EVALUACIÓN MICROESTRUCTURAL DEL ACERO DE HERRAMIENTAS AISI/SAE A2 TRATADO TÉRMICAMENTE BAJO CONDICIONES DE Q&P Y AUSTEMPERADO

ARTÍCULO CIENTÍFICO

RECIBIDO: 20/10/2021 ACEPTADO: 20/01/2022 ÚLTIMA VERSIÓN: 21/02/2022

MICROSTRUCTURAL EVALUATION OF AISI/SAE A2 TOOL STEEL HEAT TREATED UNDER Q&P AND AUSTEMPERING CONDITIONS

Laura Isabel Vargas Rendón
Estudiante de Ingeniería de Materiales - Universidad de Antioquia, UDEA, Colombia - lisabel.vargas@udea.edu.co

Claudia Patricia Serna Giraldo
Profesora del Departamento de Ingeniería de Materiales - Universidad de Antioquia, UDEA, Colombia - claudia.serna@udea.edu.co

Oscar Eduardo Ríos Díez
Profesor del Departamento de Ingeniería de Materiales - Universidad de Antioquia, UDEA, Colombia - eduardo.rios@udea.edu.co

Como citar este artículo: Vargas et al., (2022) Evaluación microestructural del acero de herramientas aisi/sae a2 tratado térmicamente bajo condiciones de q&p y austemperado , revista científica Dynamikos 3 (1). Recuperado de: https://teinco.edu.co/revistas-2-2/

RESUMEN

En la búsqueda de nuevas rutas de procesamiento que brinden la posibilidad de alcanzar un mejor balance de propiedades, en la última década ha ganado mayor espacio la utilización de tratamientos térmicos de baja temperatura, como lo son el austemperado y el ciclo de temple y partición de carbono (Q&P – por sus siglas en ingles). Dentro de la familia de los aceros de herramientas el acero AISI/SAE A2 ha mostrado una notable mejora en los niveles de tenacidad al ser sometido a estos tratamientos, lo que ha favorecido un incremento notable de la vida útil en trabajo de piezas fabricadas en este material. Uno de los mayores problemas para entender dicha mejoría radica en la dificultad para lograr una adecuada interpretación de las fases producto de transformación. Con base en esto, en el presente trabajo se sometió el acero comercial AISI A2 a ciclos de austemperado (300°C/180min) y Q&P (QT=170°C/5min – PT=300°C/180min), las estructuras producto de reacción fueron caracterizadas por medio de microscopia óptica, microscopia electrónica de barrido, difracción de rayos X y medidas de dureza y microdureza Vickers. Con la interacción de estas técnicas y los conocimientos cinéticos de las transformaciones objeto de estudio, en los tratamientos de austemperado y Q&P del acero comercial AISI/SAE A2, se logró establecer una ruta de caracterización, que permite una adecuada identificación una mejor interpretación del aporte individual o cooperativo de cada una de las fases producto de transformación.

PALABRAS CLAVE

Tratamientos térmicos, austemperado, temple y distribución de carbono, acero de herramientas.

ABSTRACT

Ethics addresses, among other aspects, the study of the acts carried out by human beings, considering morality, duty and virtue In the search for new processing routes that offer the possibility of achieving a better balance of properties, in the last decade the use of low temperature heat treatments, such as austempering and quenching and partitioning (Q&P) cycle, has gained recognition. Within the family of the tool steels, AISI/SAE A2 steel has shown a remarkable improvement in toughness levels when is heat treatments by austempered or Q&P, which has favored a significant increase in the working life of parts development in this material. One of the major problems to understand this improvement lies in the difficulty to achieve an adequate interpretation of the transformation phases. Based on this, in the present work, AISI A2 commercial steel was subjected to austempering (300°C/180min) and Q&P (QT=170°C/5min - PT=300°C/180min) heat treatments, the reaction

product structures were characterized by means of optical microscopy, scanning electron microscopy, X-ray diffraction and hardness and microhardness Vickers measurements. With the interaction of these techniques and the kinetic knowledge of the transformations under study, in the austempering and Q&P treatments of AISI/SAE A2 commercial steel, it was possible to establish a characterization route, which allows an adequate identification and a better interpretation of the individual or cooperative contribution of each of the transformation product phases.

KEY WORDS:

Heat treatments, austempering, quenching and tempering, tool steels.

SUMARIO:

1. Introducción. 2. Metodología. 3. Resultados. 3.1. Estado de entrega. 3.2. Tratamientos térmicos. 3.2.1. Austemperado. 3.2.2. Q&P. 3.3. Caracterización mediante DRX. 3.4. Dureza y microdureza Vickers. 4. Discusión. 5. Conclusiones 6. Referencias bibliográficas.

CONTENTS:

Introduction. Methodology. 3. Results. 3.1. As-received condition. 3.2. Heat treatments. 3.2.1. Austempering. 3.2.2. Q&P. 3.3. Characterization by XRD. 3.4. 3.4. Hardness and microhardness Vickers.4. Discussion. 5. Conclusions 6. References.

Traducción realizada por los autores

1. INTRODUCCIÓN

El acero AISI A2 es un acero de herramientas de temple al aire, utilizado para aplicaciones de deformación en frío ya que ofrece una combinación de buena tenacidad y moderada resistencia al desgaste, muy estable después del endurecimiento y una alta resistencia a la compresión. La microestructura de trabajo que generalmente presenta este acero está constituida por martensita revenida y austenita retenida, con una gran cantidad de carburos, que le proporciona la dureza requerida [1]. Esta microestructura es ideal para aplicaciones que demanden alto desgaste abrasivo y adhesivo. Además, existen algunas aplicaciones más especializadas que requieren mantener los niveles de dureza y resistencia, a la vez de una buena tenacidad, que ayude a soportar las altas tasas de impacto que se generan (v.g. proceso de troquelado), lo que reduce en gran medida el desempeño de este tipo de aceros.

Se ha encontrado que los tratamientos isotérmicos de baja temperatura como el austemperado y el temple y partición (Q&P, por sus siglas en inglés) son una buena alternativa para obtener altos niveles de resistencia y dureza combinado con buenas propiedades de tenacidad al impacto. El austemperado es un tratamiento térmico mediante el cual el acero es enfriado desde su temperatura de austenización en un baño generalmente de sales que se encuentran a temperatura entre 250°C y 500°C por un tiempo suficiente para favorecer la transformación de austenita a bainita [1]. La bainita es una estructura que se caracteriza por presentar una morfología de placas de ferrita bainítica, separadas por lajas y/o partículas de cementita o austenita retenida [2]. De acuerdo con la temperatura de transformación se pueden favorecer dos morfologías distintas: bainita superior o bainita inferior. La bainita superior se caracteriza por formarse a temperaturas más altas (300°C-390°C) y su morfología se caracteriza por estar formada por una serie de lajas paralelas de ferrita, separadas por capas de carburo continuas o semicontinuas, en esta bainita, la ferrita 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) [3]. Por su parte, la bainita inferior se forma a temperaturas más bajas (entre 210°C-300°C aproximadamente), las cuales son próximas a la temperatura de inicio de la transformación martensítica (Ms), en este caso se reduce la movilidad del carbono, de tal forma que no todo es capaz de difundirse a la austenita vecina, produciéndose la precipitación de carburos dentro y entre las placas de ferrita, de tal manera que esta toma la forma de lajas o placas y contiene una distribución intra-ferrítica de partículas de carburo.[4]

De otra parte, el Q&P es un tratamiento que consiste en la transformación de la fase austenítica en una estructura constituida por martensita revenida, martensita fresca o bainita. Para lograr esta transformación el material se somete a dos etapas: 1) ciclo de temple (QT, por sus siglas en inglés), etapa en la que se genera una formación parcial de martensita, con un temple a una temperatura que se encuentre entre Ms y Mf, y 2) ciclo de partición (PT, por sus siglas en inglés), etapa en la cual se incrementa la temperatura del tratamiento con el objetivo de facilitar el enriquecimiento en C de la austenita que no transforma durante la etapa de QT, a partir de la martensita preformada. El fenómeno de partición del carbono se ha utilizado como eje central en el desarrollo y optimización de esta ruta térmica para procesamiento de materiales férreos [4]. Hillert y Agren [5], [6] propusieron en sus estudios que la partición del carbono, desde la martensita hacia la austenita está controlada por el equilibrio de carbono restringido, mediante el cual la difusión de carbono desde la martensita hacia la austenita termina cuando el potencial químico del carbono en la interfaz martensita-austenita es el mismo en ambas fases, asumiendo una interfaz estacionaria. Aunque la partición del carbono como fenómeno general se conoce hace mucho tiempo, con el Q&P este fenómeno se utilizó por primera vez en el año 2002, en un estudio realizado por Gallangher et al., [7] para controlar la microestructura transformada a partir de la adición de elementos aleantes como el Si, P, y Al con temperatura de austenización parcial y total. Por su parte, J. Tobón [8] estudió el efecto de utilizar el ciclo de Q&P sobre el acero de herramienta AISI/SAE A2. Los resultados mostraron un aumento notable en los niveles de tenacidad comparado con el resultado obtenido al aplicar

el tratamiento térmico convencional de temple y revenido (Q&T- Por sus siglas en inglés), > 80% en los valores de energía de impacto Charpy, sin un decaimiento importante en los niveles de dureza. Esto se explicó por la distribución de fases que se logró obtener producto de la cinética de transformación aplicada: martensita fresca (α´) + (martensita revenida) αT + (austenita) γ + bainita (αb), además, de los carburos característicos en este material. La mejora en los niveles de tenacidad se debe a la presencia de la αb y a la capacidad de la γ de transformarse en α´ ante la aplicación de esfuerzos/deformaciones externas, lo cual a su vez aumenta el coeficiente de endurecimiento por deformación [9]. La alta resistencia mecánica se deriva de la presencia de las fases de la transformación austenítica (αb y α´), las cuales actúan como un refuerzo (sumado a los carburos) de la matriz.

Dentro de los aspectos relevantes para una adecuada interpretación y análisis de la relación microestructura/propiedades en aceros de herramientas sometidos a tratamientos isotérmicos de baja temperatura, se encuentra la necesidad de desarrollar una metodología de caracterización que permita identificar y diferenciar cada una de las fases presentes, ya que las morfologías de la bainita, martensita revenida y martensita fresca son similares. Por ende, en el presente trabajo se presenta una ruta de caracterización, que involucra técnicas químicas, térmicas y ópticas, que permiten identificar cada una de las fases producto de la transformación durante los tratamientos de austemperado y Q&P del acero comercial AISI/SAE A2, y de esta manera poder brindar una mejor interpretación del aporte individual o cooperativo de cada una de estas estructuras, en el comportamiento mecánico.

2. METODOLOGÍA

El material usado para esta investigación es el acero de herramienta AISI A2, comercializado por la marca Uddeholm. Dicha casa matriz utiliza la denominación Rigor para referirse a este acero. El acero en estado de entrega se encuentra en estado recocido, en chapas de 12.7 mm de espesor. A partir de dichas láminas se extrajeron las probetas para los diferentes ensayos de tratamiento térmico de caracterización. En la Tabla 1 se muestra la dureza y composición química reportadas por el fabricante [10] y corroborada mediante espectrometría de emisión óptica (EEO) en un equipo Bruker Magellan - Modelo Q8.

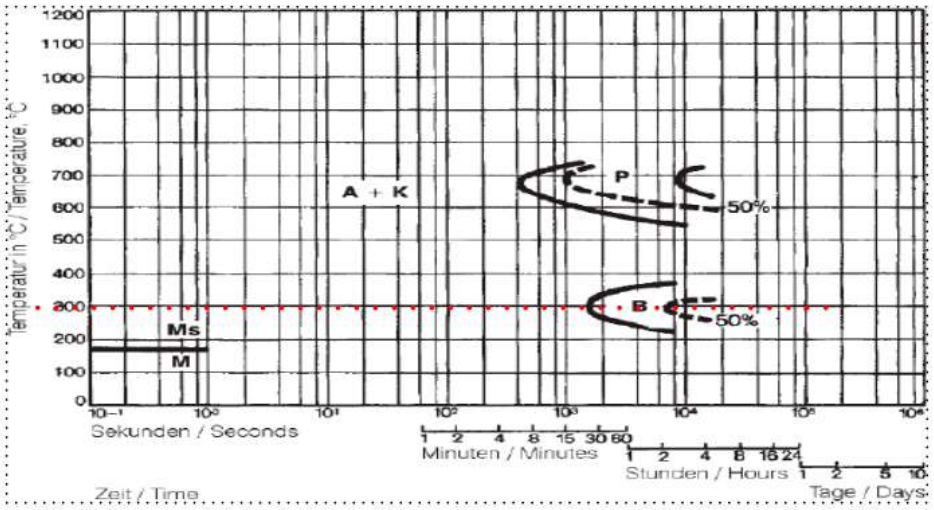
Tabla 1. Propiedades de los aceros en estado de entrega. Tomado de catálogos Udeholm [10]

Acero	Normas equivalentes	Dureza	Composición Química					
			%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo	%V
AISI A2	BA2, F 5227	215 HB	1	0.3	0.6	5.3	1.1	0.2
AISI A2 - Experimental			0.88	0.37	0.63	5.24	0.97	0.26

Fuente: Completamente generada por el autor, 2021

Las temperaturas de sostenimiento en el austemperado y en el tratamiento de Q&P se definieron a partir del diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT) del acero AISI A2 e información reportada en la literatura [4], [8], [9], buscando que la transformación bainítica se produzca en el menor tiempo posible (escalabilidad industrial) y se favorezca la formación de una estructura con tamaños de laja en el rango 80-150nm (300°C ver Ilustración 1).

Ilustración 1. Diagrama TTT del acero AISI A2 austenizado a 950°C (tomado del catálogo del acero Rigor) [11]



Fuente: Adaptado de Autor a partir de la referencia [11], Año 2021

Además, se utilizaron los datos extraídos de las curvas dilatométricas de la transformación bainítica a 300°C para el acero A2 obtenidas en el trabajo realizado por J. Tobón [8], en dichos ensayos se determinó que, el límite superior de temperatura es de 839 °C (Ac3) y el límite inferior es 803°C (Ac1). Además se estableció un valor de temperatura Ms de 195°C, el cual es fundamental para establecer la temperatura más adecuada para ejecutar el ciclo de QT en el tratamiento de Q&P. Esta temperatura de temple (QT) se empleó la ecuación 1 desarrollada por Koistinen y Marburger (K- M) y ajustada por Van Bohemen [12], donde T_{KM} es la temperatura de inicio de formación de martensita, calculada por medio de la ecuación 2, vale la pena aclarar que para el presente trabajo de investigación se utilizó el valor de 195°C; QT es la temperatura del ciclo de quenching, $uM1$ es la fracción de martensita formada y αm es un parámetro de velocidad, el cual dependerá de la composición química, tal y como se desprende de la ecuación 3. Para el desarrollo experimental de la etapa de QT es importante controlar que la fracción de martensita atérmica formada durante esta etapa no supere un 0.4, ya que, a partir de este valor, de acuerdo con lo reportado en la literatura [24], el balance resistencia/ductilidad se pierde, debido a que la fracción final de austenita que se logra preservar a temperatura ambiente es demasiado baja [13].

Con este valor, y de acuerdo con la ecuación de K-M ajustada por Van Bohemen, se optó por realizar el ciclo de QT a 170°C. Finalmente, el ciclo de partición (PT) se llevó a cabo a 300°C durante 180 minutos, con lo cual se podrán comparar los productos de transformación del proceso de austemperado con los arrojados por el ciclo de Q&P.

$$u = 1 - e(-\alpha m * (TKM - QT)) \quad \text{Ecuación (1)}$$

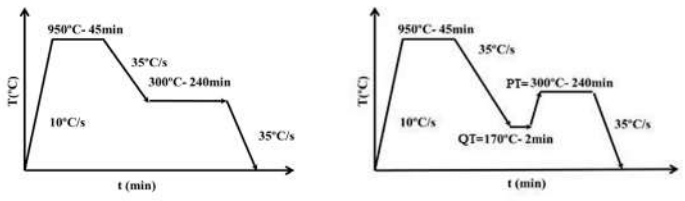
$$TKM = 462 - 273Xc - 26XMn - 16XNi - 13XCr - 30XMo \quad \text{Ecuación (2)}$$

$$\alpha m = 0.0224 - 0.0107Xc - 0.0007XMn - 0.0000XNi - 0.00012XCr - 0.0001XMo$$

Ecuación (3)

En la ilustración 2 se presenta un esquema de las condiciones de tratamiento térmico empleadas. El ciclo de austenización se realizó en vacío para evitar la descarburación del acero, para el sostenimiento isotérmico a 300°C y las etapas de QT y PT durante el tratamiento de Q&P, se utilizaron sales de nitrito de sodio y nitrato de potasio en relación 1/1, las cuales se estabilizaron a la temperatura establecida para el tratamiento. Al finalizar las muestras fueron enfriadas en agua hasta temperatura ambiente.

Ilustración 2. Parámetros de tratamiento térmico aplicados sobre el acero AISI A2 (a) austemperado y (b) Q&P



Fuente: Completamente generada por el autor, 2021

Con el fin de identificar las fases presentes en las muestras en estado de entrega y después de los tratamientos térmicos, se realizaron análisis vía microscopía óptica (MO). También se realizaron análisis por microscopía electrónica de barrido (MEB). Para estos análisis las muestras se prepararon mediante métodos convencionales de preparación metalográfica de acuerdo a la norma ASTM E3 [14]. El primer paso fue montar las muestras en baquelita, luego se desbastaron y pulieron en lijas de tamaño de grano ASTM 180, 240, 320, 400, 800 y 1200 y pulido en paño con alúmina de 1µm y 0.3µm, vale la pena indicar que se realizó ultrasonido en metanol durante 15 minutos, con la finalidad de eliminar la presencia de residuos del proceso de pulido que pudieran alterar los resultados de caracterización. Finalmente, las muestras fueron atacadas con diferentes reactivos. El primero fue Nital al 2%: mezcla de ácido nítrico de grado analítico con metanol, (3.07ml de ácido nítrico, al 65%, aforando a 100ml con metanol al 95%) el ataque químico se realizó por inmersión durante 5 segundos, y posterior lavado y secado de la pieza. Para las muestras llevadas a MEB fue necesario atacar las muestras durante algunos segundos extra, tiempo necesario para revelar la subestructura interna de la estructura martensítica. El segundo y tercer reactivo utilizados fueron el BERAHA'S (1ml HCl + 100ml H2O + 1g Metabisulfito de potasio) – de ahora en adelante denominado BH - y el HANN envejecido a 200°C/120min (10ml H2O + 8.33ml Etanol + 13.3ml HCl + 1.6g de CuCl2) – de ahora en adelante denominado como HN.

Las micrografías ópticas fueron tomadas en un microscopio óptico de marca NIKON MA 100, con aumentos desde 50X hasta 1000X, con observación de campo claro. Las micrografías fueron tomadas en las estructuras de partida y después de llevar a cabo los tratamientos térmicos de austemperado y Q&P. La micrografía del acero en estado de entrega fue analizada mediante el software de análisis de imagen ImageJ para determinar el porcentaje y el tamaño promedio de los carburos. El análisis de las micrografías MEB se realizó a las muestras tratadas térmicamente por austemperado y Q&P entre 5000 y 10000 aumentos, por medio de un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-6490LV, haciendo uso de la técnica de electrones secundarios. Finalmente, mediante difracción de rayos X se determinó la fracción de γret presente en el material y su respectivo contenido de carbono. Las muestras analizadas se eligieron en función de la caracterización por MO y MEB, se realizó la preparación de acuerdo con lo reportado en el ítem de preparación metalográfica, siguiendo el procedimiento de la norma ASTM E3 [14], finalizando con ciclos de pulido y ataque, con el fin de eliminar los efectos producto del pulido (deformación). Para el ensayo se utilizó un equipo marca BRUKER DB Advance ECO (Modelo 2019). Se decidió utilizar un ángulo de 2θ, entre 35° y 120°, un paso de 0.013° y la fuente empleada de cobre Cu (1.5406 Å).

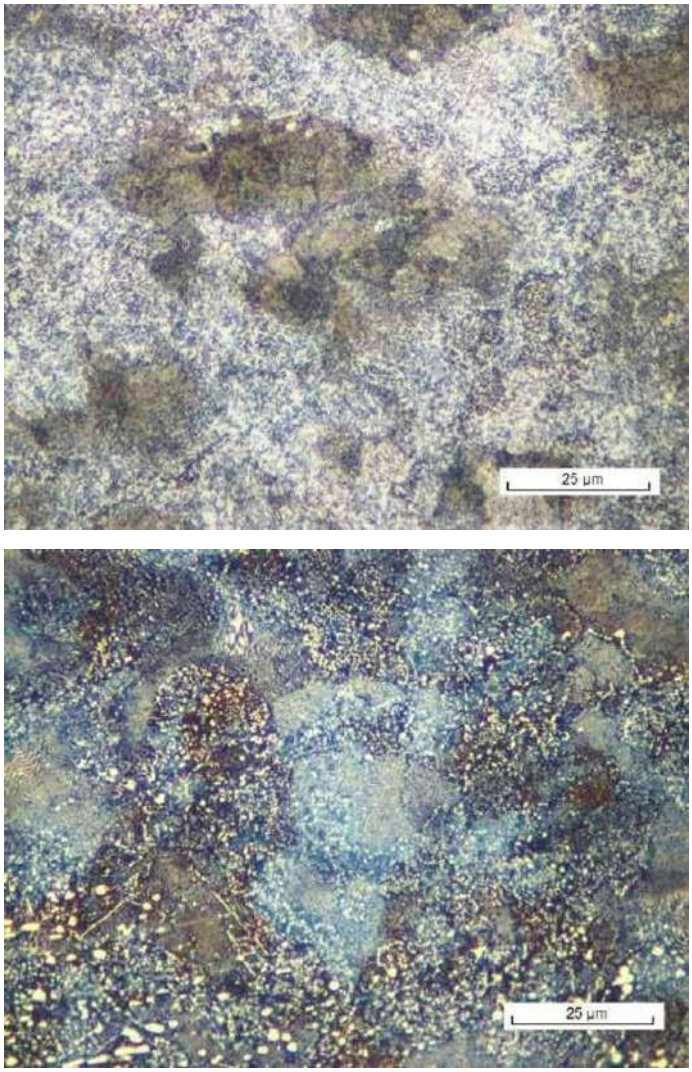
El tratamiento de los datos se realizó por medio del software X' PERT HIGH SCORE PLUS, programa que permite identificar la posición y el ancho de los picos de difracción para su posterior caracterización. Las mediciones de microdureza Vickers se realizaron utilizando un equipo SHIMADZU HMV-G-20DT y para el ensayo se siguieron los parámetros establecidos por la norma ASTM E92-82 [15]. Se realizaron al menos cinco medidas para cada muestra para las zonas que coloreaban diferente con el ataque BH y se tomaron los valores promedios. La carga utilizada fue de 50 g, durante 30s.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. ESTADO DE ENTREGA

El acero en estado de entrega se muestra en la ilustración 3, se caracteriza por presentar una matriz ferrítico-perlítica con carburos esferoidizados dispersos por toda la matriz, los cuales corresponden principalmente a carburos de cromo, vanadio y hierro, según estudios reportados por J. Tobón et al., [8]. El tamaño promedio de los carburos y su distribución fueron calculados mediante el uso del Software de análisis de imagen ImageJ arrojando un valor de 1.7±1.0µm y un porcentaje en volumen de 6.6±1.1% respectivamente; según estudios reportados por Fontalvo et al [16] el valor teórico del porcentaje en volumen de carburos está en 7.5%, valor que no está muy distante del resultado obtenido en la presente investigación. Para esta medición se utilizó el reactivo BH que presenta un mejor contraste y permite definir más nítidamente los carburos. (ilustración 3b).

Ilustración 3. Acero AISI A2 en estado de entrega, (a) atacado con Nital. (b) atacado con BH



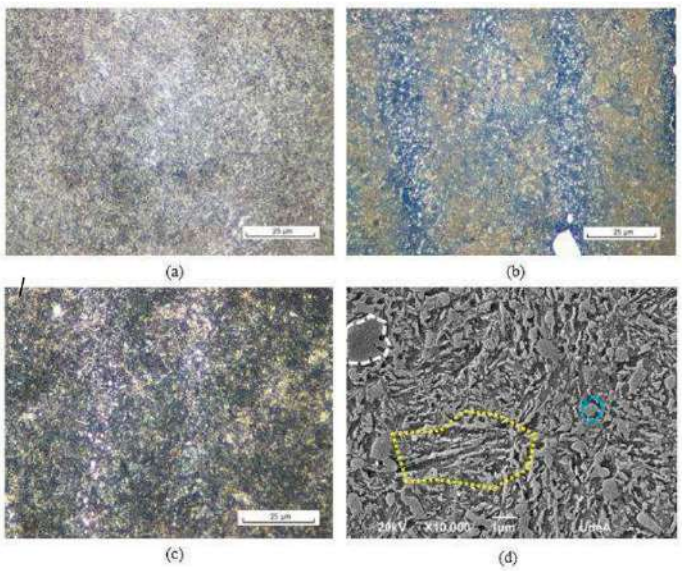
Fuente: Completamente generada por el autor, 2021

3.2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS

3.2.1. AUSTEMPERADO

La microestructura obtenida al someter al acero AISI/SAE A2 al tratamiento térmico de austemperado se muestra en la ilustración 4, en la cual se presentan las microestructuras reveladas por los tres diferentes ataques utilizados. La microestructura en general está compuesta por bainita, martensita y carburos. En la ilustración 4.a se evidencia que el Nital dificulta la diferenciación de las fases por microscopía óptica, se sabe que, las fases de coloración oscura son zonas de baja contenido de carbono y las zonas claras presentan mayor contenido de carbono y por ello su ataque no es tan efectivo, por su lado, la ilustración 4.b muestra el efecto del reactivo BH sobre el acero en esta condición, la fase señalada con color azul corresponde a bainita, la fase encerrada con color amarilla corresponde a la fase martensítica, los carburos por su parte no se ven afectados con este reactivo y en las micrografías se resaltan con una coloración blanca característica de este tipo de agregados. En este caso se aprecian mayores zonas de coloración azul indicando más presencia y/o formación de la fase bainítica, lo cual concuerda con lo esperado. Por otro lado, la ilustración 4.c muestra el efecto del reactivo HN envejecido, resaltando en coloración oscura la fase bainítica. Por otro lado, la martensita y austenita retenida presentan una coloración clara, pero es complejo distinguir una de la otra mediante este reactivo. La morfología con mayor detalle fue estudiada mediante MEB, como se observa en la ilustración 4.d, la región martensítica encerrada dentro de una marcación blanca, identifica bloques del agregado MA = martensita + austenita retenida, el cual se presenta en una alta probabilidad en este tipo de aceros y bajo esta condición de tratamiento térmico, la morfología de los carburos se aprecia en la región azul y la morfología bainítica señalizada por la región amarilla.

Ilustración 4. Microestructura formada durante el austemperado revelada con (a) Nital, (b) BH, (c) HN envejecido y (d) MEB

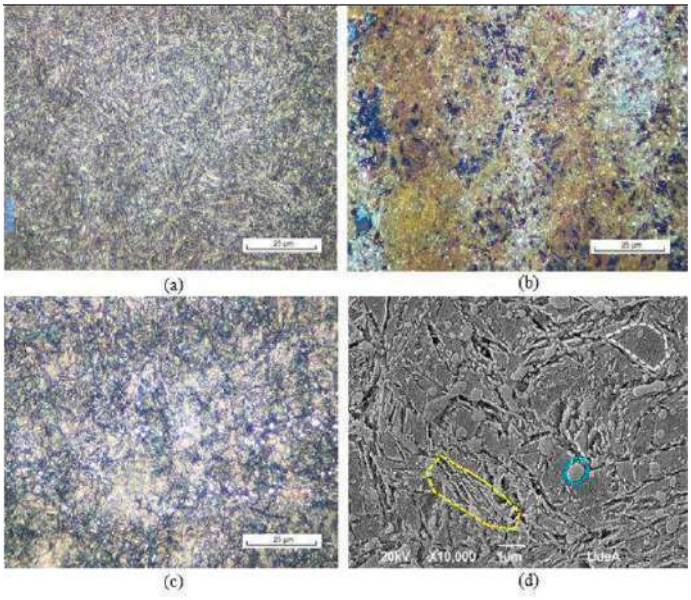


Fuente: Completamente generada por el autor, 2021

3.2.2. Q&P

Por su parte, la microestructura obtenida para la condición de Q&P (170°C/300°C) se muestra en la ilustración 5. A partir de esta se denota como la matriz está compuesta por martensita revenida (o particionada), martensita fresca, bainita y una distribución de carburos esferoidizados en toda la matriz. Del mismo modo que la condición de austemperado, la muestra fue atacada con los reactivos Nital, BH y HN envejecido. En la ilustración 5.a se muestra la micrografía atacada con Nital, la cual evidencia el mismo efecto que se presentó sobre el acero austemperado, en el cual no es fácil identificar la martensita de la bainita. Por su parte, la ilustración 5.b muestra la micrografía atacada con BH, donde la fase que presenta una coloración café – rojiza corresponde a la martensita particionada, la fase de coloración azul hace referencia a la fase bainítica, la fase de coloración amarilla corresponde a la martensita fresca, los carburos por su parte no se atacan con este reactivo y en las micrografías se resaltan por su tonalidad en blanco. Por otro lado, el reactivo HN envejecido ataca la fase bainítica con una coloración negra, como se muestra en la ilustración 5.c, y la martensita en coloración clara, adicionalmente, se observa que los carburos permanecen inalterados con este tipo de ataque, sin embargo, se presentan algunas zonas blancas que podrían ser austenita retenida, o agregado MA por el tipo de morfología (triangular) que presenta. Ambos reactivos (BH y HN) fueron reportados y estudiados del libro Metallography: Principles and practices [17]. La ilustración 5.d, por su parte identifica con mayor detalle las morfologías producto de aplicar el tratamiento térmico de Q&P, la región encerrada en color azul hace referencia a la morfología esferoidizada de los carburos, la región amarilla ilustra la morfología bainítica, típica por mostrar forma de plumas y finalmente, el recuadro blanco señala la región martensítica.

Ilustración 5. Microestructura formada durante el Q&P revelada con (a) Nital, (b) BH, (c) HN envejecido y (d) MEB



Fuente: Completamente generada por el autor, 2021

3.3. CARACTERIZACIÓN MEDIANTE DRX

La fracción de austenita retenida y su contenido de carbono fueron tomados del estudio realizado por J. Tobón. Trabajo que sustenta las condiciones de procesamiento térmico que favorecen la formación de las estructuras objeto de estudio en esta investigación [8]. Los resultados se encuentran recogidos la tabla 2.

Tabla 2. Porcentaje de austenita retenida calculados a partir de los análisis DRX de las muestras Austemperadas y Q&P

Tratamiento térmico	% Austenita retenida	%C
Q&P	18	0.9
Austemperado	23	0.9

Fuente: Tomada literalmente de la referencia [8], 2021.

3.4. DUREZA Y MICRODUREZA VICKERS

Los resultados de dureza y microdureza Vickers se muestran en la Tabla 3. De esta tabla se observa que, en el tratamiento de austemperado, la dureza general del material es menor en comparación con el Q&P y las microdurezas muestran un valor similar para la martensita y una diferencia en valores para la bainita formada en el Q&P y en el austemperado.

Tabla 3. Resultados de Microdureza en las dos condiciones de tratamiento térmico

	Austemperado	Q&P
Microdureza martensita	688±8	666±6
Microdureza bainita	681±2	722±12
Dureza (HV30)	598±7	632±8

Fuente: Completamente generada por el autor, 2021

4. DISCUSIÓN

Los tratamientos isotérmicos que involucren la formación de diferentes fases a temperaturas relativamente bajas han sido estudiados e implementados por diferentes autores en aceros de alto contenido de carbono [4], dentro de dichos estudios se habla de tratamientos en los cuales se presenta la formación de martensita previa al ciclo de PT (tratamiento de Q&P) y transformación bainítica (austemperado). Con la ejecución de estos tratamientos se busca mejorar el balance resistencia / ductilidad, a partir de un adecuado balance de las fracciones de los diferentes productos de transformación, los cuales serán dominados por el contenido de carbono (composición química) y las condiciones de tratamiento térmico, esto último en pro de garantizar un adecuado comportamiento en función de la aplicabilidad del componente [18]. La formación de estas fases no solo dependerá de los tratamientos térmicos seleccionados, sino

también de su composición química y de la distribución de los elementos aleantes en el material, en las micrografías presentadas en las ilustraciones 4 y 5, se evidencia la aparición de estructuras bandeadas características del ciclo de conformado mediante el cual se obtiene este tipo de materiales, en referencia a los trabajos que se encuentran en la literatura sobre aceros de herramientas, en su mayoría la ruta de procesamiento involucra proceso de conformación en caliente, generalmente a través de procesos de laminación [22]. Aquí vale la pena resaltar, que, en función de la ruta de procesamiento, mecánica o térmica, que registre el acero, se pueden presentar implicaciones a nivel estructural, los cuales en procesos posteriores (ej. tratamientos térmicos) pueden alterar las cinéticas de transformación. El calentamiento y la deformación constante en el proceso de laminación presentan un impacto directo en la difusión del carbono y en la distribución de los elementos aleantes sustitucionales (Si, Cr, Mn). Un aspecto importante, es la dependencia de la severidad de las condiciones del proceso, sobre los niveles de segregación.

A medida que aumenta la severidad de la deformación e incrementa la temperatura de trabajo, se va dando una mejor distribución de los elementos, por ende, se tiene una estructura más homogénea. Por otro lado, si los procesos no son tan severos se generarán patrones de segregación en forma de bandas longitudinales, con diferencias composicionales, las cuales también van a depender en gran medida de la manera como se enfríe el acero [23]. Durante el laminado en caliente, la microestructura y las propiedades mecánicas del material cambian, estos cambios están determinadas por condiciones como la composición química del material, el porcentaje de reducción al realizar la laminación, el espesor de las secciones, la velocidad de los rodillos y la transferencia de calor del material. En las ilustraciones 4 y 5 se evidencia la presencia de las bandas, producto del ciclo de laminación que sufre el acero AISI A2 en su ruta de conformación en caliente. Estas bandas se caracterizan por la distribución de elementos sustitucionales, los cuales tienen un coeficiente de partición muy bajo, dificultando su difusión durante los procesos de solidificación, laminación en caliente y/o austenización previa al ciclo de austemperado y Q&P, lo que favorece una acumulación de estos solutos en las últimas zonas en solidificar. Durante el proceso de laminación los elementos sustitucionales se alinean en dirección del tren de laminación, lo que favorece una distribución homogénea en este sentido. Debido a la presencia de las bandas en el acero se generan zonas ricas (ultimas zonas en solidificar - LTF) y zonas pobres (Primeras zonas en solidificar - FTF) de elementos aleantes, lo cual repercute de manera directa sobre la cinética del tratamiento de Q&P y por ende en las fases producto de transformación [23].

La estructura bainítica producto del tratamiento de Q&P presenta mayor dureza que la obtenida en el ciclo de austemperado debido a que esta estructura en el ciclo de Q&P en gran proporción nuclea a partir de la martensita formada en el ciclo de QT, esta martensita facilita la cinética de nucleación y favorece obtener una estructura bainítica más fina (más refinada) lo cual se ve reflejado en los niveles de dureza que se logran alcanzar. De otro lado la austenita que no transforma durante el ciclo de QT obviamente se enriquece en más carbono durante la etapa de PT (logra el mismo contenido que durante el austemperado según tabla 2) lo que ayuda a favorecer aún más, el incremento en los niveles de dureza de la estructura bainítica producto de la transformación de dicha austenita. La similitud de la dureza en las zonas martensíticas radica en que en el acero producto de Q&P la dureza la domina el efecto cooperativo de las martensitas producto de transformación (fresca y revenida) mientras que en el austemperado es una martensita fresca que por lo general se forma durante el enfriamiento a temperatura ambiente una vez finalizado el ciclo de austemperado, y queda siempre en morfología de bloque acompañado de austenita (bloques de MA), lo que ayuda a regular los niveles de dureza, y que sean tan similares a los obtenidos en la estructura producto del Q&P. La macrodureza es mayor para el tratamiento de Q&P, porque en este predomina la presencia de fases duras, esto es la martensita y la bainita que es mucho más fina.

A partir de las micrografías ópticas mostradas en las ilustraciones 4 y 5 y los valores de microdureza, logra establecerse además que la microestructura producto del ciclo de austemperado se encuentra constituida por una matriz de bainita + carburos con una segunda dispersión de fase de otros constituyentes, tales como austenita retenida y martensita. La fase bainítica posee una morfología en agujas característica de una bainita inferior, con un alto grado de refinamiento, lo cual se puede explicar como producto de la baja temperatura de transformación y el alto contenido de carbono. En este sentido vale la pena destacar que las micrografías donde se utilizó reactivo Nital se observa una microestructura de coloración oscura en la cual no es fácil diferenciar martensita de bainita. Además, se evidencian algunas áreas brillantes, regiones que se pueden identificar como menos atacadas por el reactivo.

En este sentido, estudios llevados a cabo por Angeli et. al., [19] han indicado que el reactivo Nital ataca preferencialmente fases pobres en carbono, puesto que a mayor contenido de carbono mayor es la resistencia al ataque químico, caso aplicable a la martensita y austenita retenida ricas en carbono dentro de la estructura objeto de estudio, lo que permite pensar que las zonas de coloración café, con variación en los niveles de intensidad, de acuerdo con la acumulación de ataque (sobre-ataque de la muestra), pertenecen a estas fases. A partir de la complejidad para identificar las fases presentes mediante reactivo Nital, se procedió a evaluar ataques basados en coloración, debido a que el contraste de color ofrece una manera rápida y fácil de distinguir las diferentes fases dentro de una microestructura. En realidad, lo que sucede en este tipo de ataques es que se genera una capa de depósito sobre la superficie del metal, donde el color que se observa por MO corresponde al efecto de interferencia entre el depósito y la superficie. Un ejemplo es el reactivo BH, con el cual las fases ricas en carbono son coloreadas en tonalidades tenues (café – blanco), dependiendo del tiempo de ataque, ya que no se forma depósito que genere una coloración fuerte. A partir de lo cual y según el ASM Handbook [20] el BH colorea las fases presentes en un acero de la siguiente manera: bainita de color azul, martensita café y la austenita retenida no la colorea. Respecto al reactivo HN demostró ser más eficiente para colorear las zonas con menor contenido de carbono, sin embargo, para atacar las regiones altas en carbono en una coloración clara es necesario envejecer el ataque, y tiene la capacidad de distinguir regiones de austenita retenida o regiones de MA con una coloración blanca similar a los carburos.
Estas técnicas de ataque químico y por color permitieron realizar una diferenciación de las diferentes microestructuras desarrolladas mediante MO. Con el fin de caracterizar con mayor profundidad la microestructura obtenida se hizo uso de la técnica de caracterización MEB, en donde se

pretendió caracterizar la subestructura de la fase bainítica y morfología de placa, debido a las condiciones de operación: bajas temperaturas y altas concentraciones de carbono. Las micrografías MEB, también permiten distinguir las subunidades de bainita, estas tienen menos brillo, debido a su profundidad como respuesta a que es la fase con menos carbono. También se distinguen las placas de austenita retenida, las cuales presentan más brillo al estar más enriquecidas con carbono y por tanto se encuentran menos profundas que el resto de las fases en el acero. La observación microestructural con MEB, utilizando el contraste electrónico secundario, requiere primero la creación de un contraste topográfico entre las diferentes fases por ataque químico, el Nital tiene una aplicación útil, porque preferentemente ataca la ferrita mientras deja la austenita y cementita intactas. Las fases ferríticas, como es el caso de la bainita, se disuelven y exhiben una morfología típica que generalmente permite su reconocimiento. En las ilustraciones 4.d y 5.d se muestran imágenes obtenidas por MEB, las cuales corresponden a la condición austemperado y Q&P, respectivamente, las ilustraciones corroboran la existencia de bainita y martensita; se observa que, la bainita se encuentra aislada en el interior de los bloques de martensita mostrando un brillo intermedio, posiblemente debido a las variaciones en el contenido de carbono, de acuerdo con las características del tratamiento térmico aplicado. En este sentido, la bainita es de fácil identificación por presentar una estructura constituida por láminas (plumas), también se pueden evidenciar zonas con presencia de martensita. En este caso las plumas de bainita se observan aisladas en el interior de los bloques de martensita los cuales poseen un brillo intermedio debido a que tiene una profundidad entre la bainita y la austenita retenida, posiblemente debido a las variaciones en el contenido de carbono, de acuerdo con las características del tratamiento térmico aplicado. Las morfologías de las estructuras generadas al aplicar el ciclo de Q&P en el acero A2 presentan una alta similitud, lo que hace difícil su identificación, mediante la utilización de reactivos tradicionales de uso metalográfico como el Nital. Sin embargo, cuando se emplean reactivos a color este proceso se facilita; en el caso del austemperado la microestructura está formada en mayor medida por bainita y austenita retenida, y en menor medida por martensita fresca, ya que este es uno de los propósitos de ejecutar este tratamiento térmico.

Por otro lado, para la condición de Q&P podría destacarse que, en los reactivos a color, la martensita particionada ataca más fácilmente que la martensita fresca [13], lo que se evidencia en una coloración café-rojiza más fuerte, debido que las zonas con menor cantidad de carbono pueden ser atacadas y reveladas con mayor facilidad cuando se realizan ataques a color.

Finalmente, de acuerdo con la cuantificación realizada mediante DRX, cabe destacar que el ciclo de austemperado ofrece la posibilidad de lograr una fracción mayor de austenita retenida al final del ciclo (0.22), en comparación con la obtenida en el ciclo de Q&P (0.18). Esta diferencia radica en los niveles de movilidad del elemento C a las temperaturas de trabajo, lo cual modula la cinética de transformación en función de la estabilidad que se logra con las estructuras que se consolidan a través del proceso de transformación bainítica (PT – en el ciclo de Q&P).

5. CONCLUSIÓN

A partir de la combinación de métodos metalográficos tradicionales, de difracción de rayos X y de análisis de dureza fue posible establecer una secuencia de caracterización para el acero de herramienta AISI A2, sometido a tratamientos de austemperado y Q&P. En este sentido, la unión de las técnicas de caracterización por DRX, MO Y MEB, apoyadas en ataques químicos y por color: BH y HN envejecido, permitieron revelar y diferenciar la microestructura bainítica de la martensítica (atérmica y revenida), austenítica y de carburos presentes en el acero, gracias a los depósitos en color que se forma sobre cada fase: azul bainita, café martensita y blanco austenita retenida y carburos. Lo cual genera la posibilidad de determinar cuantitativamente la cantidad relativa de cada fase en este tipo de aceros.

REFERENCIAS

- V. Larre, “XVII- ACEROS DE HERRAMIENTAS PARA TRABAJO EN FRÍO,” in Metalografía y tratamientos térmicos, 2004, pp. 1–10.
- F. G. Caballero, “Very strong bainite,” vol. 8, pp. 251–257, 2004, doi: 10.1016/j.cossms.2004.09.005.
- G. L. Sharp, “ASM HANDBOOK: Heat Treating,” ASTM Int., vol. 4, p. 2173, 1991, doi: 10.1201/9781315120577.
- D. V. E. John G. Speera, Fernando C. Rizzo Assunçãob, David K. Matlocka, “The ‘Quenching and Partitioning’ Process: Background and Recent Progress,” Mater. Res., vol. 8, no. 4, pp. 417–423, 2005.

REFERENCIAS

- Hillert, “On the definitions of paraequilibrium and orthoequilibrium gren,” vol. 50, pp. 697–699, 2004, doi: 10.1016/j.scriptamat.2003.11.020
- M. Hillert, “Reply to comments on “On the definition of paraequilibrium and orthoequilibrium,” vol. 52, pp. 87–88, 2005, doi: 10.1016/j.scriptamat.2004.08.026.
- F. N. Gallagher MF, Speer JG, Matlock DK, “Microstructure development in TRIP-sheet steels containing Si, Al, and P. [1] F. N. Gallagher MF, Speer JG, Matlock DK, ‘Microstructure development in TRIP-sheet steels containing Si, Al, and P.,’ Proc. 44 th Mech. Work. Steel Process. Conf., no. PA: ISS;,” Proc. 44 th Mech. Work. Steel Process. Conf., no. PA: ISS; 2002., pp. 153-172., 2002.
- Jheison Andrés Tobón Aguirre, “Estudio de la evolución microestructural de los aceros de herramientas aisi a2 y d2 sometidos a tratamientos isotérmicos para aplicaciones de deformación en frío por impacto,” 2022.
- I. De Diego-Calderón, D. De Knijf, J. M. Molina-Aldareguia, I. Sabirov, C. Föjer, and R. Petrov, “Effect of Q&P parameters on microstructure development and mechanical behaviour of Q&P steels,” Rev. Metal., vol. 51, no. 1, Jan. 2015, doi: 10.3989/REVMETALM.035.
- Uddeholms, “Uddeholm acero para applicaciones de trabajo en frío.”
- Uddeholms, “RIGOR Acero para trabajo en frío.”.
- I. De Diego-Calderón, M. Salib, N. Kabou, and A. Arlazarov, “Microstructure characterization of quenching and partitioning steels,” Mater. Sci. Forum, vol. 941 MSF, pp. 530–535, 2018, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.941.530.
- Y. Wang, H. Geng, B. Zhu, Z. Wang, and Y. Zhang, “Carbon redistribution and microstructural evolution study during two-stage quenching and partitioning process of high-strength steels by modeling,” Materials (Basel)., vol. 11, no. 11, 2018, doi: 10.3390/ma11112302.
- ASTM International, “E3-11: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens 1,” ASTM Int., vol. i, pp. 1–12, 2011, doi: 10.1520/E0003-11.2.
- ASTM International, “E92-82: Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials,” ASTM Stand., vol. 82, no. Reapproved 2003, pp. 1–9, 2000, doi: 10.1520/E0092-82R03E02.2.
- G. A. Fontalvo, R. Humer, C. Mitterer, K. Sammt, and I. Schemmel, “Microstructural aspects determining the adhesive wear of tool steels,” Wear, vol. 260, no. 9–10, pp. 1028–1034, 2006, doi: 10.1016/j.wear.2005.07.001.
- G. F. Vander, Metallography: Principles and practices. ASM International, 1999.
- X. Jin and X. Jin, “Quenching and Partitioning Heat Treatment: High- Quenching and Partitioning Heat Treatment : High-Strength ,” no. June, 2016, doi: 10.1081/E-EISA-120051355.
- M. P. and A. C. K. Johann Angeli, Elisabeth Füreder, “Etching Techniques for Characterizing the Phases of Low-Alloy Dual-Phase and TRIP Steels,” Pract. Metallogr., 2013, doi: https://doi.org/10.3139/147.100315.
- G. Vander Voort, “Color metallography Vol. 9 ASM handbook,” Metallogr. Microstruct., vol. 9, no. August, pp. 493–512, 2004, doi: 10.1361/asmhba0003752.
- J. H. Kim, M. H. Kwon, J. S. Lee, S. Lee, K. Lee, and D. W. Suh, “Influence of isothermal treatment prior to initial quenching of q&p process on microstructure and mechanical properties of medium mn steel,” ISIJ Int., vol. 61, no. 2, pp. 518–526, 2021, doi: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2019-733.
- D. G. Castillo, “Estudio de la conformabilidad en aceros AHSS y aceros de embutición,” Cienc. los Mater. Ing. Metal., pp. 1–99, 2009.
- F. G. Caballero, “Aceros bainíticos avanzados: mecanismos de transformación y propiedades,” universidad complutense de madrid facultad de ciencias químicas, 2013.
- T. Domański and A. Bokota, “The numerical model prediction of phase components and stresses distributions in hardened tool steel for cold work,” Int. J. Mech. Sci., vol. 96–97, pp. 47–57, 2015, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2015.03.013.