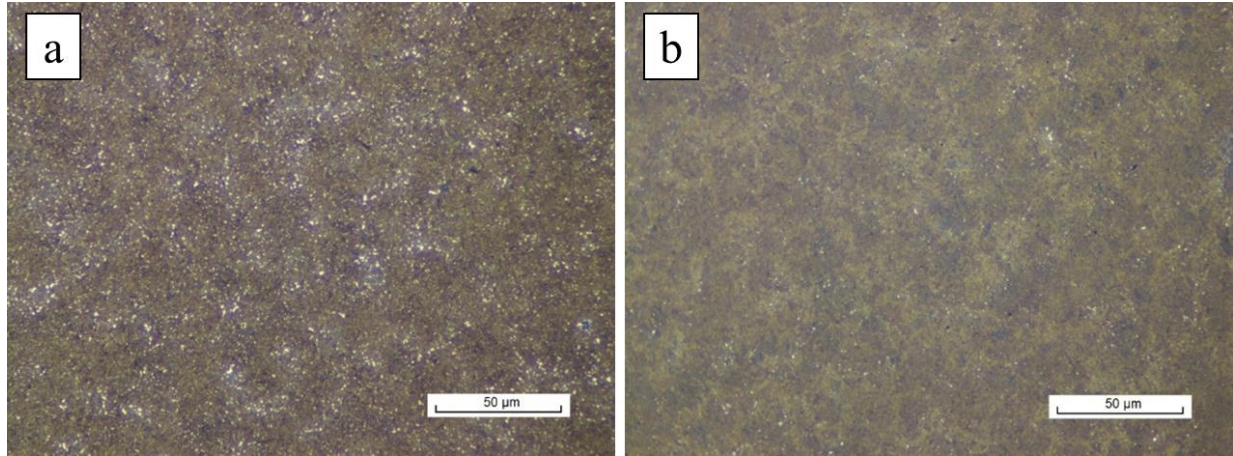


Fig. 13. Muestras templadas en aceite y atacadas con metabisulfito acero AISI S1. a) templado a 900°C y b) templado a 1000°C.

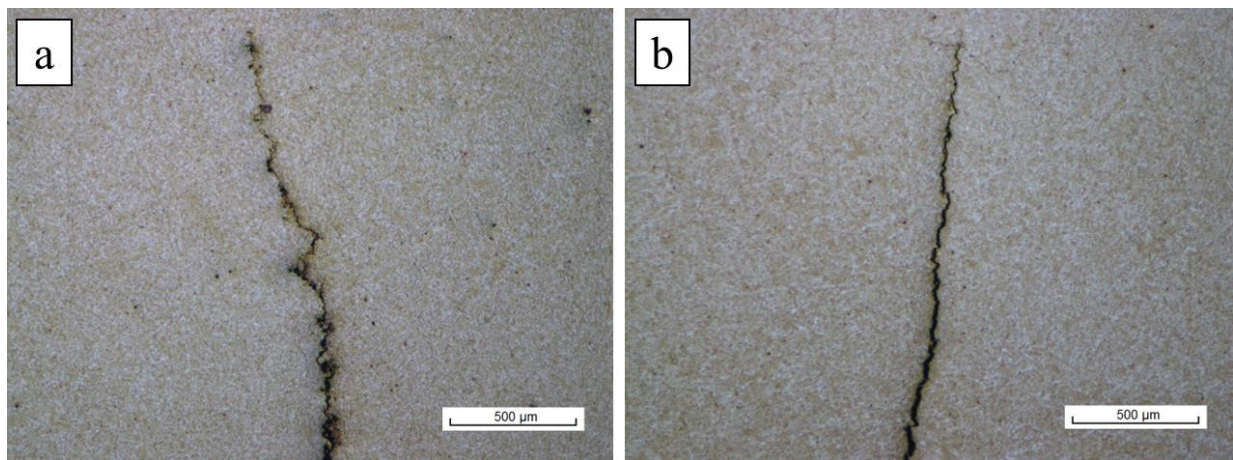


Fig. 14. Agrietamiento severo en muestras tratadas y atacadas con Nital 2%. a) acero AISI O1 y b) acero AISI S1.

Además, la temperatura de austenización tuvo un impacto directo en el tamaño de grano, como se evidencia en la Figura 15 y la Tabla 9. Al aumentar la temperatura de 900 °C a 1000 °C, el acero AISI O1 mostró un crecimiento de grano, pasando de un tamaño promedio de 21,34 µm a 36,38 µm. Aunque el acero AISI S1 también experimentó un crecimiento de 17,45 µm a 28,00 µm, su comportamiento fue notablemente más controlado. Este crecimiento de grano a 1000 °C resultó perjudicial, ya que una estructura gruesa reduce la tenacidad del acero al facilitar la propagación de grietas y promover la formación de una martensita más frágil. En contraste, la temperatura de 900 °C permitió mantener un tamaño de grano fino en ambos aceros, lo que favoreció la generación de una martensita más refinada y, en consecuencia, una microestructura global más resistente a la fractura. Los datos cuantitativos respaldan estos hallazgos. En el acero AISI O1, la fracción

volumétrica de carburos disminuyó de 9,6 % a 2,1 % al aumentar la temperatura de austenización de 900 °C a 1000 °C (tabla 7). De forma similar, en el acero AISI S1, la fracción de carburos se redujo de 6,5 % a 2,2 % en ese mismo intervalo térmico (tabla 8). Estas diferencias confirman que una mayor temperatura favorece la disolución de carburos, modificando notablemente la respuesta mecánica del material. No obstante, aunque una menor cantidad de carburos puede en principio mejorar la tenacidad, en este caso también se observó un incremento en la susceptibilidad al agrietamiento.

Con base en el conjunto de evidencias experimentales incluyendo la evolución microestructural, el tamaño de grano, la fracción de carburos y el comportamiento frente al temple— se concluye que la temperatura de austenización óptima para ambos aceros AISI O1 y AISI S1 es 900 °C. Esta condición permite obtener una microestructura más equilibrada, con una fracción controlada de carburos, un grano fino, y una martensita más tenaz y resistente a la fractura, asegurando un mejor desempeño mecánico en aplicaciones funcionales.

Tabla 7. CUANTIFICACIÓN DE CARBUROS EN EL ACERO AISI O1.

	AISI O1-T900°C	AISI O1-T1000°C
Promedio % de carburos	9,6	2,1
% carbono en carburos	0,09	0,02
% carbono en matriz	0,85	0,92

Tabla 8. CUANTIFICACIÓN DE CARBUROS EN EL ACERO AISI S1.

	AISI S1-T900°C	AISI S1-T1000°C
Promedio % de carburos	6,5	2,2
% carbono en carburos	0,04	0,02
% carbono en matriz	0,63	0,66

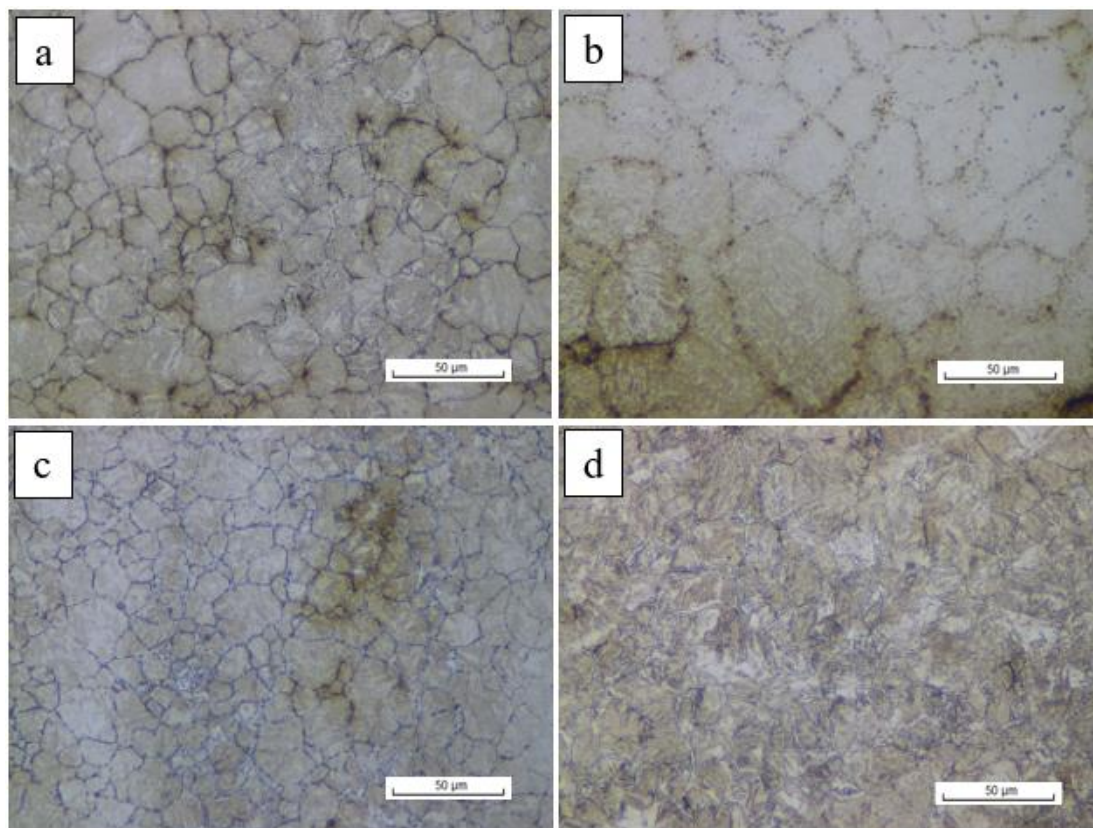


Fig. 15. Tamaño de grano para las distintas condiciones de temperatura de austenización. A) AISI O1 900°C, b) AISI O1 1000°C, c) AISI S1 900°C y d) AISI S1 1000°C.

Tabla 9. TAMAÑO DE GRANO PROMEDIO PARA LAS DISTINTAS CONDICIONES DE TEMPERATURA DE LOS ACEROS AISI O1 Y AISI S1.

ACERO AISI O1			
TEMPERATURA 900 °C		TEMPERATURA 1000 °C	
PROMEDIO (µm)	DESVIACIÓN	PROMEDIO (µm)	DESVIACIÓN
21,34	3,46	36,38	8,36
ACERO AISI S1			
TEMPERATURA 900 °C (µm)		TEMPERATURA 1000 °C (µm)	
PROMEDIO	DESVIACIÓN	PROMEDIO	DESVIACIÓN
17,45	3,09	28,00	4,38

3.3 Acero AISI O1

3.3.1 Análisis microestructural del acero AISI O1 tratado térmicamente

Una vez establecidas las condiciones ideales de austenización se procedió con la evaluación de los ciclos de tratamiento térmico de temple y revenido, austemperado y Q&P, a continuación, se analiza los resultados obtenidos para cada condición:

La figura 16 presenta la micrografía del acero AISI O1 sometido a tratamiento térmico de temple y revenido, capturadas mediante microscopía electrónica de barrido. En esta se observa una microestructura relativamente homogénea, con una distribución uniforme de martensita revenida. Aquí, se pueden apreciar con claridad los detalles finos de la morfología de la martensita revenida, que se presenta como una estructura acicular o en forma de agujas finas. Además, se observa la presencia de carburos primarios dispersos, grandes y pequeños que no se disolvieron durante la austenización y permanecen en esta condición, los cuales también pueden aportar en el valor de dureza. Estos carburos son el resultado del proceso de revenido, durante el cual precipitan de la martensita, mejorando la tenacidad del acero sin sacrificar significativamente su dureza.

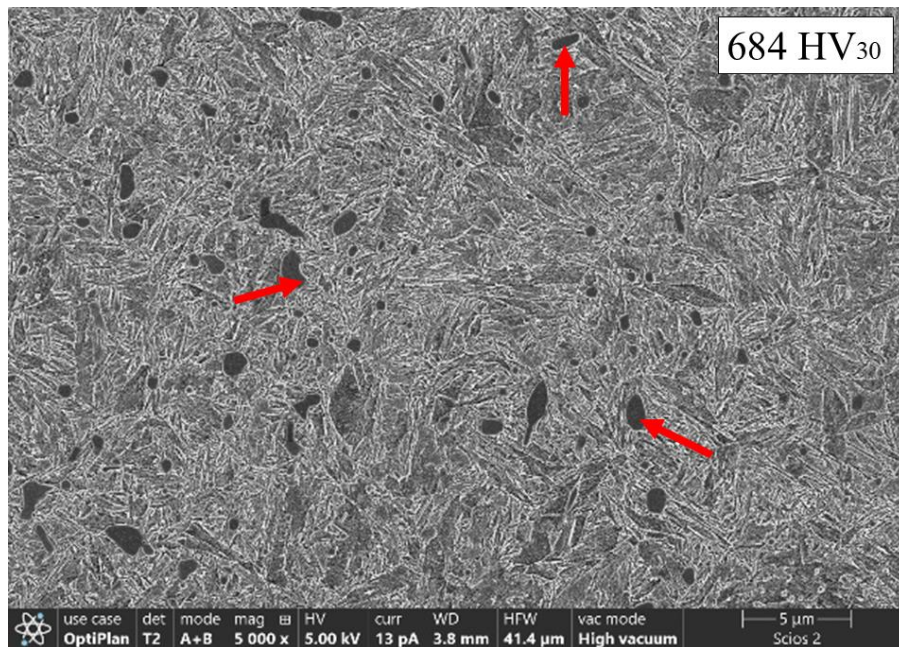


Fig. 16. Micrografía MEB del acero AISI O1 sometido a tratamiento térmico de temple y revenido. Flechas rojas: carburos primarios.

3.3.2 Austemperado acero AISI O1

De acuerdo con el diagrama TTT del acero AISI O1 figura 17, la temperatura M_s del acero se encuentra en 200°C . Esta temperatura indica el límite inferior para los tratamientos isotérmicos de austemperado. Por su parte, la temperatura de 500°C representa el límite superior entre las reacciones de carácter difusivas y displacivas. En función de estos valores, se tiene un rango de trabajo entre 200 y 500°C , para evaluar la transformación bainítica en este acero. Con la finalidad de establecer la influencia de la morfología de la estructura bainítica, sobre la relación resistencia/tenacidad, se eligieron temperaturas de trabajo isotérmico 250°C , 350°C y 450°C , a diferentes tiempos de sostenimiento y no sobrepasando el tiempo máximo de transformación indicado por el diagrama TTT.

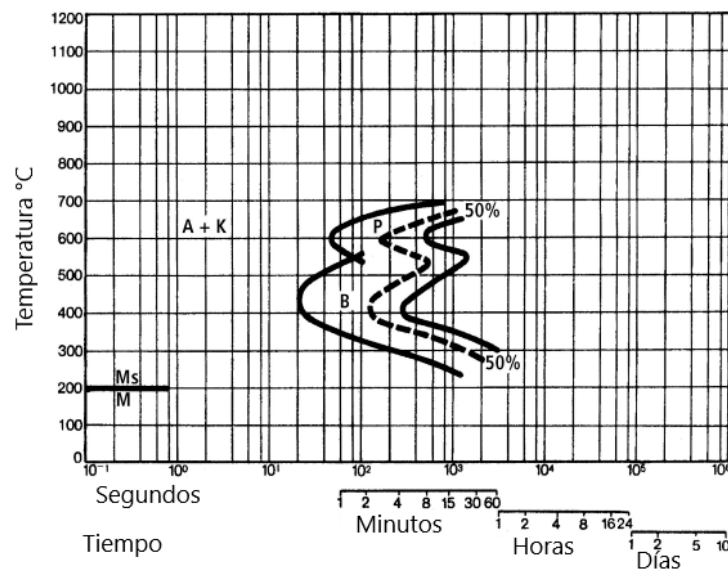
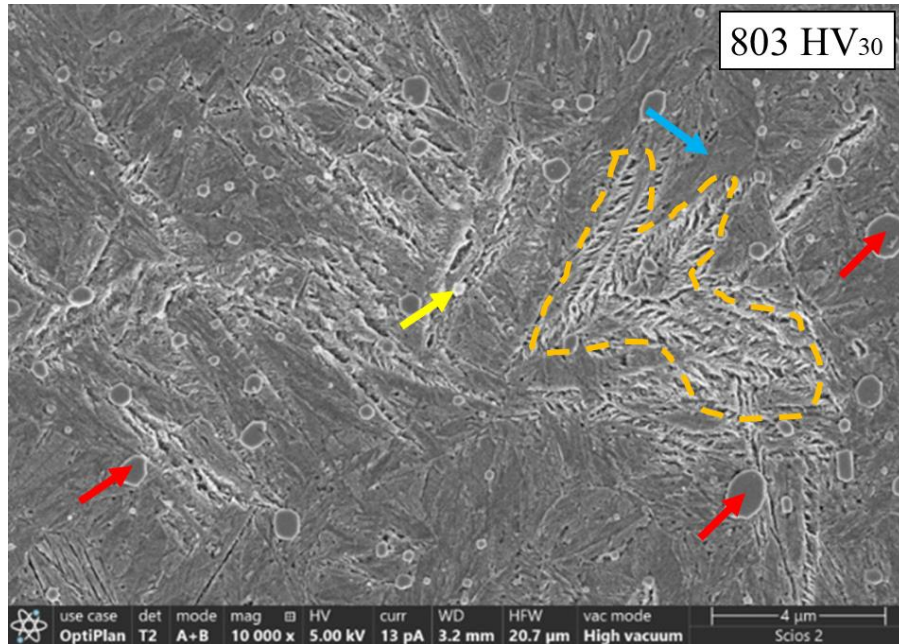


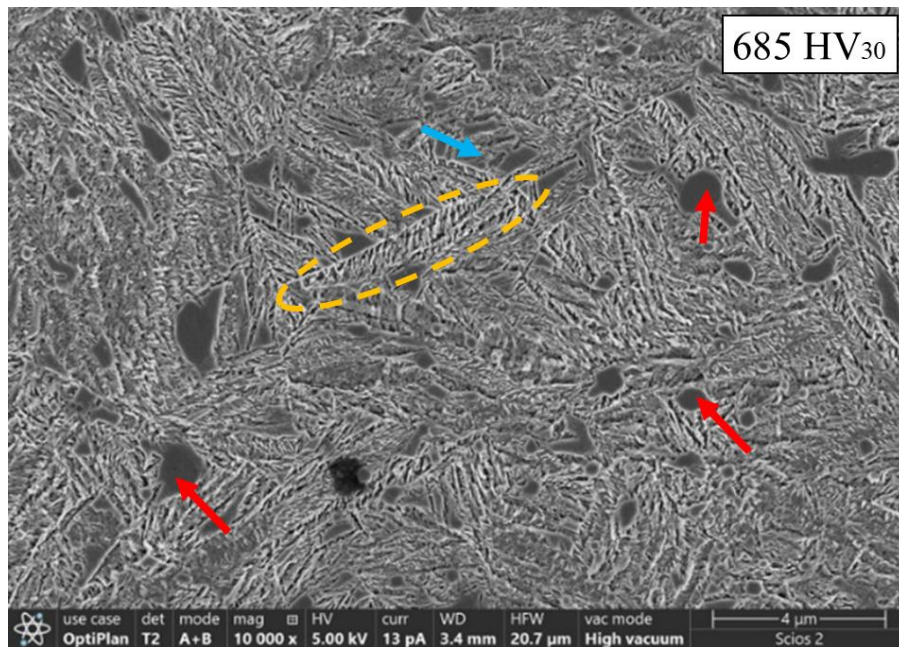
Fig. 17. Diagrama TTT del acero AISI O1 austenizado a 815°C (tomado del catálogo de aceros Bohler) [57].

3.3.3 Condición de transformación isotérmica a 250°C

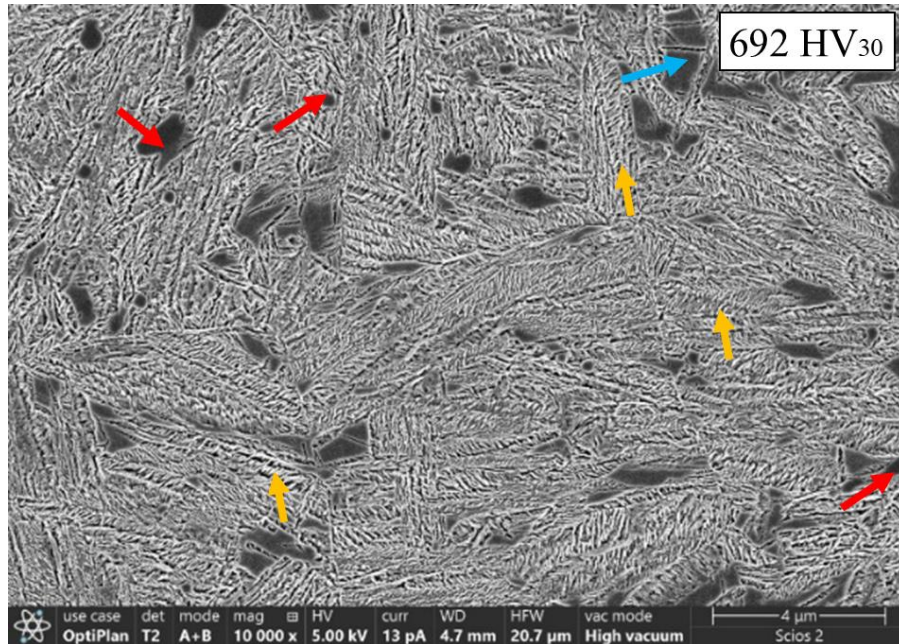
A esta temperatura de transformación se evaluaron tres tiempos de sostenimiento: 15 minutos, 30 minutos y 60 minutos. En la figura 18 se presentan las micrografías obtenidas por MEB representativas para cada tiempo, así como los niveles de dureza correspondiente.



a) 15 min



b) 30 min



c) 60 min

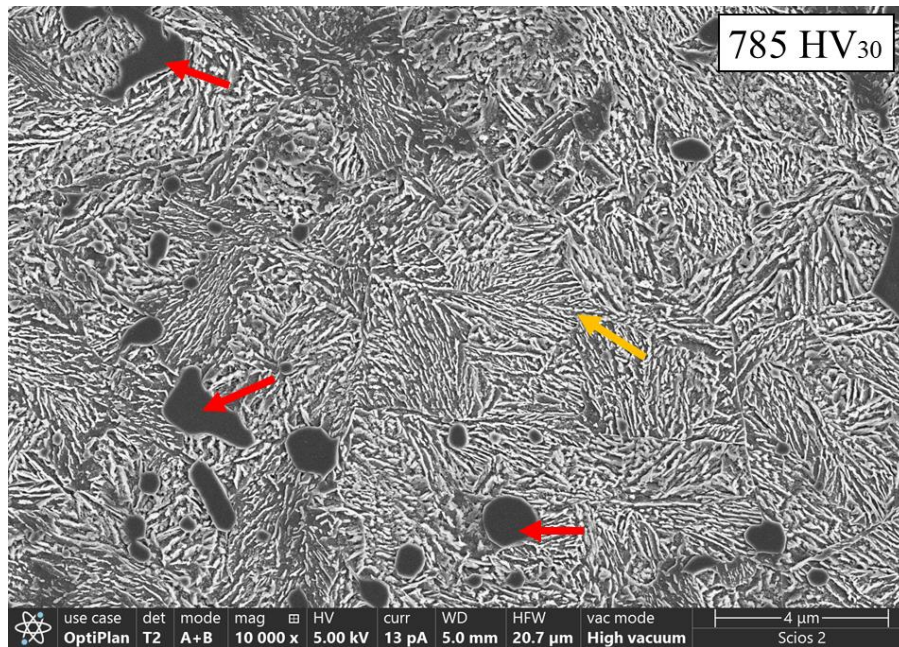
Fig. 18. Austemperado a 250 °C con tiempos de sostenimiento de (a) 15 min, (b) 30 min, y (c) 60 min. Flechas rojas: carburos primarios, flechas amarillas: carburos secundarios, flechas azules: bloques martensita/austenita retenida y líneas punteada en naranja: bainita.

A una temperatura de 250°C, se favorece una estructura bainítica inferior, esta se caracteriza por presentar lajas de bainita con precipitación de carburos. Dichas lajas están separadas por placas de martensita/austenita, con precipitación de carburos. De las micrografías se observa que, al aumentar el tiempo de transformación, se disminuye la fracción de martensita en la estructura, ya que a medida que el tiempo transcurre la cinética de nucleación de la fase bainítica se promueve. Esto se puede corroborar con los valores de dureza para cada tiempo de transformación. Entre 30 y 60 minutos, el cambio en los niveles de dureza es poco, esto se debe a que en este rango de tiempo la transformación bainítica ya se encuentra en el plato final (estable), donde el crecimiento de la fase bainítica ya está llegando a su final, de acuerdo con lo establecido por el fenómeno de reacción incompleta.

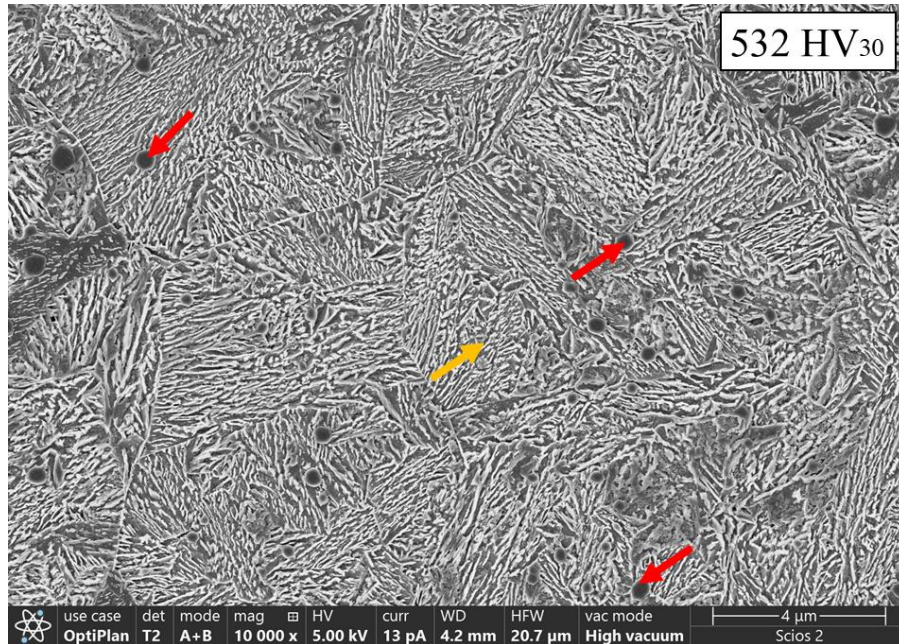
3.3.4 Condición de transformación isotérmica a 350°C

La figura 19, muestra la evolución estructural durante el ciclo de austemperado a 350°C. Se observa que la microestructura está constituida por bainita, la cual de acuerdo con la temperatura de transformación aplicada puede inferirse que es bainita superior. La disminución en los valores de dureza se correlaciona directamente con la formación de esta fase bainítica y la consecuente reducción de la fracción de martensita en la microestructura. En cuanto a la morfología de la

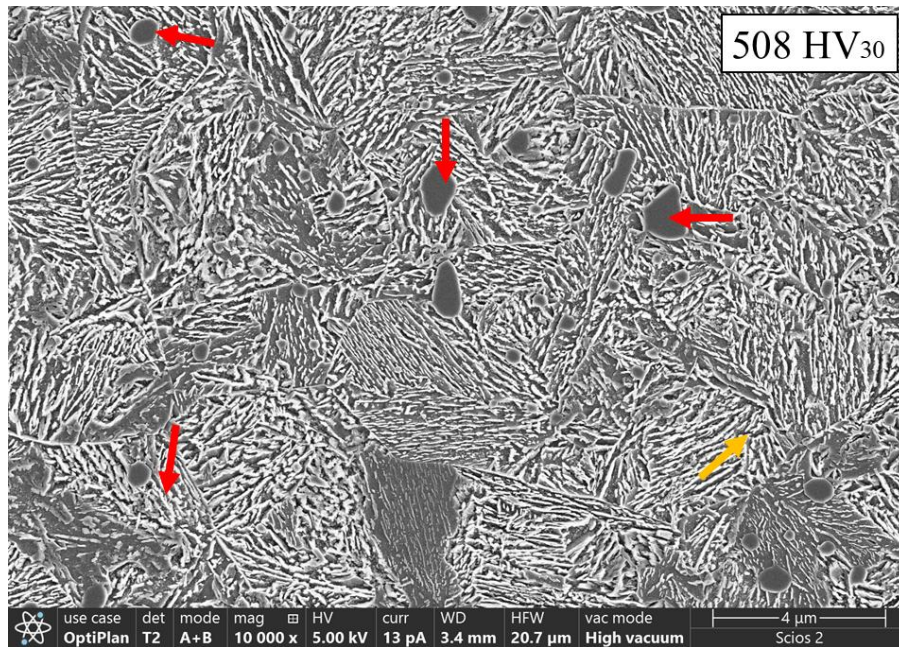
microestructura que muestra el acero a esta temperatura de transformación, se evidencia un incremento en el espesor de placa de la estructura (lo que está relacionado con la disminución en los valores de dureza globales en comparación con la condición de 250°C). Este efecto se explica con una menor resistencia mecánica de la austenita madre a esta temperatura de transformación, lo que favorece un ensanchamiento del espesor de placa de fase bainítica. Otro aspecto importante por resaltar es la disminución en los tiempos para alcanzar el final de la transformación, lo cual es una característica importante de la transformación bainítica, la cual se acelera por efecto de incremento en la temperatura, a costa de perder cierto nivel de resistencia por el engrosamiento que sufre la estructura.



a) 5 min.



b) 15 min.

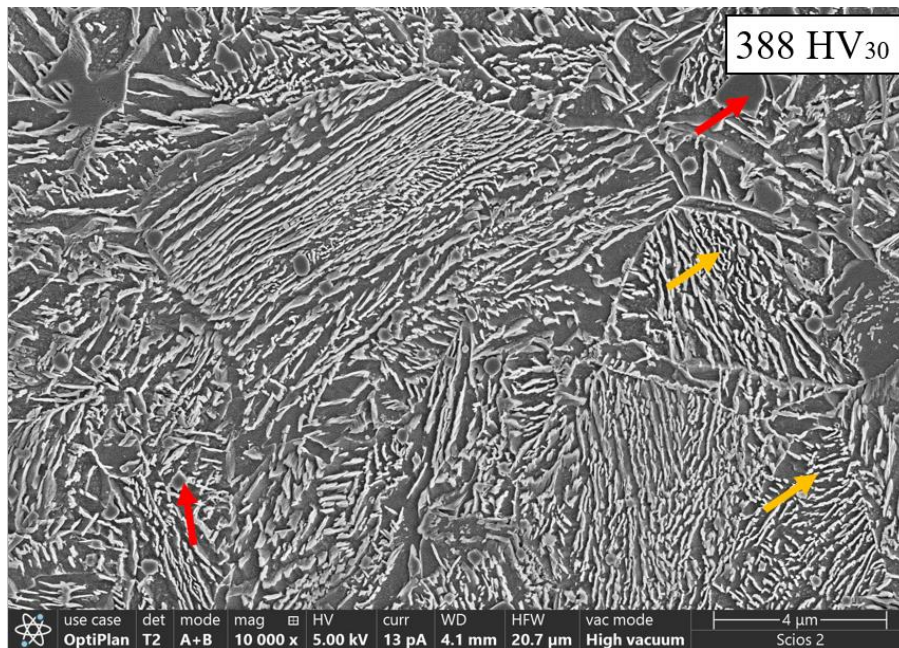


c) 30 min.

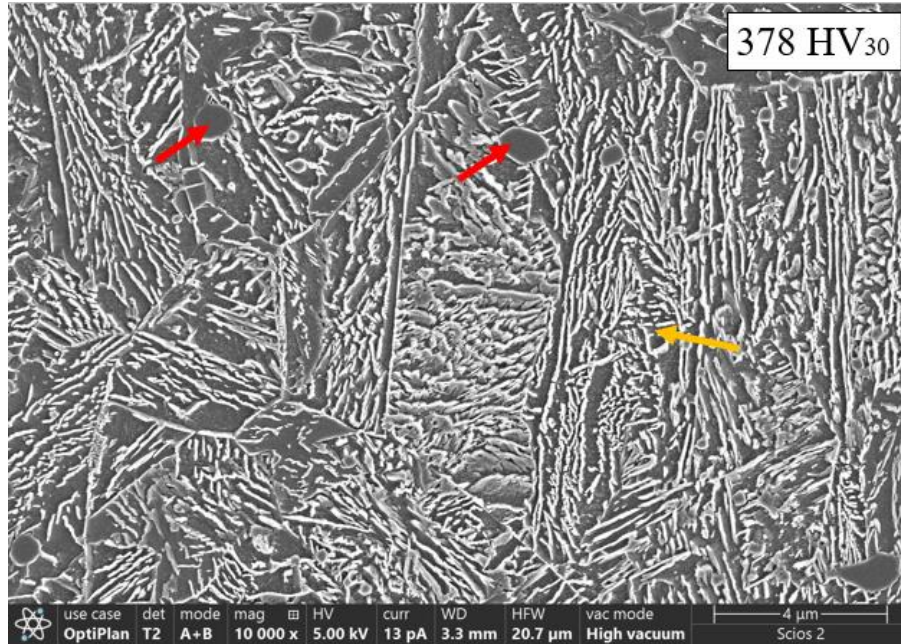
Fig. 19. Austemperado a 350 °C con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min, (b) 15 min, y (c) 30 min. Flechas rojas: carburos primarios y flechas anaranjadas: bainita.

3.3.5 Condición de transformación isotérmica a 450 °C.

A 450 °C, la microestructura observada como se muestra en las micrografías de la figura 20, está constituida principalmente por placas de bainita superior, separadas por austenita retenida y carburos. Adicionalmente, se identificaron zonas con presencia de perlita, lo cual podría atribuirse al solapamiento de las transformaciones difusivas de perlita y ferrita a esta temperatura de tratamiento. Esta evolución microestructural se acompaña de un engrosamiento de las placas de bainita en comparación con las condiciones tratadas a menor temperatura. Como consecuencia de esta morfología más gruesa y la presencia parcial de perlita, los niveles de dureza se reducen por debajo de 500 HV, lo que representa una limitación para el desempeño del acero bajo condiciones operativas que impliquen cargas de impacto severas o esfuerzos cíclicos exigentes.



a) 5 min.



b) 15 min.

Fig. 20. Austemperado a 450 °C con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min y (b) 15 min. Flechas rojas: carburos primarios y flechas anaranjadas: bainita.

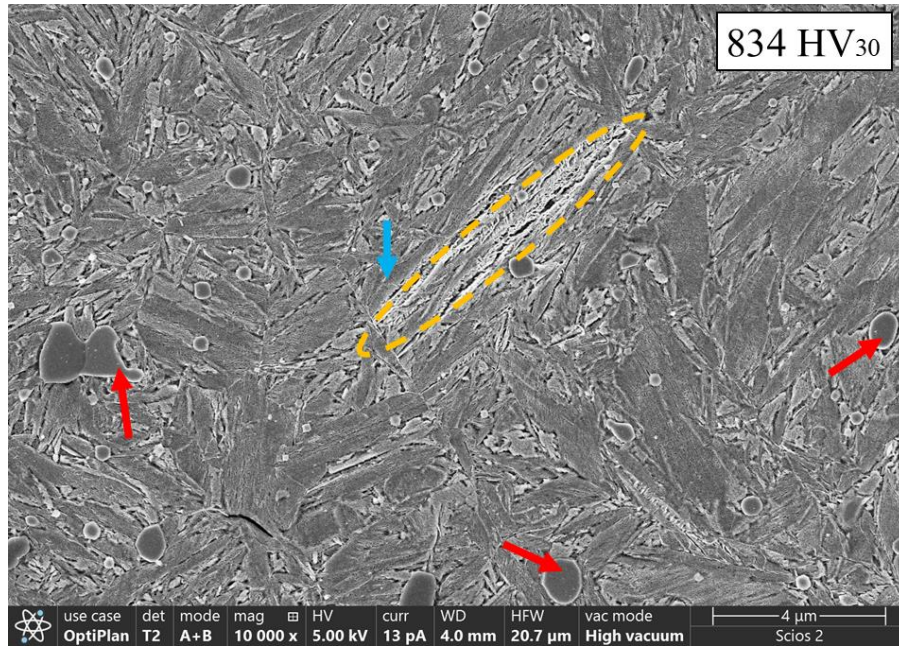
En función de los resultados obtenidos con los tratamientos de austemperado y teniendo en mente las características mecánicas que debe cumplir un acero de trabajo en frío, esto es un equilibrio entre resistencia/tenacidad, se puede argumentar que estructuras con valores medios de dureza inferiores a 500 HV no se recomiendan, ya que, durante los trabajos operativos, el acero puede ser sometido a condiciones de desgaste e impacto, por lo que se debe garantizar un nivel idóneo de dureza, para contrarrestar una deformación excesiva del componente. En este sentido, para el acero AISI O1, no se recomienda una temperatura de transformación isotérmica superior a 350°C, razón por la cual para el análisis mecánico solo se tendrán en cuenta las condiciones obtenidas a 250°C/30min., y 350°C/15min, que para los objetivos planteados se consideran las más adecuadas

Una vez evaluados los tratamientos de austemperado para el acero AISI O1, se procedió con la realización de los ciclos de Q&P, en este sentido vale la pena resaltar que se utilizó solo una temperatura de QT: 180°C, temperatura seleccionada, debido a que se obtiene una fracción de martensita inicial de 30%, de acuerdo con la ecuación K-M – Ecuación 1. Como temperaturas de PT se evaluaron las mismas temperaturas utilizadas en el austemperado: 250°C, 350°C y 450°C.

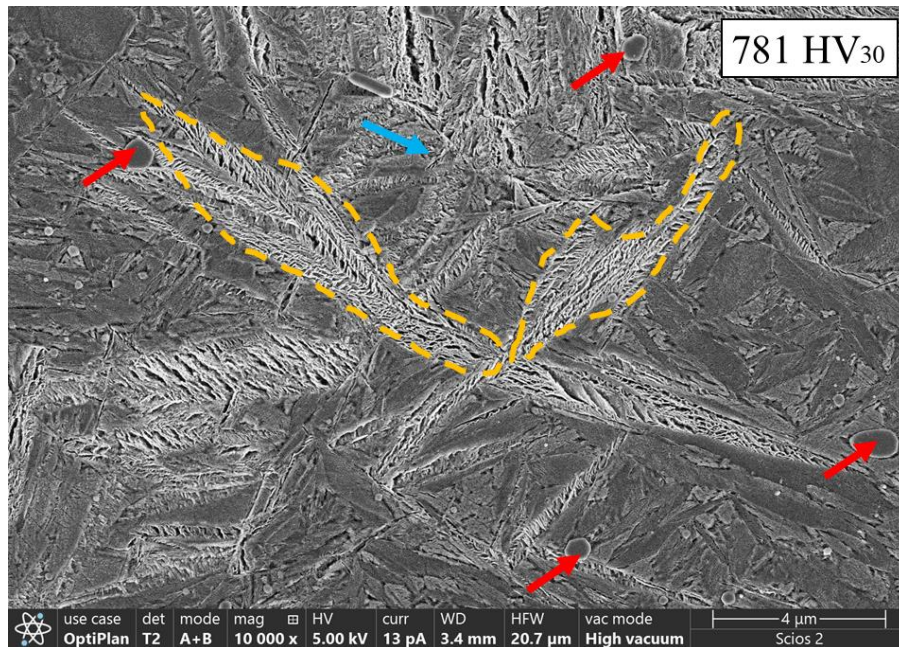
Aunque en el austemperado a 450°C los niveles de dureza no son idóneos para aplicaciones de trabajo en frío, es posible que, en este tratamiento de Q&P para la condición de 450°C, con la martensita formada en el ciclo de QT, se logren alcanzar más altos niveles de dureza y lograr un buen balance con la tenacidad, en función de las fases blandas que se logran durante el sostenimiento isotérmico a esta temperatura.

3.3.6 Tratamiento de Q&P acero AISI O1 – QT: 180°C / PT: 250°C, 350°C y 450°C

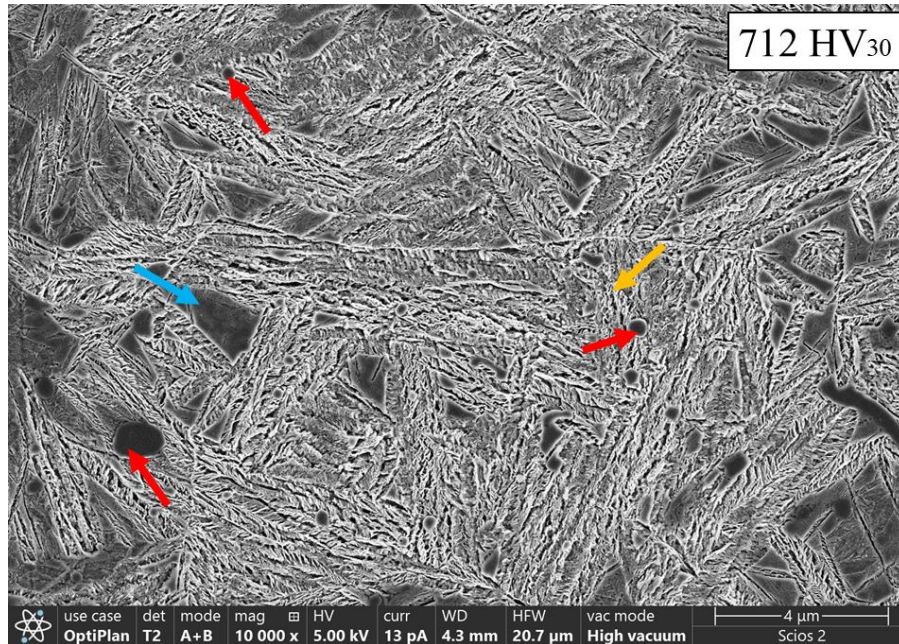
En las figuras 21, 22 y 23, se ilustran la evolución estructural durante el ciclo de Q&P, en función de la temperatura de PT y tiempos de sostenimiento. Se observa que la microestructura está compuesta por martensita, bainita, y austenita retenida. Se identifica también la presencia de carburos primarios. En comparación con los ciclos de austemperado, es evidente que para los ciclos de Q&P se logra un incremento en los niveles de dureza para cada una de las condiciones evaluadas, esto se puede explicar debido a la fracción de martensita formada durante el ciclo de QT. Vale la pena resaltar que el incremento no es significativo ya que, durante la etapa de PT, esta martensita se reviene, lo que ocasiona una pérdida de dureza. En general el ciclo de Q&P se puede exponer siguiendo la siguiente secuencia de transformación (lo que modulará el comportamiento mecánico para cada condición). A temperatura de austenización se tiene una microestructura 100% austenítica. Durante el ciclo de QT se establece una estructura compuesta por martensita y austenita. Paso seguido durante el ciclo de PT, se favorece una estructura multifásica compuesta por martensita + austenita + bainita. Al final del ciclo de austemperado y al realizar el ciclo de enfriamiento a temperatura ambiente, la austenita que no se logra estabilizar se transforma en martensita fresca. En última instancia la estructura final estará constituida por martensita revenida (su fracción corresponderá al % establecido por la ecuación de K-M que se forma durante el ciclo de QT y se reviene durante el ciclo de PT), bainita formada durante el ciclo de PT, austenita retenida y martensita fresca (consecuencia de la austenita que no se logra estabilizar durante el ciclo de PT). Además, de los carburos primarios existentes que son inherentes a la naturaleza química del acero AISI O1.



a) 5 min.



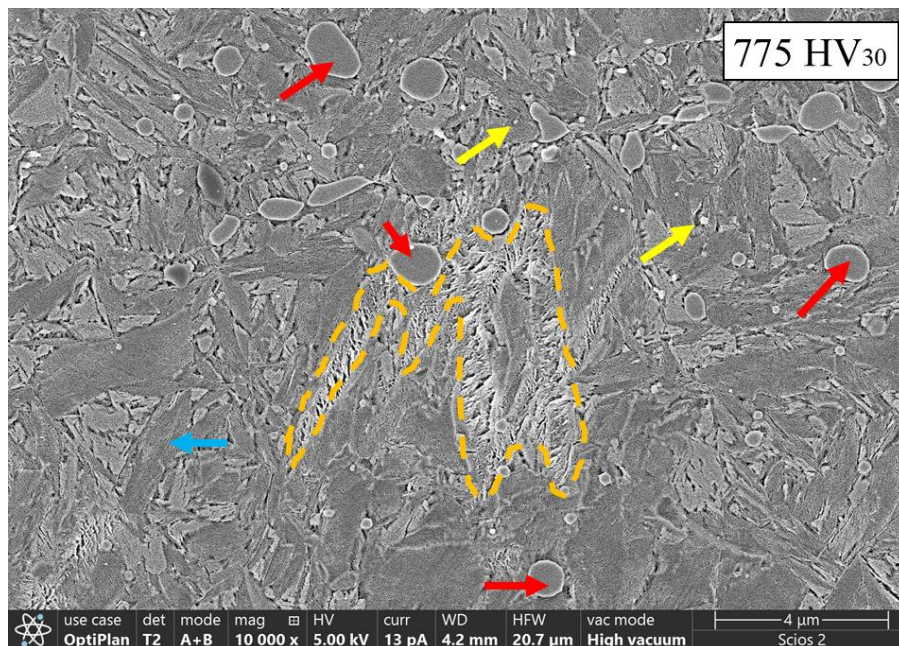
b) 30 min.



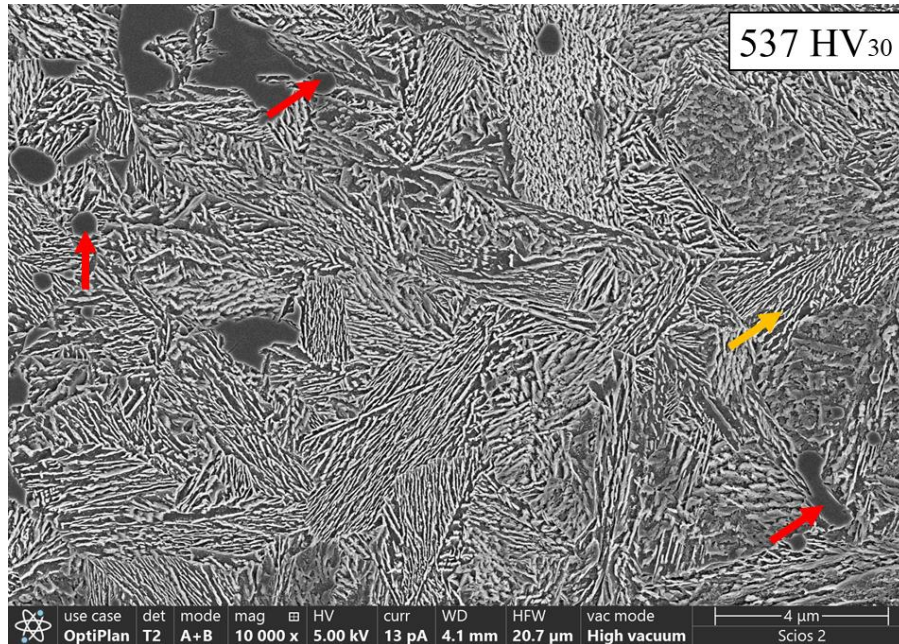
c) 60 min.

Fig. 21. Q&P (QT:180 °C y PT:250 °C), con tiempos de sostenimiento de (a) 15 min, (b) 30 min, y (c) 60 min.

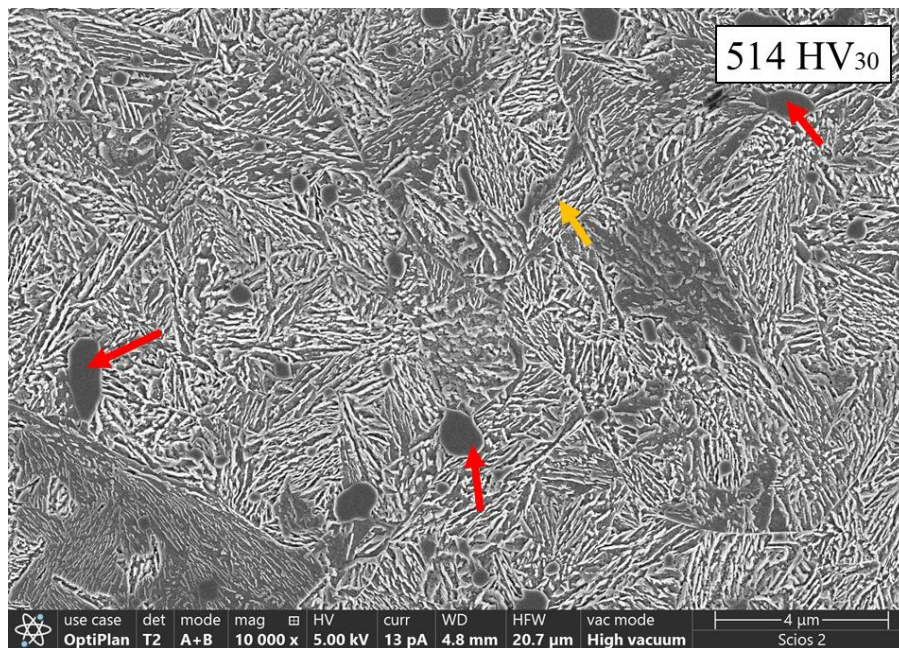
Flechas rojas: carburos primarios, flechas azules: bloques martensita/austenita y flecha y línea punteada en anaranjadas: bainita.



a) 5 min.



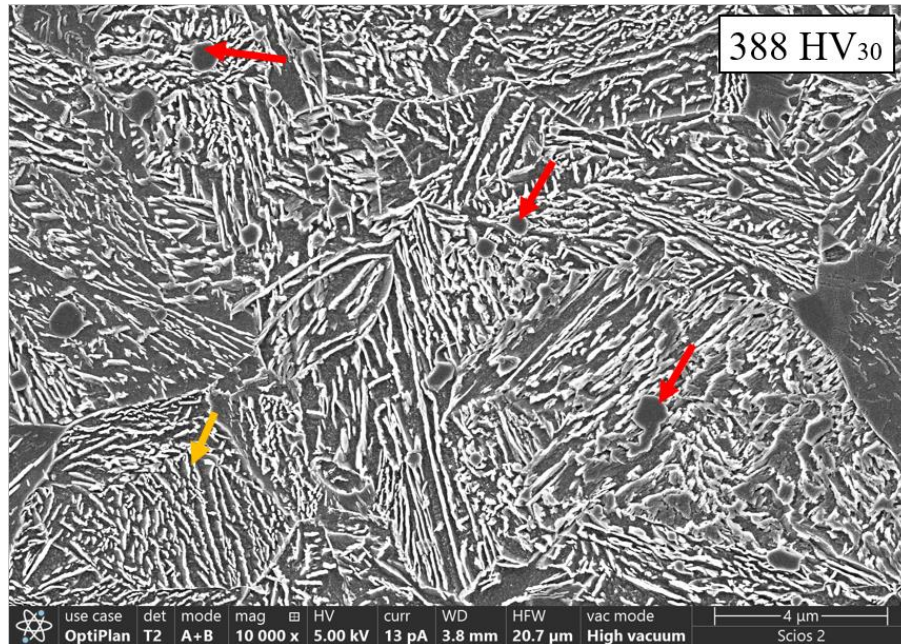
b) 15 min.



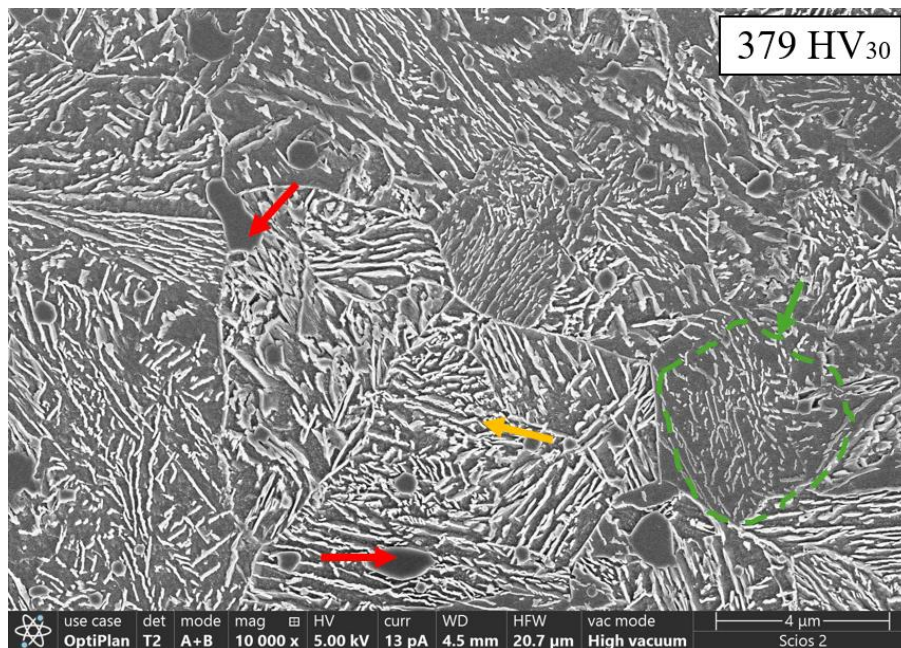
c) 30 min.

Fig. 22. Q&P (QT:180 °C y PT:350 °C), con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min, (b) 15 min, y (c) 30 min.

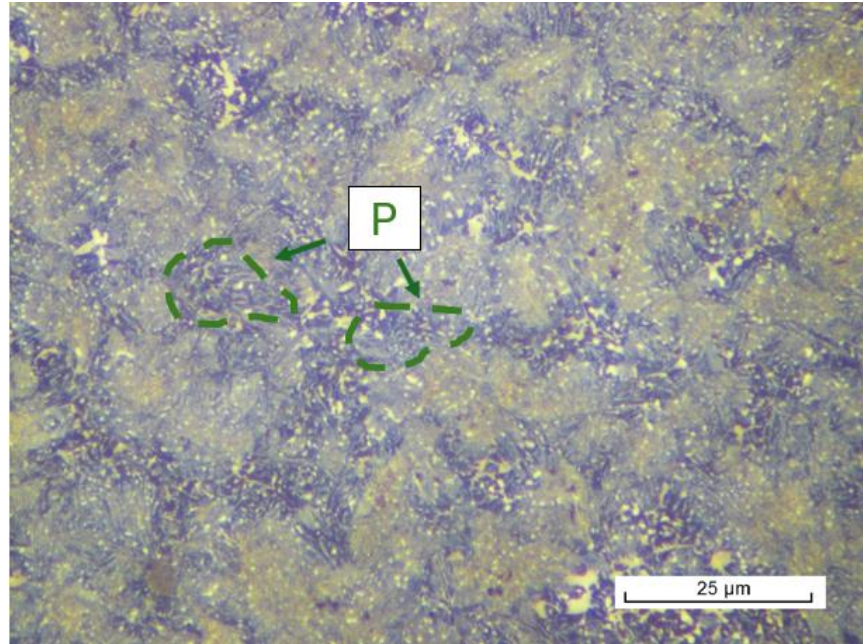
Flechas rojas: carburos primarios, flechas amarillas: carburos secundarios, flechas azules: bloques martensita/austenita y flecha y línea punteada en anaranjado: bainita.



a) 5 min.



b) 15 min



c) 15 min

Fig. 23. Q & P (QT:180 °C y PT:450 °C), con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min, (b) 15 min y (c) 15 min, atacada con reactivo Berahas. Flechas rojas: carburos primarios, flechas-líneas punteadas verdes: perlita, flecha y línea punteada en anaranjado: bainita.

Un parámetro importante de caracterización dentro del desarrollo microestructural de los tratamientos isotérmicos de austemperado y Q&P, es la fracción de austenita y su contenido de carbono. En la tabla 10, se recogen los resultados obtenidos mediante DRX para la caracterización de la austenita retenida, de las condiciones óptimas, en función del tiempo de sostenimiento a cada temperatura evaluada. Como se anotó anteriormente el tratamiento de 450°C, tanto para el ciclo de austemperado y de Q&P, no se caracterizó ya que los valores de dureza, los cuales son menores a 400 HV representan una limitante para el uso de esta condición dentro las aplicaciones prácticas de trabajo en frío. Además, se establecen el contenido de austenita y su contenido de carbono para la condición de temple y doble revenido.

De la tabla 10 se evidencia cómo para los tratamientos isotérmicos llevados a cabo a 250°C, tanto para el austemperado como para el Q&P, se logran estabilizar contenidos de austenita superiores a los del ciclo convencional de temple y revenido. Esto es una consecuencia directa del ciclo de PT, durante el cual el carbono se particiona desde la martensita formada durante el ciclo de QT, hacia la austenita circundante, lo que provoca que la fase austenítica se estabilice al

enriquecerse en carbono. Por su parte, a 350°C la fracción de austenita retenida es nula. Este comportamiento se puede deber al poco tiempo de sostenimiento durante el ciclo de PT, lo que evita que el carbono pueda alcanzar dentro la fase austenítica el límite de percolación que evite su transformación en martensita durante el proceso de enfriamiento hasta la temperatura ambiente. Según la literatura para estabilizar austenita retenida a temperatura ambiente esta debe alcanzar contenidos de carbono superiores al 0.6%. Otro factor que está favoreciendo que la austenita retenida no se logre estabilizar a la temperatura de 350°C, es el enriquecimiento en carbono por parte de los carburos primarios, así como la formación de carburos secundarios, lo cual compite con la migración de carbono hacia la austenita.

Tabla 10. VALORES DE AUSTENITA RETENIDA Y CARBONO EN AUSTENITA ESTIMADOS PARA EL ACERO AISI O1.

Tratamiento térmico	Parámetro de red <a>	% de austenita retenida	% C en austenita
Temple y 2 revenidos 200 °C * 2h	3,6004	15 ± 3	0,83
Austemperado 250 °C*60 min	3,5981	28 ± 3	0,76
Austemperado 350 °C*15 min	-	0	-
Q&P (QT=180 °C PT=250 °C - 60 min)	3,6013	24 ± 3	0,86
Q&P (QT=180 °C PT=350 °C - 15 min)	-	0	-

La cuantificación de fases en las muestras tratadas isotérmicamente se realizó mediante análisis de imágenes para determinar la fracción de bainita, fracción de carburos complementado con los valores de austenita retenida obtenidos por DRX y la fracción de martensita calculada por la diferencia entre las fases ya calculadas ($F_{Martensita} = 1 - F_{bainita} - F_{Austenita} - F_{Carburos}$). Los resultados se presentan en la Tabla 11, donde se evidencia que el aumento de la temperatura isotérmica de 250 °C a 350 °C produce un cambio notable en la distribución de fases. En ambas rutas de tratamiento de austemperado y Q&P se observa una disminución significativa del contenido de austenita retenida de 28 % a 0 % en austemperado y de 24 % a 4 % en Q&P, acompañada de un incremento sustancial en la fracción de bainita, alcanzando valores de 89 % para el austemperado y 69 % para el Q&P. Este comportamiento sugiere que, a temperaturas más elevadas y con tiempos cortos de sostenimiento, la difusión del carbono es más rápida, pero su redistribución tiende a favorecer la precipitación de carburos secundarios en lugar de estabilizar la austenita.

De acuerdo con la tabla 12, este cambio microestructural se refleja también en el espesor de las láminas de ferrita bainítica, que aumenta con la temperatura isotérmica. A 350 °C, las láminas presentan espesores de 61,7 nm para el austemperado y 50,5 nm para el Q&P, en contraste con las estructuras más finas obtenidas a 250 °C de 38,5 nm y 30,6 nm, respectivamente. Este mayor espesor de placa de ferrita bainítica indica una cinética de transformación más rápida y una menor densidad de defectos cristalinos, lo que, si bien puede ocasionar una ligera reducción de la dureza, contribuye a una mejor tenacidad y a una microestructura más estable frente a la fractura y a las tensiones internas generadas durante el enfriamiento.

Tabla 11. FRACCIÓN VOLUMÉTRICA DE CADA UNA DE LAS FASES PRESENTES EN LAS MUESTRAS DEL ACEROS AISI O1.

% en volumen de las fases AISI O1				
Tratamiento térmico	Bainita	Austenita	Martensita	Carburos
Austemperado 250 °C*60 min	58% ± 3	28% ± 3	12,0% ± 5	2,0 % ± 0,4
Austemperado 350 °C*15 min	89% ± 5	0,0%	9,4% ± 5	1,6 % ± 0,7
Q&P (QT=180 °C, PT=250 °C - 60 min)	39% ± 11	24% ± 3	35,2% ± 5	1,8 % ± 0,4
Q&P (QT=180 °C, PT=350 °C -15 min)	69% ± 6	4% ± 3	25,7% ± 5	1,3 % ± 0,2

Tabla 12. ESPESOR DE PLACA BAINÍTICA PARA EL ACERO AISI O1.

Tratamiento térmico	Espesor de placa bainítica (nm)
Austemperado 250 °C*60 min	30.6 ± 7.4
Austemperado 350 °C*15 min	61.7 ± 20.8
Q&P (QT=180 °C y PT=250 °C - 60 min)	38.5 ± 11.1
Q&P (QT=180 °C y PT=350 °C - 15 min)	50.5 ± 15.9

En la tabla 13, se presentan los resultados obtenidos de ensayos mecánicos para el acero AISI O1, en los diferentes tratamientos térmicos. En las condiciones isotérmicas para 350°C, tanto austemperado como Q&P, se observa un mejor balance de propiedades en comparación con las condiciones isotérmicas de 250°C y el tratamiento convencional de temple y revenido. Este comportamiento se puede explicar en función de la distribución de fases que se presenta para cada condición. De la tabla 8 se pudo evidenciar que para la condición de 250° se logran estabilizar altos contenidos de austenita retenida, 24% para el austemperado y 28% para el Q&P, pero su contenido de carbono es relativamente bajo 0,76 y 0,86 Wt. %, respectivamente. En este sentido vale la pena destacar que esta austenita retenida podría transformarse en martensita cuando se somete a tensiones suficientemente altas. El efecto TRIP (transformación inducida por plasticidad) tiene dos

consecuencias principales. La primera es un endurecimiento instantáneo de la microestructura debido a la formación de martensita, que es mucho más dura y frágil que la austenita. La segunda es una expansión volumétrica, a causa de la transformación $\gamma_{ret} \rightarrow \alpha'$, lo que origina tensiones internas de compresión. Como la austenita es la fase que se encuentra en menor cantidad y se encuentra completamente rodeada por las fases duras (bainita, martensita y carburos), cuando se produce la transformación a martensita, la expansión volumétrica está restringida por estas fases circundantes, lo que genera una tensión de compresión residual, en la fase de expansión. En consecuencia, el efecto TRIP aumentará la resistencia a la formación de grietas. La presencia de austenita retenida mecánicamente estable puede inducir un efecto de reducción de la punta de la grieta debido a su mayor ductilidad (en comparación con las fases duras), lo que disminuye la velocidad de propagación de la grieta. Además, dado que la concentración de tensión en la punta de las grietas es muy alta, se inducirá la transformación $\gamma_{ret} \rightarrow \alpha'$. Esta transformación de fase requerirá algo de energía y, en consecuencia, aumentará el trabajo total de fractura.

La estabilidad de la austenita retenida viene dada principalmente por su contenido de carbono y morfología, en este sentido para las condiciones isotérmicas de 250°C y de temple y revenido el contenido es bajo, lo que provoca una austenita inestable y que transforma por efecto TRIP durante los primeros estadios de operación, la que acelera la mecánica de fractura y por ende se dé una disminución tan marcada en la resistencia mecánica de estas condiciones. En este sentido vale la pena exponer como una austenita retenida más enriquecida con carbono incrustada en una matriz dura más relajada, puede minimizar la división mecánica entre estas fases, conduciendo a una ductilidad y tenacidad mejorada.

Tabla 13. PROPIEDADES MECÁNICAS MEDIDAS PARA EL ACERO AISI O1.

Tratamiento térmico	Energía de impacto (J)	% de elongación	UTS (MPa)	Límite de cedencia (MPa)	Dureza (HV ₃₀)
Temple y 2 revenidos 200 °C * 2h	2,0 ± 0,0	2,6 ± 0,3	1010 ± 28,6	1010 ± 28,6	684 ± 20,0
Austemperado 250 °C*60 min	2,3 ± 0,6	3,4 ± 1,9	620 ± 79,6	620 ± 79,6	692 ± 1,4
Austemperado 350 °C*15 min	3,7 ± 0,6	11,4 ± 2,0	1660 ± 5,2	1326 ± 15,2	532 ± 1,1
Q&P (QT=180 °C y PT=250 °C - 60 min)	2,7 ± 0,7	4,0 ± 0,4	519 ± 55,2	519 ± 55,2	712 ± 6,1
Q&P (QT=180 °C y PT=350 °C - 15 min)	4,7 ± 0,6	8,9 ± 0,7	1738 ± 11,9	1558 ± 12,3	537 ± 4,8

Bhadeshia y Edmonds [66], determinaron que la resistencia al impacto de los aceros bainíticos se reduce dramáticamente cuando se permite: (1) la precipitación de carburos en la microestructura, y (2) la presencia de cantidades importantes de austenita retenida, mecánica o térmicamente inestable. Además, como se expresó en el anterior párrafo, la morfología de la austenita retenida tiene un efecto sobre este comportamiento. La austenita en bloques es inestable mecánicamente y se transformará en una martensita frágil si se la somete a tensiones moderadas. La alta dureza y fragilidad de la martensita causarán una disminución en la tenacidad de la aleación. Sin embargo, si la austenita aparece como una lámina que cubre la fase bainítica, requiere tensiones mucho más altas para transformarse en martensita. En este caso, la austenita es mecánicamente estable y actúa como una trampa de dislocaciones, lo que lleva a un aumento en la resistencia del material sin comprometer su tenacidad.

Un problema durante los ciclos isotérmicos para el acero AISI O1 es la competencia que existe por el carbono. Por una parte, existe la partición del carbono durante la formación de la fase bainítica, el cual se divide en el enriquecimiento de la austenita retenida y la precipitación de carburos característicos de la estructura bainítica, ya que la aleación objeto de estudio no presenta dentro de su composición química elementos inhibidores de la precipitación de carburos (Si y Al). Además, el carbono también puede migrar hacia los carburos primarios inherentes al acero O1, engrosándolos, así como promover la formación de carburos secundarios durante el sostenimiento isotérmico. Todos estos eventos evitan que la austenita alcance enriquecimiento en carbono mayores, lo que garantiza un menor desajuste con las fases duras, y por ende promueve un mejor balance de propiedades.

Por su parte a 350°C, los ciclos isotérmicos de acuerdo con los resultados de DRX, no presentan austenita retenida en la estructura final, lo que lleva a una estructura compuesta por plumas de bainita, agujas de martensita y carburos. Al no existir un desajuste apreciable desde el punto de vista mecánico entre estas fases, se logra un mejor comportamiento y eficiencia en el bloqueo al movimiento de las dislocaciones, en comparación con la condición de 250°C, donde la austenita retenida de baja estabilidad y alta fracción en la estructura ofrece un efecto adverso, desde el punto de vista resistencia/tenacidad. Finalmente, dentro de las condiciones de tratamiento isotérmico a 350°C, hay un mejor balance resistencia / tenacidad para el ciclo de Q&P, esto se debe

a que durante el ciclo de partición la martensita formada durante el temple se reviene, lo que mejora sus propiedades y sobre todo disminuye su desbalance mecánico con relación a la fase bainítica.

3.4 Acero AISI S1

3.4.1 Análisis microestructural del acero AISI S1 tratado térmicamente.

Tras definir las condiciones óptimas de austenización, se evaluaron los diferentes ciclos de tratamiento térmico: temple y revenido, austemperado y Q&P. A continuación, se detallan los resultados obtenidos para cada caso.

La Figura 24 muestra la microestructura del acero AISI S1 tratado mediante temple y revenido, obtenida mediante microscopía electrónica de barrido (MEB). La imagen revela una microestructura homogénea, caracterizada por una distribución uniforme de martensita revenida, cuya morfología acicular o en forma de agujas delgadas es claramente distinguible. Asimismo, se identifican carburos primarios de distintos tamaños dispersos en la matriz, los cuales no se disolvieron durante la austenización y persisten en la estructura final. Estos carburos, precipitados durante el revenido, contribuyen al incremento de la dureza del material. Su presencia equilibra las propiedades mecánicas, favoreciendo la tenacidad sin comprometer significativamente la resistencia. Los resultados de dureza arrojaron un valor de 539 HV, el cual se encuentra dentro del rango típico para aceros de herramienta sometidos a este tipo de tratamiento.

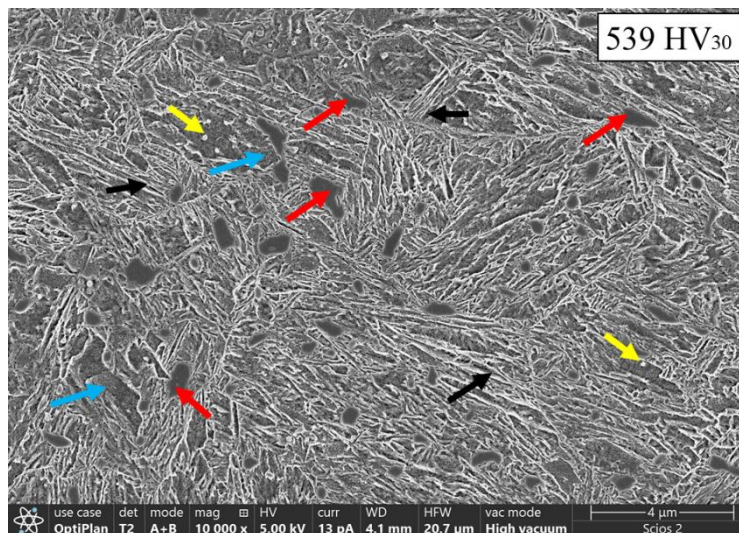


Fig. 24. Micrografía MEB del acero AISI S1 sometido a tratamiento térmico de temple y revenido. Flechas rojas: carburos primarios, flechas amarillas: carburos secundarios, flechas negras: martensita y flechas azules: bloques de martensita/austenita retenida.

Una vez establecidas las mejores condiciones de austenización se procedió con la evaluación de los ciclos de tratamiento térmico de austemperado y Q&P, a continuación, se analiza los resultados obtenidos para cada condición:

3.4.2 Austemperado acero AISI S1

Para el acero AISI S1 sometido a tratamiento térmico de austemperado, la selección de las temperaturas de tratamiento isotérmico se basó en el diagrama TTT específico de este acero, figura 25. Según dicho diagrama, la temperatura de inicio de la transformación martensítica (M_s) se sitúa en 310°C , lo que establece el límite inferior para los tratamientos de austemperado, ya que temperaturas inferiores favorecerían la formación de martensita en lugar de bainita. Por otro lado, la temperatura de 550°C representa el límite superior que separa las reacciones de carácter difusivo.

En función de estos límites definidos por el diagrama TTT, se estableció un rango de trabajo entre 310°C a 550°C para evaluar la transformación bainítica en el acero AISI S1. Con el objetivo de establecer la influencia de la morfología de la estructura bainítica resultante en la relación entre la resistencia y la tenacidad del material, se eligieron específicamente temperaturas de trabajo isotérmico de 350°C , 400°C y 450°C . Estas temperaturas se seleccionaron estratégicamente dentro del rango viable, y los tiempos de sostenimiento aplicados en cada una de ellas se mantuvieron dentro del tiempo máximo de transformación indicado por el diagrama TTT para evitar la formación de otros microconstituyentes no deseados o promover procesos de descomposición.

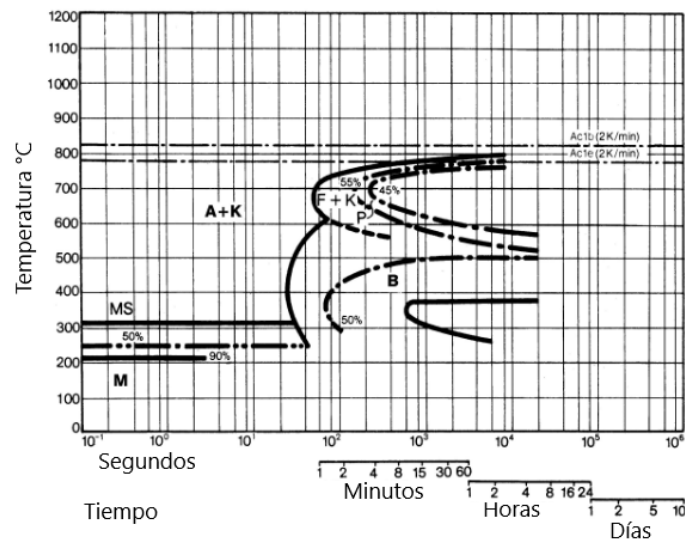
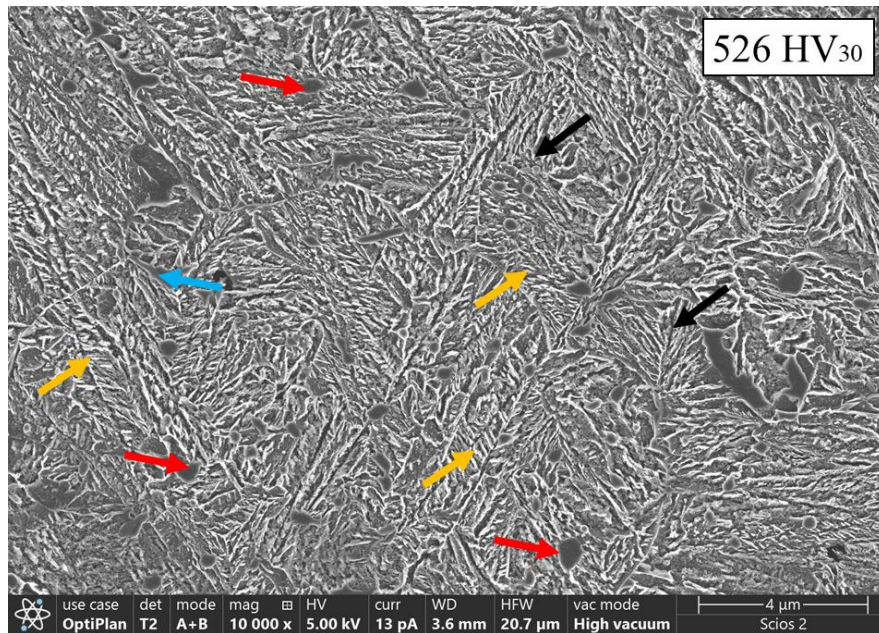


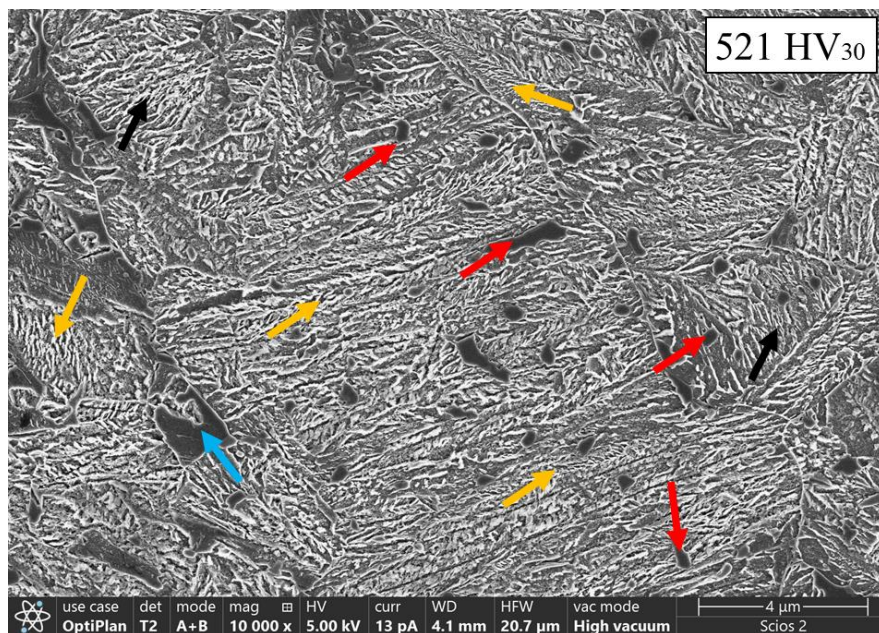
Fig. 25. Diagrama TTT del acero AISI S1 austenizado a 880°C (tomado del catálogo de aceros Bohler) [56].

3.4.3 Condición de transformación isotérmica a 350 °C

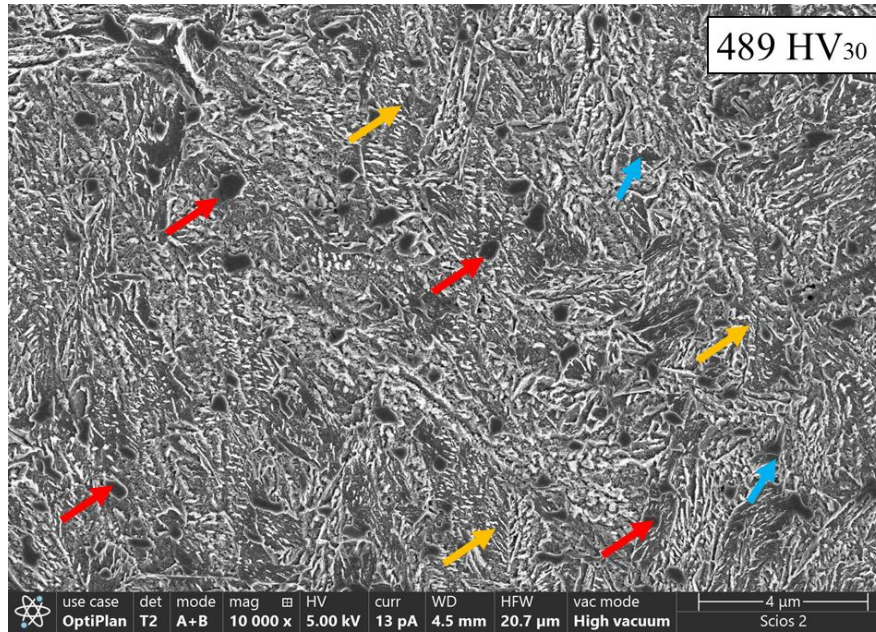
En esta condición de tratamiento se evaluaron tres tiempos de sostenimiento: 5 minutos, 15 minutos y 30 minutos. La Figura 26 presenta las micrografías obtenidas por MEB representativas obtenidas para cada intervalo de tiempo, junto con los valores de dureza asociados, permiten analizar la evolución microestructural en función del tiempo de tratamiento.



a) 5 minutos



b) 15 minutos



a) 30 minutos

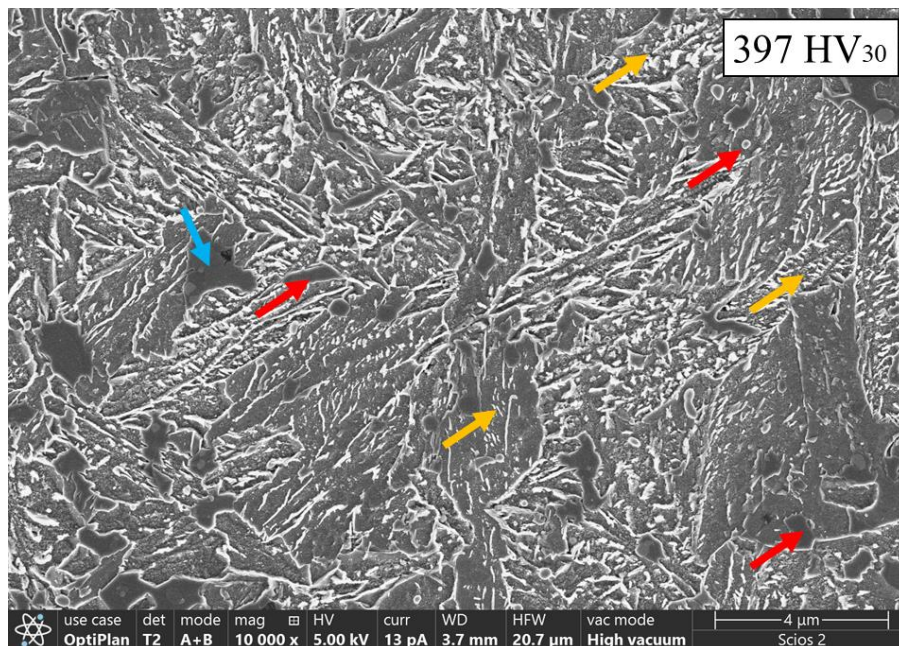
Fig. 26. Austemperado a 350°C con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min., (b) 15 min., y (c) 30 min. Flechas rojas: carburos primarios, flechas negras: martensita, flechas azules: bloques de martensita/austenita retenida y flechas anaranjadas: bainita.

Al someter el acero AISI S1 a una temperatura de austemperado de 350°C, se favoreció la formación de una microestructura bainítica inferior, caracterizada por la presencia de finas láminas de bainita con precipitación de carburos. Estas láminas se encuentran separadas por regiones de martensita o austenita retenida, también con la posible presencia de carburos. Se observó que, a medida que se incrementa el tiempo de transformación isotérmica a esta temperatura, la martensita en la microestructura tiende a disminuir, debido a que la cinética de crecimiento de la fase bainítica se promueve con el transcurso del tiempo. Esta tendencia se correlacionó con los valores de dureza obtenidos para cada tiempo de transformación. Específicamente, la variación en los niveles de dureza entre los 15 y 30 minutos de sostenimiento fue mínima, lo que sugiere que, en este rango de tiempo, la transformación bainítica se encontraba en una etapa cercana a su finalización o en un estado relativamente estable, influenciado por el fenómeno de reacción incompleta que caracteriza la transformación bainítica.

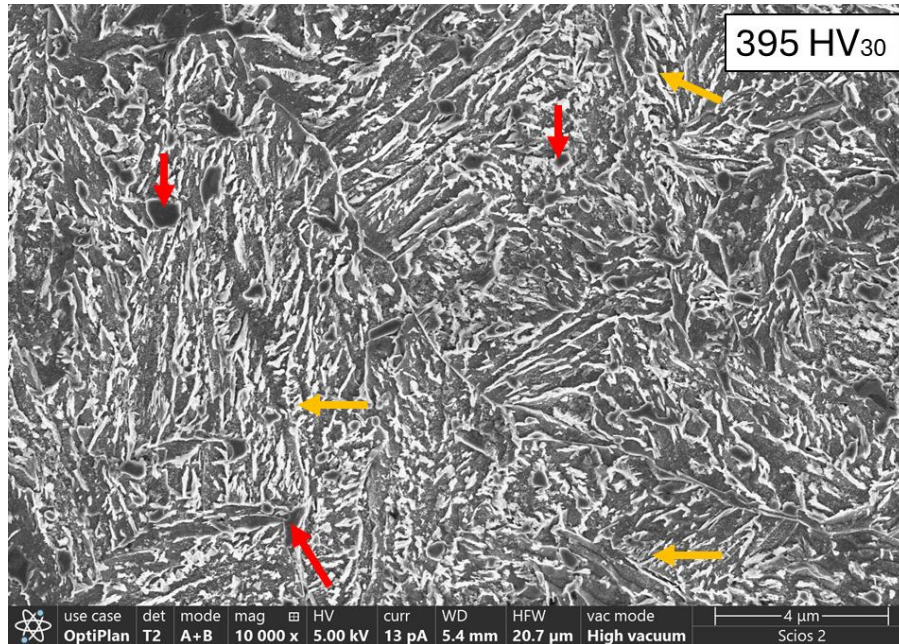
3.4.4 Condición de transformación isotérmica a 400°C

La Figura 27 ilustra la evolución microestructural del acero AISI S1 durante el ciclo de austemperado a 400°C. La microestructura consiste en bainita con regiones de martensita/austenita

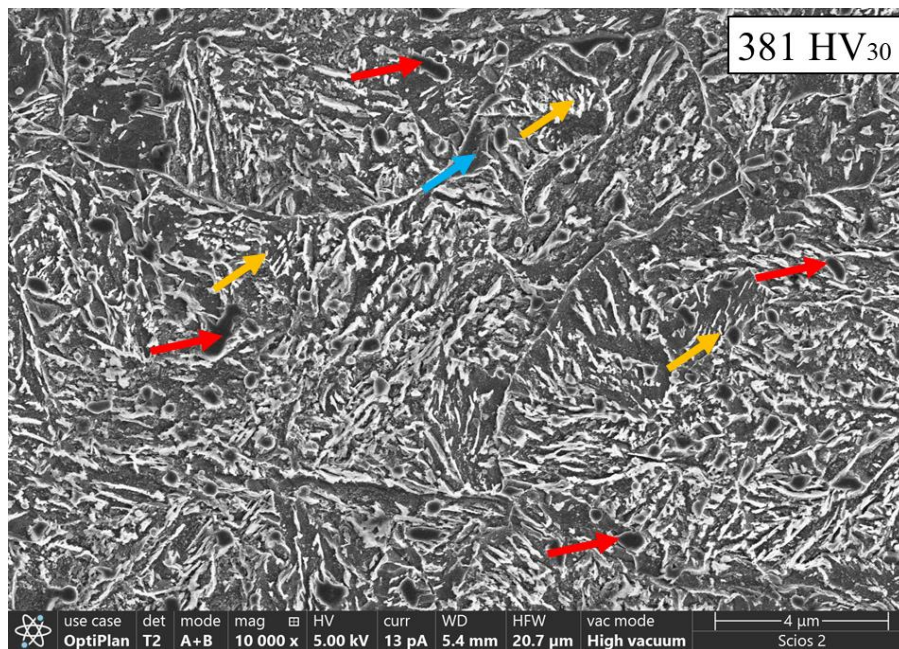
retenida y carburos primarios dispersos. Se pudo identificar que en esta temperatura las placas de ferrita bainítica son de mayor espesor. En relación con la dureza, se obtienen valores menores que a 350 °C. Este se puede atribuir a una menor cantidad de martensita formada y también al espesor de las placas de fase bainítica. Una menor dureza facilita el crecimiento lateral de las placas ya que se puede generar una menor resistencia mecánica de la austenita madre. Adicionalmente, se destaca una disminución en los tiempos necesarios para completar la transformación bainítica a esta temperatura, lo cual es una característica intrínseca de esta transformación, ya que su cinética se acelera con el aumento de la temperatura. Sin embargo, esta aceleración puede conllevar una ligera pérdida de resistencia mecánica debido al engrosamiento de la estructura bainítica. A modo de comparación, se evidencia que, para un tiempo de 15 minutos, ya se observa una baja presencia de martensita/austenita (M/A), lo que permite inferir que la transformación bainítica ha ocurrido rápidamente a esta temperatura, en comparación con los resultados obtenidos a 350 °C, donde la transformación es más lenta y la fracción de M/A es mayor.



a) 5 minutos.



b) 15 minutos.



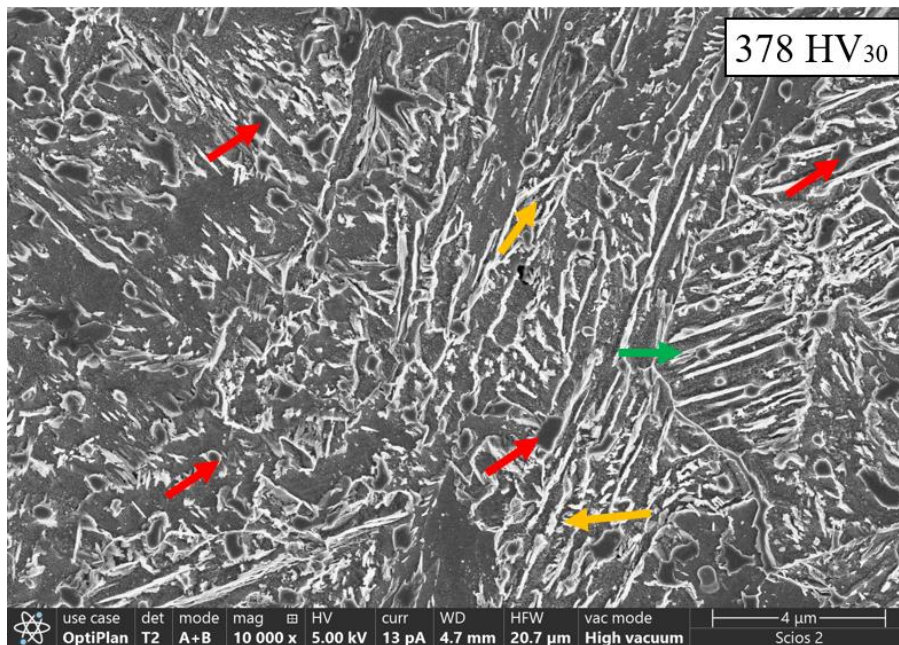
a) 30 minutos.

Fig. 27. Austemperado a 400°C con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min., (b) 15 min., y (c) 30 min. Flechas rojas: carburos primarios, flechas azules: bloques de martensita/austenita retenida y flechas anaranjadas: bainita.

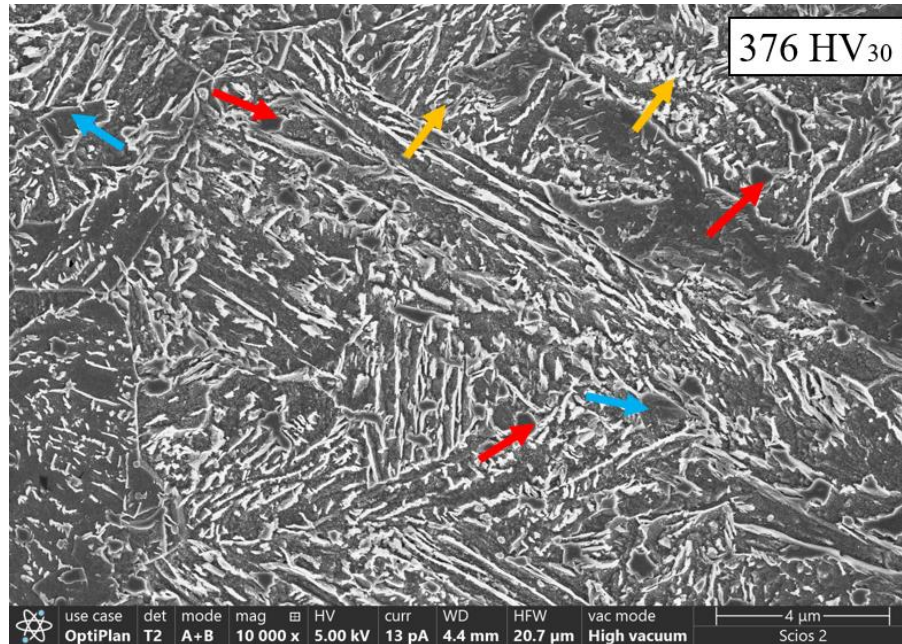
3.4.5 Condición de transformación isotérmica a 450°C

En la Figura 28 se muestran las micrografías del austemperado realizado a 450°C, con tiempos de sostenimiento de 5min, 15 min, y 30 min. Se observa que la microestructura predominante a esta temperatura consiste en placas de bainita superior, separadas por austenita retenida y carburos, con evidencia también de la presencia de islas de martensita/austenita retenida (M/A), pero en menor cantidad que en las temperaturas más bajas. Adicionalmente, en algunas áreas se identificó la presencia de perlita, lo que sugiere un solapamiento entre la cinética de la transformación bainítica y las transformaciones difusivas que dan lugar a la formación de perlita y ferrita a esta temperatura.

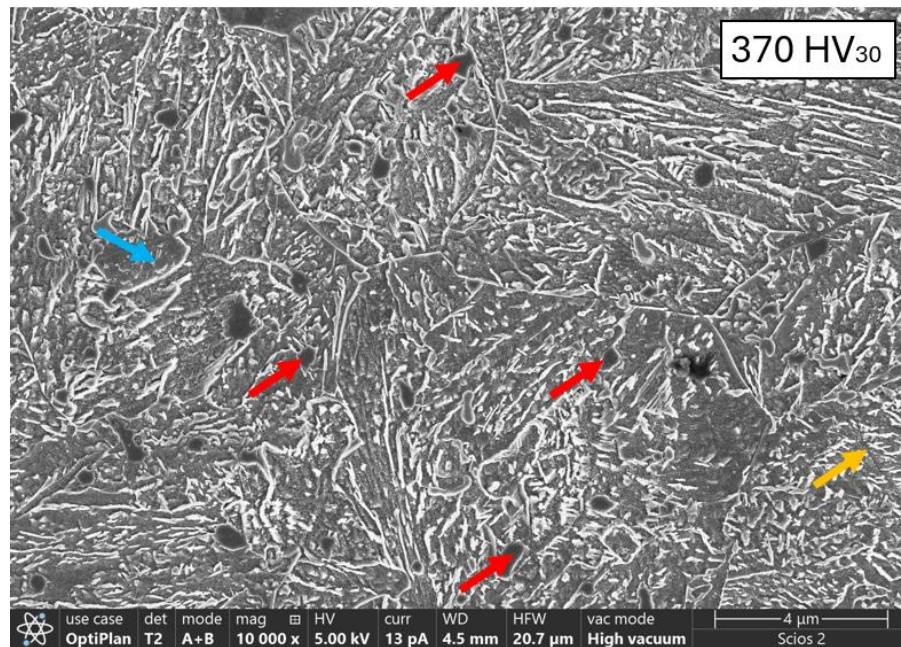
En relación con las placas de ferrita bainítica, se observa que estas tienen mayor espesor que la obtenida a más bajas temperaturas. Todas estas características confluyen en un valor de dureza menor a 400 HV, la cual podría ser insuficientes para las condiciones operativas típicas de este acero,



a) 5 minutos.



b) 15 minutos.



a) 30 minutos.

Fig. 28. Austemperado a 450 °C con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min, (b) 15 min, y (c) 30 min. Flechas rojas: carburos primarios, naranjas: bainita, flechas azules: bloques martensita/austenita y flechas líneas punteadas verdes: perlita.

Considerando los resultados obtenidos con los tratamientos de austemperado para el acero AISI S1 y teniendo en cuenta los requerimientos de resistencia y tenacidad típicos de los aceros de trabajo en frío, se determinó que microestructuras con valores de dureza promedio inferiores a 400 HV no son óptimas. Esto se debe a que, durante la operación este tipo de acero está sujeto a condiciones desgaste e impacto, lo que exige un nivel de dureza adecuado para prevenir una deformación excesiva. En este contexto, para el acero AISI S1, se recomienda una temperatura de transformación isotérmica inferior a 400°C. Por esta razón, el análisis de propiedades mecánicas se realiza a las condiciones de austemperado de 350°C/15min y 400°C/15min, que, de acuerdo con la microestructura y la dureza obtenida, se consideran las más promisorias.

Tras evaluar el tratamiento de austemperado, se procedió a analizar los ciclos de Q&P para el acero AISI S1. Se empleó una temperatura de temple (QT) de 270°C, calculada para obtener una fracción inicial de martensita del 30% mediante la ecuación de Koistinen-Marburger. Como temperaturas de particionado (PT), se utilizaron las mismas temperaturas de austemperado evaluadas: 350 °C, 400 °C y 450°C, con el fin de evaluar el efecto de la martensita formada durante la etapa QT. Si bien a 450°C los niveles de dureza obtenidos en el austemperado no son ideales para aplicaciones de trabajo en frío, se exploró el efecto de la martensita formada en el ciclo de QT, la cual se esperaba que elevara los niveles de dureza en la condición de 450°C, logrando un equilibrio favorable con la tenacidad gracias a la presencia de fases más blandas generadas durante el sostenimiento isotérmico a esta temperatura.

3.4.6 Tratamiento de Q&P acero AISI S1 – QT: 270°C / PT: 350°C, 400°C y 450°C

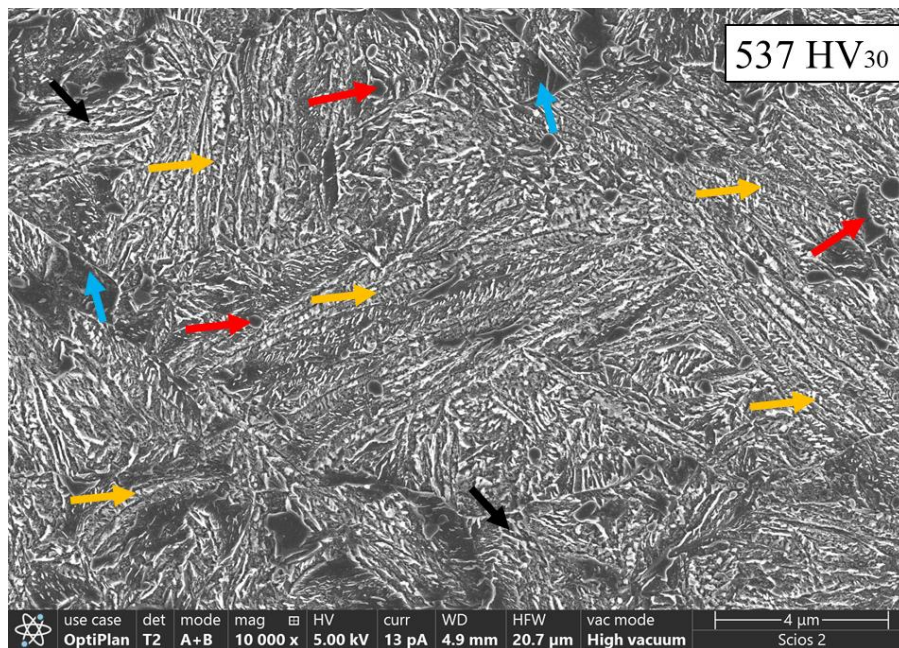
La microestructura obtenida en tratamientos Q&P en las temperaturas de 350°C, 400°C y 450°C se presentan en las figuras 29, 30 y 31.

En términos generales, el ciclo de Q&P en el acero AISI S1 puede describirse mediante la siguiente secuencia de transformaciones, la cual modula el espectro de propiedades mecánicas para cada condición específica: partiendo de una estructura completamente austenítica, la etapa de QT establece una microestructura bifásica compuesta por martensita y austenita. Posteriormente, durante la etapa de PT, se favorece la formación de una estructura multifásica que incluye martensita, austenita y bainita. Al finalizar el ciclo de PT y durante el enfriamiento subsiguiente a temperatura ambiente, la austenita que no logra estabilizarse se transforma en martensita fresca. En última instancia, la microestructura final estará constituida por martensita revenida (cuya

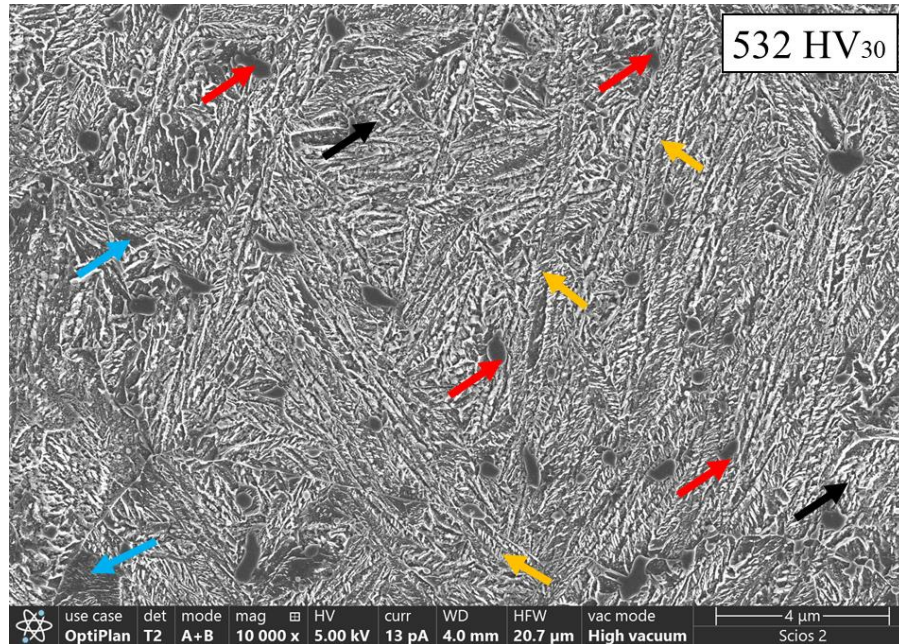
proporción depende del porcentaje inicial de martensita formado durante el QT y revenido durante el PT), bainita formada durante el PT, austenita retenida y martensita fresca (originada de la austenita inestable al final del PT), además de los carburos inherentes a la composición química del acero AISI S1.

Con esta microestructura obtenida, se generaron niveles de dureza generalmente superiores a los obtenidos mediante el ciclo de austemperado para las mismas condiciones de temperatura evaluadas. Este incremento en la dureza se atribuye a la fracción de martensita que se forma durante la etapa de Quenching (QT). Sin embargo, es importante señalar que este aumento no es sustancial, ya que la martensita experimenta un revenido durante la etapa de Particionado (PT), lo que conlleva una cierta disminución de la dureza inicial.

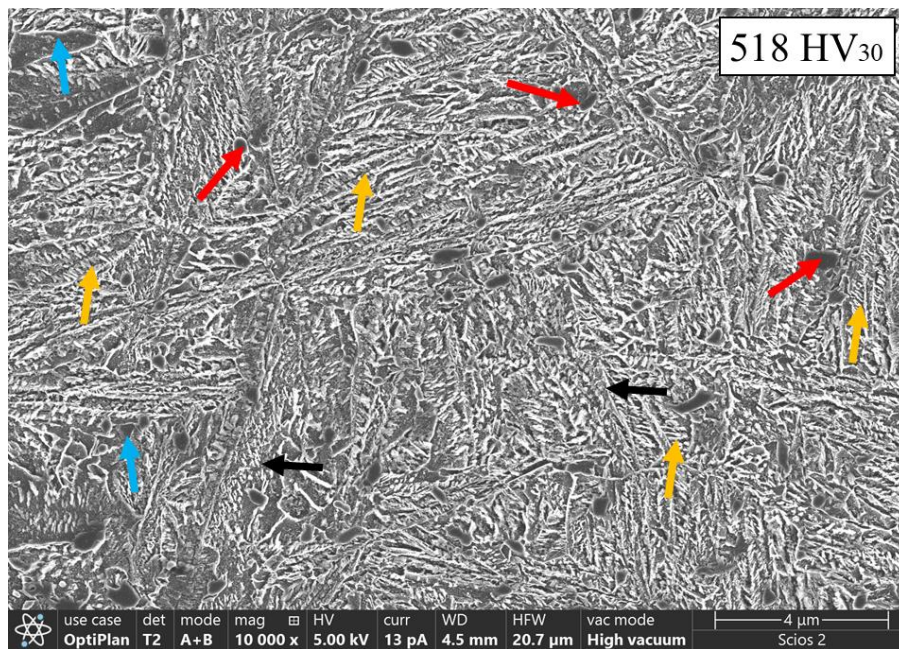
Si bien, en las tres temperaturas los constituyentes presentes son los descritos, puede observarse que en la medida que aumenta la temperatura de sostenimiento isotérmico, se obtiene una bainita con placas de mayor tamaño. Esta característica incide además en la disminución de la dureza, tal como se explicó para las condiciones de austemperado.



a) 5 minutos

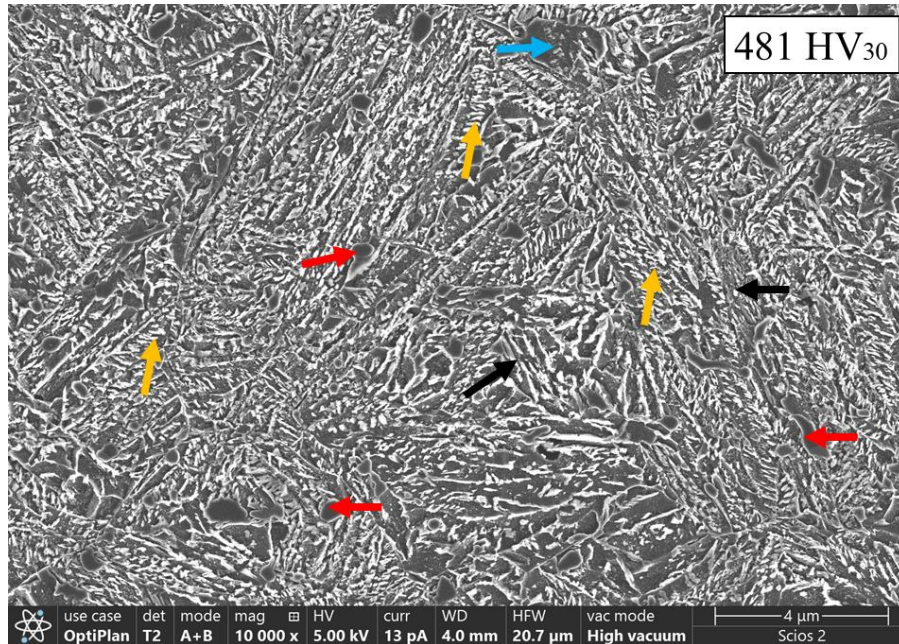


b) 15 minutos.

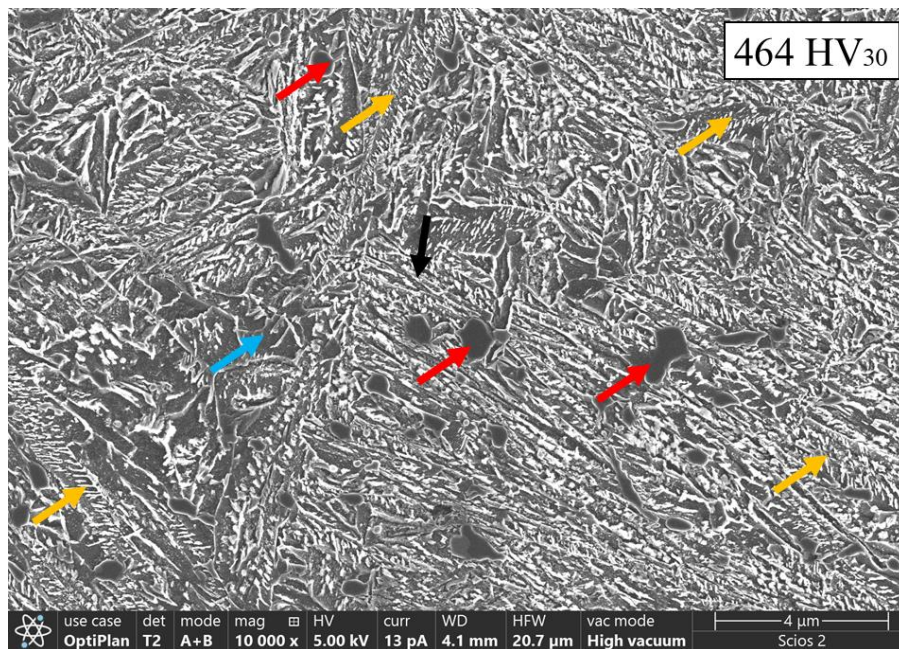


c) 30 minutos.

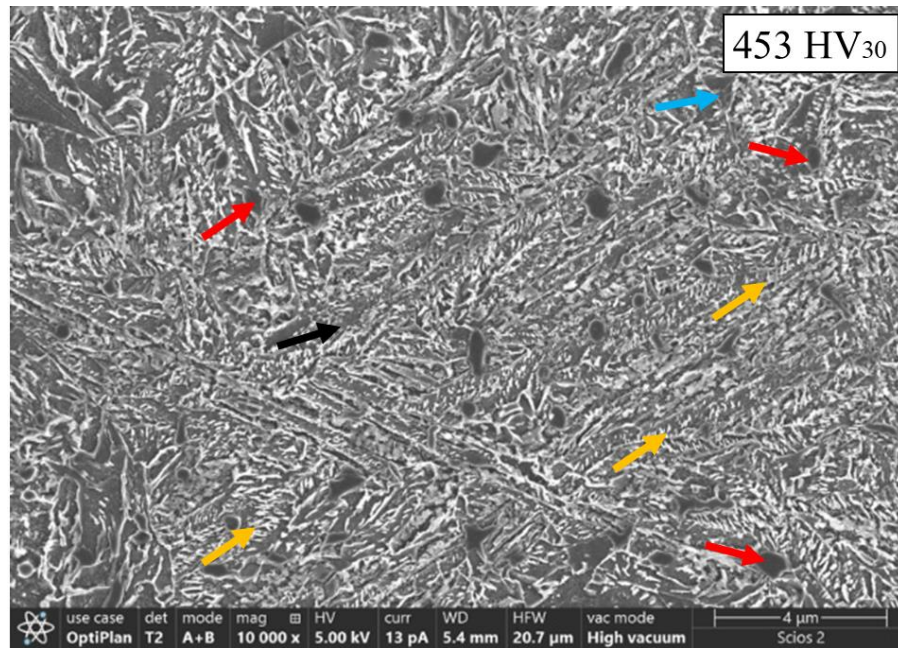
Fig. 29. Q&P (QT:270 °C y PT:350 °C), con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min, (b) 15 min, y (c) 30 min. .
 Flechas rojas: carburos primarios, flechas negras: martensita, flechas azules: bloques de martensita/austenita retenida
 y flechas naranjas: bainita.



a) 5 minutos.

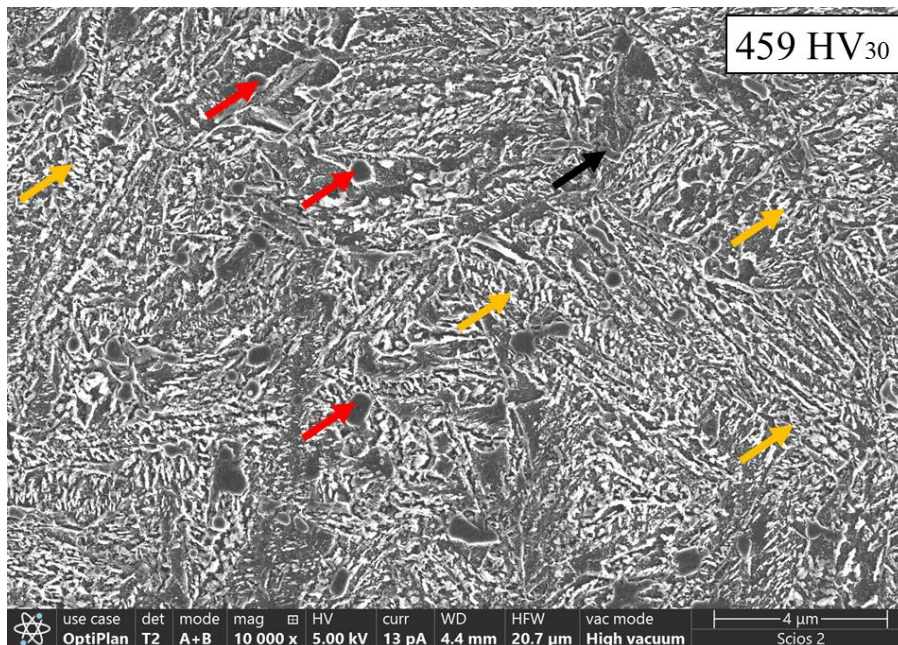


b) 15 minutos.

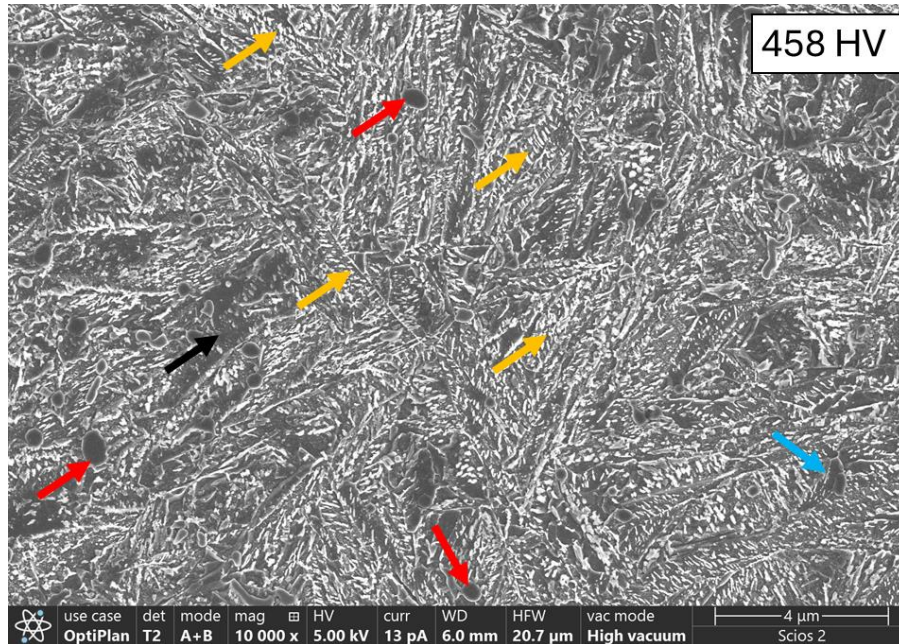


a) 30 minutos.

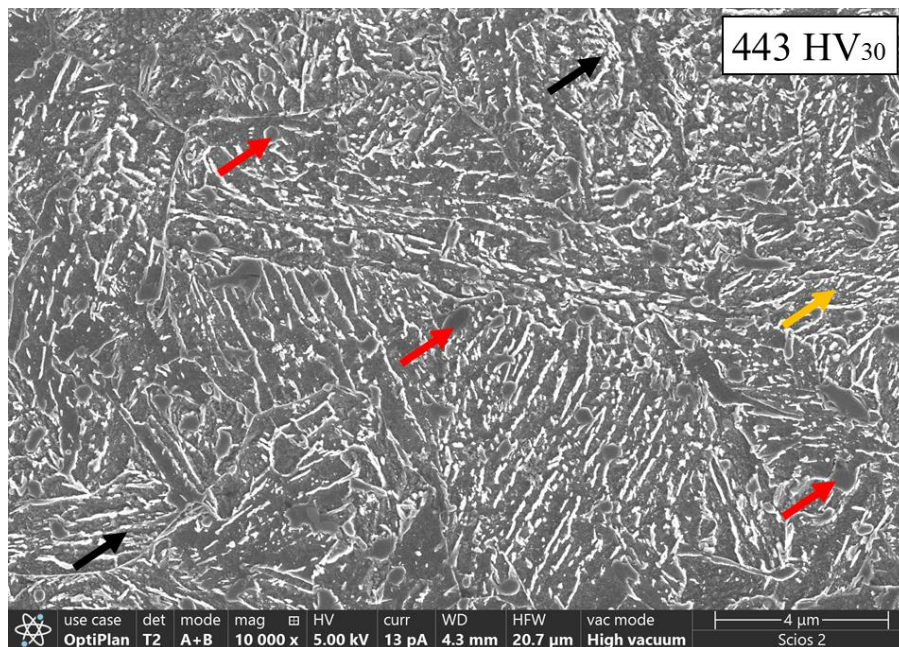
Fig. 30. Q&P (QT:270 °C y PT:400 °C), con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min, (b) 15 min, y (c) 30 min. Fechas rojas: carburos primarios, flechas negras: martensita, flechas azules: bloques de martensita/austenita retenida y flechas naranjas: bainita.



a) 5 minutos.



b) 15 minutos.



a) 30 minutos.

Fig. 31. Q&P (QT:270 °C y PT:450 °C), con tiempos de sostenimiento de (a) 5 min, (b) 15 min, y (c) 30 min. Flechas rojas: carburos primarios, flechas negras: martensita y flechas naranjas: bainita.

Un parámetro clave en la caracterización microestructural de los tratamientos isotérmicos de austemperado y Quenching & Partitioning (Q&P) es la fracción de austenita retenida y su

correspondiente contenido de carbono, ya que estas variables influyen directamente en el comportamiento mecánico del acero tratado. En la Tabla 14 se presentan los resultados obtenidos mediante difracción de rayos X (DRX) para las mejores condiciones seleccionadas de 350°C y 400°C, evaluadas en función del tiempo de sostenimiento aplicado a cada temperatura.

Como se explicó previamente, el tratamiento térmico a 450 °C, tanto en el ciclo de austemperado como en el de Q&P, no fue caracterizado mediante DRX debido a que los niveles de dureza obtenidos bajo esta condición resultaron insuficientes para su aplicación en trabajo en frío, por lo que fue excluida para este análisis. Adicionalmente, en esta misma tabla se incluye la caracterización de la austenita retenida y su contenido de carbono para la condición de temple seguido de doble revenido, permitiendo así una comparación integral entre los distintos tratamientos térmicos aplicados al acero AISI S1.

Tabla 14. CARACTERIZACIÓN AUSTENITA RETENIDA EN ACERO AISI S1.

Tratamiento térmico	Parámetro de red <a>	% de austenita retenida	% C en austenita
Temple y 2 revenidos 200 °C * 2h	3,6000	7,5 ± 3	0,81
Austemperado 350 °C*15 min	3,6536	0,7 ± 3	2,40
Austemperado 400 °C*15 min	3,6107	3,6 ± 3	1,14
Q&P (QT= 270 °C y PT= 350 °C - 15 min)	3,6310	0,6 ± 3	1,75
Q&P (QT= 270 °C y PT= 400 °C - 15 min)	3,6158	4,1 ± 3	1,29

Para los resultados presentados en la Tabla 14, la condición correspondiente al temple y revenido se observa el mayor porcentaje de austenita retenida (7,5 %). Este valor es notablemente superior al observado en las muestras tratadas mediante austemperado y Q&P, tanto a 350 °C como a 400 °C, en los cuales la fracción de austenita retenida se reduce drásticamente, alcanzando valores mínimos del 0,6 % (Q&P a 350 °C) y un máximo de 4,1 % (Q&P a 400 °C). Este comportamiento puede explicarse por las diferencias en la cinética de estabilización de la austenita durante los tratamientos isotérmicos. En las condiciones de austemperado y Q&P a 350 °C, los tiempos de sostenimiento relativamente cortos (15 minutos) limitan la difusión del carbono hacia la austenita, impidiendo que alcance el umbral de saturación necesario para su estabilización. Como resultado, gran parte de la austenita no estabilizada se transforma en martensita fresca durante el enfriamiento.

En el caso de los tratamientos a 400 °C, aunque la mayor temperatura favorece una mayor movilidad atómica y una fracción levemente superior de austenita retenida (hasta 4,1 %), esta sigue siendo menor que en la condición de temple y revenido. Esto puede deberse a que, a estas temperaturas, se favorece la precipitación de carburos secundarios y el enriquecimiento de carburos primarios, fenómenos que compiten con la difusión de carbono hacia la austenita, reduciendo su estabilización. En contraste, durante el doble revenido, al no estar presente una etapa de particionado o transformación bainítica activa, se conserva una mayor proporción de austenita retenida, aunque con un menor contenido de carbono disuelto en ella.

Los resultados de cuantificación de fases presentada en la tabla 15, revelan una influencia de la temperatura de tratamiento isotérmico en la evolución microestructural. En el austemperado, el aumento de temperatura promueve una ligera transición microestructural: la fracción de bainita disminuye del 87 % al 85 %, aparece un 0 % de austenita retenida y la martensita residual se reduce del 9,8 % al 8,4 % aproximadamente. Este fenómeno se atribuye a la mayor capacidad de difusión del carbono a temperaturas elevadas. Este cambio en la estabilidad de las fases tiene una consecuencia morfológica directa. De acuerdo con la Tabla 16, el espesor de las láminas de ferrita bainíticas experimenta un aumento significativo, desde 42,9 nm a 350 °C hasta 78,2 nm a 400 °C. Este engrosamiento, se da debido a que con el aumento de la temperatura de transformación la austenita madre presenta una mayor relajación plástica (menor límite de fluencia), por lo que se forma más fácilmente, lo que hace que el espesor sea mayor, en comparación cuando la transformación se da a menores temperaturas. Morfológicamente, esta estructura se asocia con una menor densidad de defectos y tensiones internas, lo que se traduce en un perfil mecánico característico: una dureza reducida pero una tenacidad mejorada.

Por su parte, las microestructuras resultantes del proceso de Q&P presentan un equilibrio de fases distinto. A 350 °C, la estructura está compuesta por un 67 % de bainita y un 30 % de martensita aproximadamente, sin presencia de austenita retenida. Al aumentar la temperatura a 400 °C, la fracción bainítica se incrementa al 69 %, la martensita disminuye al 25 % aproximadamente y aparece un 4 % de austenita estabilizada. Esta evolución confirma que una temperatura de partición más alta favorece la estabilización de alguna fracción de austenita debido al incremento en la movilidad atómica del carbono, lo que logra este efecto sobre la distribución de fases. La morfología bainítica en Q&P sigue la misma tendencia observada en el austemperado, con un

marcado engrosamiento de las placas al pasar de 35,3 nm a 58,6 nm. La formación de esta bainita más gruesa y la presencia controlada de austenita retenida contribuyen conjuntamente a un mejor compromiso entre resistencia y tenacidad, optimizando el comportamiento del material frente a la fractura en comparación con las microestructuras más finas obtenidas a menores temperaturas.

Tabla 15. FRACCIÓN VOLUMÉTRICA DE CADA UNA DE LAS FASES PRESENTES EN LAS MUESTRAS DEL ACERO AISI S1.

% en volumen de las fases AISI S1				
Tratamiento térmico	Bainita	Austenita	Martensita	Carburos
Austemperado 350 °C*15 min	87,0 % ± 5	0,0%	9,8% ± 5	3,2 % ± 0,4
Austemperado 400 °C*15 min	85,0% ± 8	3,0 % ± 3	8,4% ± 5	3,6 % ± 0,8
Q&P (QT= 270 °C, PT= 350 °C - 15 min)	67,0% ± 2	0,0% ± 3	29,9% ± 5	3,1 % ± 0,4
Q&P (QT= 270 °C, PT= 400 °C - 15 min)	69,0% ± 7	4,0% ± 3	24,6% ± 5	2,4 % ± 0,1

Tabla 16. ESPESOR DE LA PLACA BAINÍTICA PARA EL ACERO AISI S1

Tratamiento térmico	Espesor de placa bainítica(nm)
Austemperado 350 °C*15 min	42,9 ± 13,7
Austemperado 400 °C*15 min	78,2 ± 28,0
Q&P (QT= 270 °C y PT= 350 °C - 15 min)	35,3 ± 11,3
Q&P (QT= 270 °C y PT= 400 °C - 15 min)	58,6 ± 18,0

En la Tabla 17 se presentan los resultados de las propiedades mecánicas medidas, incluyendo la energía de impacto, el porcentaje de elongación, el valor de resistencia a la tracción (UTS), el límite de cedencia y la dureza. Los resultados presentados muestran que el tratamiento de temple y revenido proporciona el mayor valor de resistencia a la tracción (UTS), alcanzando 2312 MPa. Esta elevada resistencia se asocia directamente a la presencia de una microestructura predominantemente martensítica, con alta densidad de dislocaciones y elevada dureza. Aunque el revenido reduce la fragilidad de la martensita, su efecto sobre la resistencia es limitado, por lo que el acero conserva un alto nivel de esfuerzo máximo antes de la fractura. En comparación, los tratamientos isotérmicos de austemperado y Q&P muestran una reducción progresiva de la UTS a medida que se incrementa la temperatura de transformación. Por ejemplo, el austemperado a 350 °C alcanza 1687 MPa, mientras que a 400 °C desciende a 1385 MPa, lo que refleja la formación de bainita más gruesa y una menor proporción de martensita. Este cambio morfológico reduce la resistencia global del material.

En el caso del tratamiento Q&P, se observa una mejora respecto al austemperado, especialmente a 350 °C, donde se alcanza una UTS de 1728 MPa, gracias a la contribución de la martensita formada durante el quenching. Sin embargo, a 400 °C, aunque la microestructura incluye una fracción mayor de austenita retenida y cierta cantidad de bainita, la UTS desciende a 1555 MPa, debido al revenido parcial de la martensita y al engrosamiento de las laminas de bainita.

Tabla 17. COMPENDIO DE PROPIEDADES MECÁNICAS DEL ACERO AISI S1

Tratamiento térmico	Energía de impacto (J)	% de elongación	UTS (MPa)	Límite de cedencia (MPa)	Dureza HV ₃₀
Temple y 2 revenidos 200 °C * 2h	9,0 ± 1,0	8,6 ± 1,0	2312 ± 81,5	2259 ± 72,7	539 ± 0,7
Austemperado 350 °C*15 min	8,3 ± 1,0	12,6 ± 0,7	1687 ± 7,1	1616 ± 13,1	521 ± 2,2
Austemperado 400 °C*15 min	11,0 ± 0,0	13,6 ± 1,0	1385 ± 11,7	1341 ± 10,4	395 ± 2,2
Q&P (QT=180 °C y PT=350 °C - 15 min)	10,3 ± 0,6	11,9 ± 0,7	1728 ± 2,5	1681 ± 8,7	532 ± 9,2
Q&P (QT=180 °C y PT=400 °C - 15 min)	12,3 ± 1,5	12,5 ± 2,2	1555 ± 98,2	1409 ± 87,5	481 ± 5,3

Los datos presentados en la Tabla 17 revelan notables diferencias en la energía de impacto del acero AISI S1 en función del tratamiento térmico aplicado. La condición de Q&P con particionado a 400°C registra el valor más elevado (12,6 J), superando significativamente a los tratamientos de temple/revenido (9,0 J) y austemperado a 350°C (8.3 J).

Esta variación en tenacidad puede atribuirse a las transformaciones microestructurales características de cada proceso. En aceros bainíticos, se observa una reducción en la resistencia al impacto cuando se forman carburos precipitados y/o cuando existe una proporción considerable de austenita retenida metaestable. Para el acero S1, este equilibrio se ve influenciado por la distribución del carbono, que participa simultáneamente en tres procesos: estabilización de austenita, formación de carburos bainíticos y migración hacia carburos primarios/secundarios, situación agravada por la carencia de elementos estabilizadores como Si o Al en su composición.

Los análisis de DRX (Tabla 11) indican que los tratamientos a 350°C (austemperado y Q&P) generan mínimas cantidades de austenita retenida (0,7% y 0,6%, respectivamente), produciendo microestructuras dominadas por bainita fina, martensita y carburos dispersos. Esta disposición microestructural promueve una interacción efectiva entre fases que inhibe el movimiento de dislocaciones, aunque la escasa presencia de fases dúctiles limita su capacidad de absorción de energía ante impactos.

Por el contrario, el tratamiento Q&P a 400°C presenta mayor contenido de austenita retenida (4,1%), aunque con bajo enriquecimiento carbonoso (1,29%). Esta austenita, pese a su relativa inestabilidad, contribuye al comportamiento mecánico mediante el efecto TRIP. Durante la deformación, su transformación a martensita genera endurecimiento localizado y tensiones de compresión, obstaculizando la propagación de grietas. Cuando esta austenita se distribuye como láminas intersticiales entre fases duras, actúa adicionalmente como barrera a la fractura, mejorando la tenacidad sin afectar drásticamente la resistencia mecánica global.

CAPITULO 4: DISCUSIÓN

En este capítulo se pretende simplificar de una forma más concisa todos los resultados presentados en capítulos anteriores y concluir la elaboración de este trabajo.

La selección de la temperatura de austenización de 900 °C para los dos aceros se fundamentó en un análisis comparativo con la temperatura de 1000 °C. Si bien la mayor temperatura (1000 °C) promovió una mayor disolución de carburos, evidenciada por una reducción significativa en su fracción volumétrica de 9.6% a 2.1% en el acero AISI O1 y 6,5% a 2,2% en el acero AISI S1, también indujo una fragilización severa y agrietamiento en el material templado. Este fenómeno se atribuyó al enriquecimiento excesivo de carbono en la martensita, lo que comprometió la integridad estructural del acero. Por lo tanto, 900°C se consideró la mejor temperatura, ofreciendo un equilibrio entre la disolución de carburos necesaria para la templabilidad y la conservación de la integridad del material para los tratamientos térmicos posteriores.

El análisis microestructural en el acero AISI O1 de las diferentes condiciones de tratamiento térmico reveló una marcada influencia en las fases presentes y su morfología. El temple y revenido resultó en una microestructura de martensita revenida muy fina con alta dureza (684 HV) pero baja ductilidad y tenacidad. El austemperado demostró ser altamente sensible a la temperatura del baño isotérmico. A 250 °C, se obtuvo bainita inferior fina con una dureza elevada (692 HV) y una cantidad significativa de austenita retenida (28.63%), lo que podría influir en la ductilidad y tenacidad. A 350 °C, se formó bainita superior más gruesa, resultando en una dureza menor (532 HV) pero una ductilidad y tenacidad notablemente superiores, con una transformación casi completa a bainita y una cantidad de 0.01% austenita retenida.

El tratamiento de Quenching and Partitioning (Q&P) generó microestructuras y propiedades interesantes. Con una temperatura de quenching de 180°C, se evidenció el impacto de la temperatura de particionado. A 250 °C, se obtuvo la dureza más alta (712 HV), sugiriendo una matriz predominantemente bainita-martensita con austenita retenida (24.30%), logrando también una buena combinación de alta resistencia (UTS) y ductilidad. Al aumentar la temperatura de particionado a 350 °C, la dureza disminuyó (537 HV), y la microestructura evolucionó hacia una

matriz de martensita revenida y bainita superior fina con austenita retenida, manteniendo una alta resistencia y buena ductilidad, además se observó que es la de mayor tenacidad.

Los ensayos mecánicos corroboraron las observaciones microestructurales y de DRX. La mayor dureza se asoció generalmente con microestructuras finas y duras como la martensita revenida y la bainita inferior en el Q&P. La ductilidad fue mayor en las condiciones que favorecieron la formación de bainita superior y la presencia de austenita retenida. La tenacidad más alta se logró en las condiciones de austemperado y Q&P a temperaturas más elevadas en 350°C, donde la microestructura de bainita superior demostró ser más resistente a la propagación de fracturas.

Para el caso del acero AISI S1, el tratamiento del temple y revenido generó una microestructura de martensita revenida, con una dureza de 539 HV. El austemperado a las temperaturas utilizadas, dieron lugar a microestructuras bainíticas, cuya dureza disminuyó con el aumento de la temperatura. Este comportamiento refleja que la bainita formada a temperaturas más elevadas es más blanda. Además, el tiempo de sostenimiento mostró una influencia variable, especialmente a 350°C, donde se observó una mayor sensibilidad de la dureza al tiempo, lo que sugiere una cinética bainítica dependiente de este parámetro. En general, el austemperado permitió alcanzar un buen equilibrio entre resistencia y ductilidad, modulable mediante la temperatura del baño isotérmico. En el tratamiento de Quenching & Partitioning (Q&P), con una temperatura de temple de 270 °C y particionado a 350 °C, 400 °C y 450 °C, se obtuvieron microestructuras de la matriz constituidas por martensita, bainita y austenita retenida. La dureza también disminuyó con el incremento de la temperatura de particionado, en concordancia con la tendencia observada en el austemperado.

Los ensayos mecánicos respaldaron estas observaciones microestructurales. El mayor valor de resistencia a la tracción (UTS) se obtuvo con el temple y revenido, debido a la microestructura constituida de martensita revenida, aunque con la menor ductilidad y tenacidad. Por otro lado, los tratamientos de austemperado y Q&P ofrecieron un mejor compromiso entre resistencia y ductilidad, siendo las condiciones a 400 °C las que mostraron una mayor elongación y resistencia al impacto, reflejando una tenacidad superior, aunque con una resistencia levemente menor.

En resumen, la selección de 900 °C como temperatura de austenización proporcionó una base adecuada para explorar diversos tratamientos térmicos en los aceros AISI O1 y AISI S1. Tanto

el austemperado como el Q&P se presentaron como alternativas viables al temple y revenido convencional, permitiendo ajustar las propiedades mecánicas según los requerimientos específicos de cada aplicación. Comprender la influencia de los parámetros térmicos sobre la microestructura y el desempeño mecánico es clave para optimizar el comportamiento de los dos aceros y, en consecuencia, para el desarrollo de herramientas de alto rendimiento.

CONCLUSIONES

La presente investigación exploró la influencia de los tratamientos isotérmicos de austemperado y temple y partición en las propiedades microestructurales y mecánicas de los aceros para herramienta comerciales AISI O1 y AISI S1. Los resultados obtenidos a través de análisis microestructurales (MO, MEB y DRX) y ensayos mecánicos (dureza, tracción, impacto) permitieron establecer las siguientes conclusiones:

Los resultados obtenidos en esta investigación permitieron determinar la influencia de los parámetros de tratamiento isotérmico de baja temperatura en la microestructura y en las propiedades mecánicas de los aceros AISI O1 y AISI S1, utilizados comúnmente en aplicaciones de trabajo en frío. Se evidenció que variaciones en la temperatura y el tiempo de transformación afectan significativamente la formación de fases como bainita, martensita y austenita retenida, las cuales condicionan la dureza, resistencia a la tracción y tenacidad del material. En particular, se observó que tratamientos como el austemperado y el Q&P, correctamente parametrizados, permiten alcanzar un buen equilibrio entre dureza y tenacidad, superando las limitaciones del temple tradicional en términos de fragilidad. Estos hallazgos refuerzan la importancia de un diseño térmico optimizado para extender la vida útil y el desempeño funcional de herramientas fabricadas con estos aceros.

Se determinó que la temperatura de austenización de 900 °C fue la condición más adecuada para ambos aceros analizados, ya que proporcionó un equilibrio entre la disolución de carburos y la reducción del riesgo de agrietamiento durante el enfriamiento. A partir de esta condición, se definieron y aplicaron con éxito rangos específicos de parámetros para los tratamientos térmicos de austemperado y (Q&P). En el caso de acero AISI O1, se seleccionaron como las mejores condiciones, temperaturas de tratamiento isotérmico de 250 °C durante 60 minutos y 350 °C durante 15 minutos, con una temperatura de quenching de 180 °C. Para el acero AISI S1, se seleccionaron como las mejores condiciones de tratamientos isotérmicos a 350 °C y 400 °C, con un tiempo de sostenimiento de 15 minutos en ambas condiciones, y una temperatura de quenching de 270°C. Ambas condiciones permitieron controlar la cinética de transformación y generar diversas microestructuras.

Los parámetros seleccionados resultaron efectivos para modificar la microestructura de los aceros, lo que se reflejó en cambios significativos en sus propiedades mecánicas. Esta capacidad

de ajuste ofrece una base sólida para adaptar los materiales a diversas aplicaciones, optimizando la relación entre resistencia, ductilidad y tenacidad según los requerimientos funcionales de la pieza final.

Los tratamientos térmicos de austemperado y Q&P tuvieron una influencia significativa en la microestructura de ambos aceros, aunque con algunas diferencias específicas. En el caso del austemperado, se observó la formación de bainita, cuya morfología y dureza estuvieron fuertemente condicionadas por la temperatura de sostenimiento en el isotérmico. Las temperaturas más bajas favorecieron la formación de bainita inferior, más fina y dura, mientras que las temperaturas más altas promovieron la formación de bainita superior, de morfología más gruesa y menor dureza.

Por su parte, el tratamiento Q&P generó microestructuras mixtas, compuestas por martensita, bainita y austenita retenida, cuya proporción estuvo determinada principalmente por la temperatura de particionado. La presencia de austenita retenida fue confirmada mediante difracción de rayos X, y su cantidad varió en función de dicha temperatura. Además, el tiempo de sostenimiento influyó en la evolución de la microestructura en ambos tratamientos, aunque su efecto específico dependió de la temperatura aplicada. Estos resultados evidencian la capacidad de ambos procesos para modificar la microestructura y, por ende, las propiedades del material, mediante un control preciso de los parámetros térmicos.

Se estableció una clara correlación entre las microestructuras resultantes de los tratamientos térmicos y las propiedades mecánicas de resistencia a la tensión (UTS), dureza y resistencia al impacto en los aceros AISI O1 y AISI S1. En general, las microestructuras con una mayor proporción de fases duras y finas, como la martensita y la bainita inferior, exhibieron las mayores durezas y resistencias a la tensión. Para el acero AISI O1, la dureza más alta se logró con el tratamiento Q&P PT 250°C - 60 min (712 HV), y la mayor resistencia a la tensión se obtuvo en la condición Q&P 350°C-15 min con (1750 MPa). Para el acero AISI S1, la dureza más alta se observó en el tratamiento de temple y revenido (539 HV) y Q&P PT 350°C - 15 min (532 HV), y la mayor resistencia a la tensión se obtuvo con el tratamiento de temple y revenidos (2300 MPa).

Por otro lado, las microestructuras que contenían una mayor proporción de fases más blandas, como la bainita superior, mostraron una menor dureza y resistencia a la tensión, pero una ductilidad y tenacidad significativamente mayores. En ambos aceros, las condiciones de

austemperado a 350°C y 400°C y Q&P a 350°C y 400°C presentaron una mejor ductilidad, con las mayores elongaciones (alrededor del 10-13%) y una mejor resistencia al impacto. Finalmente, las diferencias en la composición química entre los aceros AISI O1 y AISI S1 influyeron en los valores absolutos de las propiedades mecánicas. El acero O1, con su mayor contenido de carbono, generalmente mostró una mayor dureza y resistencia a la tracción en comparación con el acero S1, mientras que el acero S1 tendió a exhibir una mejor combinación de ductilidad y tenacidad en algunas condiciones.

XI. RECOMENDACIONES

Como proyección del presente trabajo, se proponen las siguientes recomendaciones orientadas a mejorar la caracterización térmica y microestructural de los aceros AISI O1 y AISI S1, así como a validar su desempeño en condiciones de servicio reales:

- Incorporar ensayos de dilatometría para determinar con alta precisión las temperaturas críticas de transformación (Ac_1 , Ac_3 , M_s , M_f) de los aceros estudiados. Esta información es fundamental para refinar los ciclos de tratamiento térmico, optimizando los parámetros de calentamiento y enfriamiento con base en el comportamiento real del material.
- Utilizar técnicas de caracterización microestructural complementarias como la Difracción de Electrones Retrodispersados (EBSD) y la Microscopía Electrónica de Transmisión (TEM). Estas herramientas permitirán un análisis más detallado de la morfología, tamaño y distribución de las fases finas como la bainita, los carburos y la austenita retenida, posibilitando una correlación más robusta entre la microestructura y las propiedades mecánicas.
- Realizar un estudio más detallado para ajustar con mayor precisión la temperatura y el tiempo de la etapa de partición en el tratamiento Q&P. El objetivo es estabilizar una fracción controlada de austenita retenida, lo cual es clave para optimizar el balance de propiedades y comprender mejor la cinética de formación de otras fases que parten de la austenita como la bainita.
- Finalmente, validar los tratamientos térmicos optimizados mediante pruebas que simulen condiciones reales de operación. Es crucial realizar ensayos de desgaste (tribología), fatiga y tenacidad a la fractura para confirmar la estabilidad de las microestructuras y el rendimiento funcional de las herramientas en entornos industriales.

 REFERENCIAS

- [1] J. Speer, D. K. Matlock, B. C. De Cooman, and J. G. Schroth, “Carbon partitioning into austenite after martensite transformation,” *Acta Mater*, vol. 51, no. 9, pp. 2611–2622, May 2003, doi: 10.1016/S1359-6454(03)00059-4.
- [2] Y. Toji, T. Nakagaito, H. Matsuda, K. Hasegawa, and S. Kaneko, “Effect of Microstructure on Mechanical Properties of Quenching & Partitioning Steel,” *ISIJ International*, vol. 63, no. 4, pp. 758–765, 2023, doi: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2022-508.
- [3] J. G. Speer, F. C. Rizzo Assunção, D. K. Matlock, and D. V Edmonds, “The ‘Quenching and Partitioning’ Process: Background and Recent Progress,” 2005.
- [4] J. Li *et al.*, “Improving the strength-ductility balance of medium-Mn Q&P steel by controlling cold-worked ferrite microstructure,” *Mater Charact*, vol. 205, Nov. 2023, doi: 10.1016/j.matchar.2023.113377.
- [5] M. Liu, J. yu Tian, F. Cai, C. gang Pan, and G. Xu, “Chro-austempering treatment of a medium-carbon high-strength bainitic steel,” *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 30, no. 2, pp. 317–327, Feb. 2023, doi: 10.1007/s42243-022-00811-6.
- [6] D. T. Llewelyn and R. C. Hudd, *Steels: Metallurgy and Applications Third Edition*. 1998.
- [7] G. Krauss, *Steel: Processing, Structure, and Performance*, Second Edition. Ohio: Materials Park, 2015.
- [8] G. E. Totten, *Steel heat treatment : metallurgy and technologies*. Taylor & Francis, 2007.
- [9] W. D. Callister and J. G. David Rethwisch, “MATERIALS SCIENCE and ENGINEERING.”
- [10] H. K. D. H. Bhadeshia and R. W. K. Honeycombe, *Steels: Microstructure and Properties*, Fourth Edition. 2017.
- [11] R. A. Mesquita, “TOOL STEELS Properties and Performance,” 2016.
- [12] “ASTM A600-92a(2016) Standard specification for tool steel high speed”.
- [13] K. Kumar Singh Vinod Kumar, K. Kumar, G. Sahoo, K. Kumar SINGH, and V. Kumar, “Quenched and tempered high strength steel:A review Quenched and tempered high strength steel:A review Gadadhar Sahoo Recommended Citation Recommended Citation Quenched and tempered high strength steel: A review,” *Materials and Minerals Journal of Metals, Materials and Minerals*, vol. 30, no. 4, pp. 19–29, 2020, doi: 10.14456/jmmm.2020.47.
- [14] H. Bhadeshia and R. Honeycombe, “Steel: Microstructure. Properties,” Oxford, 2006.
- [15] E. Claesson, H. Magnusson, J. Kohlbrecher, M. Thuvander, and P. Hedström, “Evolution of iron carbides during tempering of low-alloy tool steel studied with polarized small angle neutron scattering, electron microscopy and atom probe,” *Mater Charact*, vol. 194, Dec. 2022, doi: 10.1016/j.matchar.2022.112464.

-
- [16] B. C. Ray, R. K. Prusty, and D. Nayak, *Phase Transformations and Heat Treatments of Steels*, 1st Edition. Boca Raton: CRC Press, 2020. doi: 10.1201/9780429019210.
- [17] J. Zhong *et al.*, “Tempering properties of a new ultrahigh strength martensitic steel,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 35, pp. 5884–5893, Mar. 2025, doi: 10.1016/j.jmrt.2025.02.234.
- [18] D. Scott MacKenzie, “Austempering_ Process, Applications, and Equipment,” *ASM International*, 2015, Accessed: Apr. 17, 2025. [Online]. Available: <https://dl.asminternational.org/heat-treating/proceedings/HT2015/84123/428/31540>
- [19] A. J. Clarke *et al.*, “Perspectives on Quenching and Tempering 4340 Steel,” *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, vol. 51, no. 10, pp. 4984–5005, 2020, doi: 10.1007/s11661-020-05972-1.
- [20] Y. Su *et al.*, “Effect of Austempering Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of M50 Bearing Steel,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 20, pp. 4576–4584, Sep. 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2022.09.002.
- [21] K. Wang *et al.*, “Microstructure-property relationship in bainitic steel: The effect of austempering,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 675, pp. 120–127, Oct. 2016, doi: 10.1016/j.msea.2016.08.026.
- [22] A. Valencia Giraldo, *Tecnología del tratamiento térmico de los metales*, Primera edición., vol. 1. Medellín: Editorial Universidad de Antioquia, 2009.
- [23] M.-Y. Tu, C.-A. Hsu, W.-H. Wang, and Y.-F. Hsu, “Comparison of microstructure and mechanical behavior of lower bainite and tempered martensite in JIS SK5 steel,” *Mater Chem Phys*, vol. 107, no. 2–3, pp. 418–425, Feb. 2008, doi: 10.1016/j.matchemphys.2007.08.017.
- [24] J.-B. Seol, D. Raabe, P.-P. Choi, Y.-R. Im, and C.-G. Park, “Atomic scale effects of alloying, partitioning, solute drag and austempering on the mechanical properties of high-carbon bainitic–austenitic TRIP steels,” *Acta Mater*, vol. 60, no. 17, pp. 6183–6199, Oct. 2012, doi: 10.1016/j.actamat.2012.07.064.
- [25] M. J. Oyola, R. Aristizábal, and Ó. Ríos, “Evaluación de tratamientos de Q&P sobre aceros fundidos medio carbono - alto silicio,” *Revista Colombiana de Materiales*, vol. 1, no. 19, pp. 14–24, Sep. 2022, doi: 10.17533/RCM/udea.rcm.n19a02.
- [26] “Optimization_of_Quenching_Temperature_to.pdf.”
- [27] Elena Pereloma and David V. Edmonds, *Diffusionless transformations, high strength steels, modelling and advanced analytical techniques*, vol. 2. Woodhead Pub: ProQuest (Firm), 2012.
- [28] N. Zhong, X. D. Wang, L. Wang, and Y. H. Rong, “Enhancement of the mechanical properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching-

-
- partitioning-tempering process,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 506, no. 1–2, pp. 111–116, Apr. 2009, doi: 10.1016/j.msea.2008.11.014.
- [29] L. Wang and J. G. Speer, “Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment,” *Metallography, Microstructure, and Analysis*, vol. 2, no. 4, pp. 268–281, Aug. 2013, doi: 10.1007/s13632-013-0082-8.
- [30] H. Y. Li, X. W. Lu, X. C. Wu, Y. A. Min, and X. J. Jin, “Bainitic transformation during the two-step quenching and partitioning process in a medium carbon steel containing silicon,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, no. 23, pp. 6255–6259, Sep. 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.06.045.
- [31] C. Y. Wang, J. Shi, W. Q. Cao, and H. Dong, “Characterization of microstructure obtained by quenching and partitioning process in low alloy martensitic steel,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, no. 15, pp. 3442–3449, Jun. 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.02.020.
- [32] T. Tsuchiyama, J. Tobata, T. Tao, N. Nakada, and S. Takaki, “Quenching and partitioning treatment of a low-carbon martensitic stainless steel,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 532, pp. 585–592, Jan. 2012, doi: 10.1016/j.msea.2011.10.125.
- [33] L. Zhou, G. Tang, X. Ma, L. Wang, and X. Zhang, “Relationship between microstructure and mechanical properties of M50 ultra-high strength steel via quenching-partitioning-tempering process,” *Mater Charact*, vol. 146, pp. 258–266, Dec. 2018, doi: 10.1016/j.matchar.2018.10.009.
- [34] P. Chen *et al.*, “Partitioning-related microstructure evolution and mechanical behavior in a δ -quenching and partitioning steel,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 17, pp. 1338–1348, Mar. 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2022.01.076.
- [35] S. G. Liu *et al.*, “Application of quenching–partitioning–tempering process and modification to a newly designed ultrahigh carbon steel,” *Materials & Design (1980-2015)*, vol. 56, pp. 37–43, Apr. 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.10.094.
- [36] A. R. Entwisle, “The kinetics of martensite formation in steel,” *Metallurgical Transactions*, vol. 2, no. 9, pp. 2395–2407, Sep. 1971, doi: 10.1007/BF02814877.
- [37] H. Bhadeshia, “BAINITE IN STEELS,” 2001.
- [38] A. Borgenstam and M. Hillert, “Activation energy for isothermal martensite in ferrous alloys,” *Acta Mater*, vol. 45, no. 2, pp. 651–662, Feb. 1997, doi: 10.1016/S1359-6454(96)00186-3.
- [39] G. E. Totten and R. Colas, Eds., *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys (Online Version)*. CRC Press, 2016. doi: 10.1081/E-EISA.
- [40] F. G. Caballero, M. K. Miller, and C. Garcia-Mateo, “Influence of transformation temperature on carbide precipitation sequence during lower bainite formation,” *Mater Chem Phys*, vol. 146, no. 1–2, pp. 50–57, Jul. 2014, doi: 10.1016/j.matchemphys.2014.02.041.

-
- [41] P. Kolmskog, "Does Bainite form with or without diffusion? The experimental and theoretical evidence," KTH Industrial Engineering and Management, Stockholm, 2013.
 - [42] L. C. Chang and H. K. D. H. Bhadeshia, "Austenite films in bainitic microstructures," 1995.
 - [43] P. Kolmskog, "Does Bainite form with or without diffusion? The experimental and theoretical evidence," 2013.
 - [44] H. K. D. H. Bhadeshia, "Short communication Diffusion of carbon in austenite." [Online]. Available: <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/Diffuse.html>
 - [45] C. Garcia-Mateo, F. G. Caballero, and H. K. D. H. Bhadeshia, "Acceleration of Low-temperature Bainite," *ISIJ International*, vol. 43, no. 11, pp. 1821–1825, 2003, doi: 10.2355/isijinternational.43.1821.
 - [46] J. C. Arce, F. García, C. Carlos, and G. Mateo, "ACEROS BAINÍTICOS AVANZADOS : MECANISMOS DE TRANSFORMACIÓN Y PROPIEDADES MECÁNICAS," 2013.
 - [47] C. Cubillos, D. Jhordan, F. Agudelo, E. Ivan, B. Avila, and C. DE Arturo Universidad Distrital Francisco José Caldas, "INFLUENCIA DEL TIEMPO DE TRATAMIENTO ISOTÉRMICO EN UN ACERO CON CONTENIDO DE SILICIO CERCANO AL 1.5% Y DEFORMADO PLÁSTICAMENTE AL 50%."
 - [48] George E. Dieter, "Mechanical Metallurgy George E Dieter," *McGraw-Hill*, pp. 237–293, 1961.
 - [49] M. Algarni, "Mechanical properties and microstructure characterization of AISI "D2" and "O1" coldwork tool steels," *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 11, Nov. 2019, doi: 10.3390/met9111169.
 - [50] J. M. Chaires, J. Á. Segura, S. A. Serna Barquera, A. M. Ocampo, O. Flores Cedillo, and B. Campillo Illianes, "Evaluación de propiedades mecánicas de dos aceros grado herramienta AISI-O1, AISI-D2 y obtención de la concentración de esfuerzos en la geometría de mordazas de sujeción de especímenes compactos de tensión."
 - [51] M. F. . Ashby, D. R. H. . Jones, and Juan. Baselga Llidó, *Materiales para ingeniería 1 : introducción a las propiedades, las aplicaciones y el diseño*. Editorial Reverté, 2008.
 - [52] H. F. Lan, L. X. Du, Q. Li, C. L. Qiu, J. P. Li, and R. D. K. Misra, "Improvement of strength-toughness combination in austempered low carbon bainitic steel: The key role of refining prior austenite grain size," *J Alloys Compd*, vol. 710, pp. 702–710, 2017, doi: 10.1016/j.jallcom.2017.03.024.
 - [53] D. Toboła, W. Brostow, K. Czechowski, and P. Rusek, "Improvement of wear resistance of some cold working tool steels," *Wear*, vol. 382–383, pp. 29–39, 2017, doi: 10.1016/j.wear.2017.03.023.

-
- [54] E. Lugo Cornejo, M. G. Guerrero Porras, B. Meza Arteaga, and E. Espino Ávila, “MedicionDeLaDurezaDeAcerosEnHerramientasManualesDe-8524228,” *Tectzapic, revista académica-científica*, no. 2444–4944, 2021.
- [55] “Test Methods for Chemical Analysis of Carbon Steel, Low-Alloy Steel, Silicon Electrical Steel, Ingot Iron, and Wrought Iron,” Nov. 15, 2023, *ASTM International, West Conshohocken, PA*. doi: 10.1520/E0350-23.
- [56] “Aceros para trabajo en frío - K455 (AISI S1),” pp. 1–6, Accessed: Apr. 18, 2025. [Online]. Available: <https://www.bohlerandina.com/es-co/product-category/aceros-para-trabajo-en-frío-es-co/>
- [57] “Aceros para trabajo en frío - K460 (AISI O1),” pp. 1–6, Accessed: Apr. 18, 2025. [Online]. Available: <https://www.bohlerandina.com/es-co/product-category/aceros-para-trabajo-en-frío-es-co/>
- [58] “Designation: E3 – 11 Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens 1”, doi: 10.1520/E0003-11.
- [59] ASTM International E112-1e, “Standard Test Methods for Determining Average Grain Size 1”, doi: 10.1520/E0112-13.
- [60] E. De Moor, J. G. Speer, D. K. Matlock, J.-H. Kwak, and S.-B. Lee, “Effect of Carbon and Manganese on the Quenching and Partitioning Response of CMnSi Steels,” vol. 51 (2011), pp. 137–144, 2001.
- [61] “Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation,” Nov. 01, 2022, *ASTM International, West Conshohocken, PA*. doi: 10.1520/E0975-22.
- [62] D. Dyson and B. Holmes, “Effect of alloying additions on the lattice parameter of austenite,” *J. Iron Steel Inst*, vol. 208, pp. 469–474, 1970.
- [63] “Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials 1 Verification of Vickers and Knoop Hardness Testing Machines Annex A1 Vickers and Knoop Hardness Standardizing Machines Annex A2 Standardization of Vickers and Knoop Indenters Annex A3 Standardization of Vickers and Knoop Hardness Test Blocks Annex A4 Correction Factors for Vickers Hardness Tests Made on Spherical and Cylindrical Surfaces Annex A5”, doi: 10.1520/E0092-17.
- [64] “Designation: E8/E8M – 22 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials 1”, doi: 10.1520/E0008_E0008M-22.
- [65] A. American and N. Standard, “Designation: E23 – 18 Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials 1”, doi: 10.1520/E0023-18.
- [66] Bhadeshia H. K. D. H. + Edmonds D. V., “Bainite in silicon steels: new composition-property approach,” 1983.

