

Posgrado en Ciencias e Ingeniería de Materiales

División de Ciencias Básicas e Ingeniería

**“Efecto de tratamientos térmicos sobre la
resistencia al desgaste de herramientas giratorias
de los aceros H13, D2 y A11 utilizadas en
soldadura por fricción y agitación de aleaciones
base cobre”**

Idónea Comunicación de Resultados
Que Para Obtener el Grado de
Maestro en Ciencias e Ingeniería de Materiales

Presenta:

2232800281

I.M Mateos Trinidad Carlos Antonio

Asesor:

Dr. Miguel Ángel Suárez Rosales

Trimestre: 25-O

Fecha: 15 de octubre de 2025

Contenido

Agradecimientos.....	3
Introducción.....	4
Marco teórico.....	5
Soldadura por fricción y agitación (FSW).....	5
Tratamientos térmicos de los aceros	10
Desgaste.....	14
Antecedentes	20
Fricción	22
Justificación.....	23
Objetivo general	24
Objetivos específicos	24
Metodología.....	25
Selección del material de la pieza de trabajo y de la herramienta giratoria.	25
Maquinado de las herramientas giratorias	25
Medición de herramientas giratorias	28
Caracterización previa al tratamiento térmico	28
Tratamientos térmicos de los aceros	29
Caracterización posterior a los tratamientos térmicos.....	31
Evaluación de desgaste de las herramientas giratorias	32
Caracterización de los aceros posterior al proceso de soldadura	32
Resultados y análisis de resultados	34
Selección de material.....	34
Medición de las herramientas giratorias previas al proceso de soldadura	34
Dureza y microdureza de los aceros testigo	37
Microscopía óptica de los aceros testigo	38
Difracción de rayos X de los aceros testigo	40
Medición de las herramientas giratorias posterior al proceso de soldadura.....	42
Microscopía óptica de aceros tratados térmicamente	67
Dureza y microdureza aceros tratados térmicamente.....	71
Difracción de rayos X de los aceros tratados térmicamente	75
Microscopía electrónica de barrido de los aceros	78
Macroataque de las herramientas giratorias desgastadas.....	110
Conclusiones.....	111
Referencias	113

Agradecimientos

A mi familia

Quiero expresar mi más profundo agradecimiento a mi familia, cuyo apoyo ha sido fundamental a lo largo de este camino. A mis padres, Martha e Ignacio, por su amor y apoyo incondicional, su ejemplo de perseverancia y por creer en mí incluso en los momentos más inciertos. A mi hermano Daniel, por ser mi ejemplo a seguir, por su apoyo, ánimo y compañía constante. A mi madrina Cruz, por su cariño y por estar siempre presente como una madre. A Miriam, mi pareja, gracias por tu amor, paciencia y comprensión durante todo este proceso, tu presencia me sostuvo en los momentos difíciles. Gracias por brindarme las bases emocionales y personales que hicieron posible este logro.

A mis amigos en la maestría, Edgar, Christian, Bárbara, Daniel y Gabriela por su apoyo constante me ayudaron a sobrellevar los retos del proceso, su presencia hizo este camino más llevadero y enriquecedor.

A mis profesores y formadores

Agradezco profundamente al Dr. Miguel Ángel Suárez Rosales, mi asesor de tesis, por su guía, confianza y compromiso durante el desarrollo de este trabajo, así como por su influencia a lo largo de mi formación académica. De igual manera, reconozco a la Dra. Deyanira Ángeles Beltrán, Dr. Hiram Isaac Beltrán Conde, Dr. Juan Daniel Muñoz Andrade, Dr. Joan Reyes Miranda y el Mtro. Víctor Jorge Cortés Suárez por su labor formativa y el impacto que tuvieron en mi trayectoria académica. Su entrega, pasión por la enseñanza y disposición para compartir su conocimiento fueron fuente de inspiración en esta etapa de mi vida.

A mis sinodales

Extiendo mi sincero agradecimiento a los sinodales Dr. Mario Alberto Romero Romo, Dr. Joan Reyes Miranda, Dr. Miguel Ángel Suárez Rosales y Dr. Eduardo Colín García que dedicaron su tiempo y experiencia a la revisión de este trabajo. Su mirada crítica y aportaciones fueron esenciales para enriquecer el contenido de esta tesis, y su disposición fue clave para llevar este proyecto a buen término.

A las instituciones

Reconozco y agradezco el apoyo financiero brindado por el Consejo Nacional de Humanidades, Ciencias y Tecnologías (CONAHCYT) y por la Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (SECIHTI), sin el cual no habría sido posible realizar mis estudios de maestría. Finalmente, agradezco al Posgrado en Ciencias e Ingeniería de la Universidad Autónoma Metropolitana, Unidad Azcapotzalco, por ofrecer un espacio de formación riguroso y estimulante que me permitió crecer profesional y personalmente.

Introducción

La soldadura tiene un papel muy importante para realizar la unión de componentes que resultan complicados de fabricar como una única pieza. En la industria el proceso de soldadura más utilizado es por medio de fusión, no obstante, al generar la fusión del material base y del material de aporte y realizar un enfriamiento, se inducen tensiones térmicas y residuales principalmente en el cordón de soldadura, adicionalmente la soldadura por fusión genera gases nocivos para el medio ambiente [1].

Realizar la unión de distintos materiales metálicos representa un gran desafío debido a la diferencia en composiciones químicas, propiedades térmicas, físicas y mecánicas entre ellos. Además, al tener una gran afinidad entre los diferentes elementos aleantes, puede facilitar la formación de compuestos intermetálicos (CIM) frágiles, los cuales afectan la calidad de la soldadura final. Frecuentemente, esto puede originar la formación de huecos o grietas en las uniones, deteriorando la resistencia de la soldadura.

Al realizar la fusión de metales, se originan condiciones ideales para la difusión metálica en un proceso típico de soldadura por fusión, es por esto, que es imposible evitar la formación de grandes cantidades de CIM frágiles en la junta. Dado que en la soldadura por fricción y agitación se evita la fusión debido al uso de temperaturas de procesamiento relativamente bajas durante la soldadura de estado sólido, ofrece grandes ventajas para la soldadura de aleaciones o metales diferentes [2]. Además, los esfuerzos residuales y distorsiones se reducen de manera notable debido al uso de temperaturas inferiores en comparación con los procesos de soldadura por fusión [3].

La soldadura por fricción y agitación (FSW) es un proceso en el cual se genera la unión de piezas en estado sólido, es un proceso con un bajo impacto ambiental y eficiente energéticamente. Este método se aplica principalmente en la industria automotriz, aeronáutica y aeroespacial, para realizar la unión de una gran diversidad de materiales, principalmente el aluminio, manganeso, titanio y aceros inoxidables [1,4].

En el proceso FSW para la unión de materiales no ferrosos (aleaciones de aluminio, cobre), la herramienta se somete a un movimiento giratorio y longitudinal a lo largo de la línea de unión entre las piezas, esto ocasiona la generación de calor por fricción y agitación mecánica para formar una unión, produciendo deformación plástica durante el proceso y desencadenando una recristalización dinámica [1]. La herramienta giratoria consta de un hombro cilíndrico y un pin que se proyecta debajo del hombro y está hecha generalmente de acero. Durante el proceso de la soldadura, el hombro se encarga de la generación de fricción contra la superficie, lo que produce calor, mientras que el pin genera calor por medio de la agitación mecánica del metal a lo largo de las superficies [3].

En el caso de aleaciones de cobre como el latón, el proceso FSW se presenta como una alternativa sólida frente a los métodos convencionales de soldadura por fusión

ya que permite evitar defectos típicos de la fusión. No obstante, actualmente durante la unión de materiales base cobre, la herramienta de acero tiende a desgastarse por la fricción generada entre ella misma y la placa de trabajo, principalmente por adhesión de material. El desgaste de la herramienta tiene un efecto negativo en la calidad de los cordones, la formación de defectos y la vida útil de la misma, es por eso que en esta investigación se utilizaron tres aceros con diferentes composiciones químicas los cuales se trataron térmicamente con temple y revenido para incrementar la resistencia al desgaste.

Marco teórico

Soldadura por fricción y agitación (FSW)

La soldadura por fricción y agitación es un proceso de soldadura que se puede aplicar a distintos materiales, principalmente aleaciones suaves. El proceso FSW se emplea con mayor frecuencia debido a los beneficios que ofrece en comparación con los métodos de soldadura convencionales, entre los que se encuentra la baja distorsión, el incremento en la resistencia, eliminación de materiales de aportación, se evita la emisión de humos o gases, poca o nula presencia de porosidad y un decremento en el costo de producción [5].

Los materiales sometidos al proceso FSW sufren cambios microestructurales tras finalizar el proceso, los cuales se caracterizan por cuatro zonas: I) Núcleo de soldadura (Conocido como “Nugget” en la literatura en inglés), II) Zona afectada termomecánicamente (TMAZ), III) Zona afectada por el calor (HAZ) y IV) material base (BM) [1,5-7], como se observa en la ilustración 1.

El núcleo de soldadura se caracteriza por la presencia de granos finos equiaxiales que se generan por medio de recristalización dinámica ocasionada por una alta velocidad de deformación, la TMAZ presenta granos alargados los cuales a altas temperaturas se deforman plásticamente, la HAZ se encuentra en el perímetro de la soldadura, esta zona solo es afectada por ciclos térmicos y no por deformación plástica, el material base no es afectado y mantiene su microestructura y sus propiedades mecánicas [1,5].

Es importante tener en cuenta que las propiedades mecánicas de las cuatro zonas en el proceso FSW están relacionadas directamente con la microestructura resultante mediante las transformaciones termomecánicas (crecimiento de grano o precipitaciones) [6].

A pesar de que el proceso FSW genera soldaduras de alta calidad, es necesario realizar una implementación adecuada del proceso y sobre todo controlar parámetros para obtener un resultado adecuado. Para realizar la optimización de los parámetros se debe tener en cuenta las características de la unión, tal como el material base, el tipo de cordón que se busca realizar (materiales disímiles o similares) y el espesor del mismo. Existen distintos parámetros que pueden incrementar o decrecer la calidad de las uniones de metales, como: [1-3, 6, 7-9]

- Diseño de herramienta
- Velocidad de rotación de la herramienta (rpm)
- Velocidad transversal (mm / min)
- Fuerza axial
- Compensación de herramientas (tool offset)
- Angulo de contacto
- Profundidad de inmersión

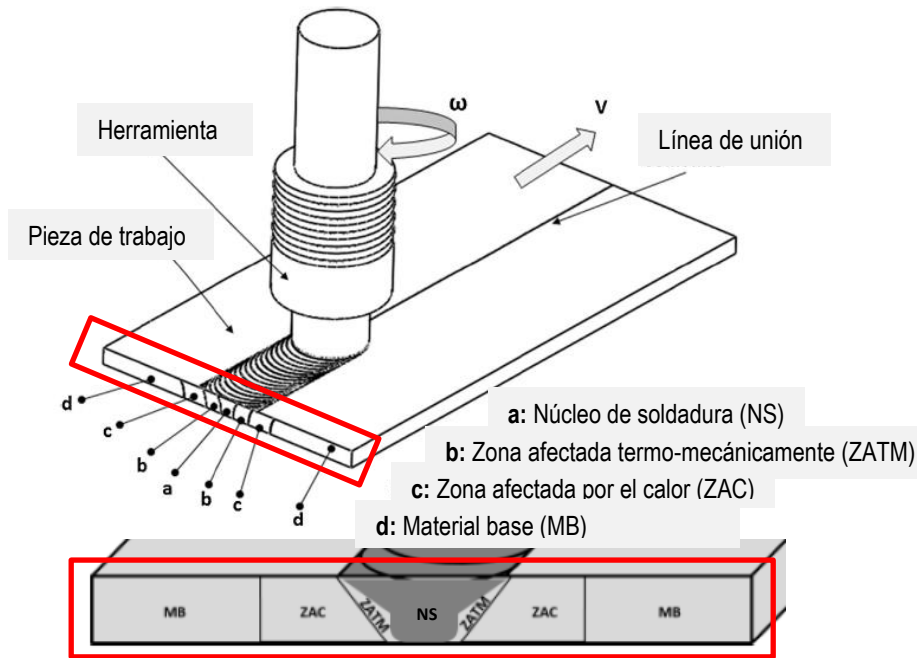


Ilustración 1. Esquema de la técnica de soldadura por fricción y agitación y de las zonas que conforman en cordón de soldadura [9].

El diseño de la herramienta influye en la optimización del proceso de soldadura ya que cuenta con dos funciones principales, el calentamiento de la pieza de trabajo y generar flujo de material [1]. El hombro de la herramienta produce calor por medio de fricción y deformación del material en la superficie y la zona subsuperficial de la pieza de trabajo. Así mismo, el hombro también genera una fuerza axial la cual es necesaria para reforzar la soldadura [5]. Es importante tener en cuenta que la longitud del pin debe ser inferior (aproximadamente 2-3 mm) en comparación con el espesor de las placas que se buscan soldar. Se debe cumplir una relación entre 3 y 5 veces mayor entre el diámetro del hombro y el pin. Además, la geometría del hombro tiene influencia directa en los ciclos térmicos y la geometría del pin influencia en el mezclado del material [1, 3].

Es muy importante realizar un diseño de herramienta adecuado para la unión requerida, ya que puede reducir la fuerza necesaria para empujarla a lo largo de todo el material, esto ayuda principalmente a reducir el gasto energético y permite un incremento en las velocidades de soldadura que a su vez genera ciclos térmicos más bajos, logrando soldaduras con propiedades mecánicas esperadas [9]. En la

ilustración 2 se observan las partes de la herramienta giratoria y los diseños de los pines más utilizados en el proceso FSW.

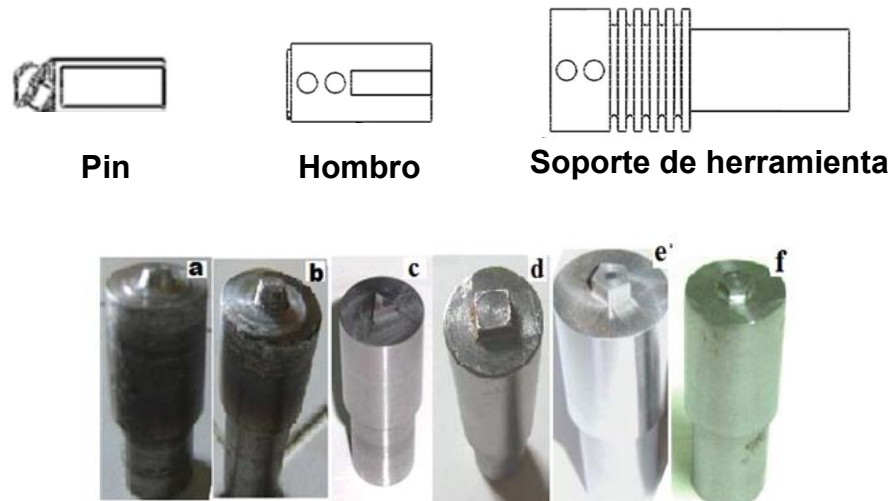


Ilustración 2. Partes de la herramienta giratoria y diseños de herramientas típicas utilizadas. a) cilíndrico cónico, b) cilindro cónico con rosca, c) triangular, d) cuadrado, e) pentagonal y f) hexagonal [9,10].

La velocidad de rotación de la herramienta genera la agitación y mezclado mecánico del material alrededor del pin. Cuando se trabaja con una elevada velocidad de rotación se producen altas temperaturas debido a que incrementa el calentamiento por fricción, lo que da como resultado una agitación más intensa del material.

El uso del desplazamiento adecuado de la herramienta mejora el rendimiento de las juntas, por medio del impedimento de la formación de defectos como huecos y el decremento del espesor del CIM, lo que mejora la resistencia de la unión de la interfaz [2].

La profundidad de la inmersión genera presión debajo de la herramienta y la penetración completa de la herramienta, facilitando la deformación del material base necesaria para obtener una unión adecuada. Para facilitar la deformación, la herramienta se puede inclinar entre 2 a 4 grados, esto provocaría que la parte trasera de la herramienta se encuentre por debajo de la parte de enfrente, resultando en una mejor consolidación del material plastificado que fluye de adelante hacia atrás por la presión adicional que se genera [7].

Ventajas y desventajas del proceso FSW

Ventajas:

En comparación con los procesos de soldadura por fusión, el proceso FSW cuenta con un incremento en la eficiencia de la unión, principalmente cuando se habla de resistencia a la tracción y resistencia a la fatiga, esto debido a la baja distorsión dimensional de las piezas finales y la ausencia de las tensiones residuales. Se facilita la preparación de la pieza de trabajo, no se requiere material de aporte, se disminuye el aporte de energía debido a las temperaturas de trabajo más bajas y se tiene la capacidad de generar uniones en uno o dos pasos, incluso es materiales

con un gran espesor. Los costos operativos tienden a reducirse, es amigable ambientalmente ya que se evita la emisión de gases o humos, no requiere gases protectores que si están presentes en otros procesos de soldadura por fusión. Además, al evitar la fusión de los materiales trabajados, no hay presencia de salpicaduras evitando con esto la necesidad de tratamientos al finalizar la soldadura y la pérdida de material [6, 7, 9].

Desventajas:

Una de las principales desventajas es que este tipo de soldadura no es aplicable actualmente a todas las estructuras o materiales (aleaciones de alta dureza). Además, es necesario utilizar una máquina especializada con suficiente potencia para realizar las uniones, por lo que a corto plazo el gasto económico es grande. Adicionalmente, la herramienta giratoria generalmente también puede llegar a ser costosa cuando se requiere soldar diferentes materiales o materiales más duros [7].

Este tipo de soldadura se utiliza principalmente para materiales de bajo punto de fusión, sin embargo, los materiales de alta resistencia como el acero o aleaciones de titanio se dificultan debido al gran desgaste de las herramientas, este desgaste afecta en la forma y el tamaño de la herramienta, que a su vez genera que la calidad de las uniones no sea la adecuada y que la vida útil de la herramienta se reduzca drásticamente [4, 11]. Es por eso que representa un gran reto diseñar una herramienta de materiales más duros para estos casos específicos. Algunos estudios se han enfocado a realizar una adecuada selección de material para la fabricación de la herramienta. El material de la herramienta debe contar con las siguientes propiedades: [7]

- Resistencia al desgaste: Durante el proceso FSW la herramienta giratoria está en contacto directo con fases duras y partículas abrasivas provenientes del material base. Si la herramienta tiende a desgastarse con facilidad durante la interacción mecánica con el material base, puede cambiar su geometría y afectar el flujo del material. Lo que, a su vez puede ocasionar defectos en el cordón de soldadura [12,13].
- Baja conductiva térmica: La conductividad térmica del material de la herramienta influye en la velocidad en la que se disipa el calor y en el esfuerzo de fluencia. Una alta conductividad térmica no es adecuada porque si la disipación de calor de la interfaz herramienta-material base es excesiva, es necesario incrementar las velocidades de rotación de la herramienta para ablandar adecuadamente la pieza de trabajo [12]. Una baja conductividad térmica de la herramienta puede dar como resultado fuerzas de fricción más elevadas y temperaturas de trabajo más altas [14].
- Resistencia a la oxidación: La herramienta giratoria es expuesta a altas temperaturas durante el proceso de soldadura, con la presencia del aire del ambiente se pueden generar las condiciones adecuadas para la formación una capa de óxido en la superficie de la herramienta. Si la capa de óxido no es lo suficientemente tenaz y se rompe durante el proceso, puede conducir

a un aumento de desgaste de la herramienta por la presencia de partículas duras en la interfaz herramienta-material [12].

- Estabilidad a temperaturas elevadas: La temperatura alcanzada en la soldadura FSW depende de las condiciones de trabajo como la velocidad de rotación o la velocidad de avance, puede alcanzar una temperatura de 1100°C que corresponde al 80% de la temperatura de fusión de aceros HSLA. Por lo que, es muy importante que el material mantenga sus propiedades mecánicas a altas temperaturas como dureza o resistencia mecánica, para evitar un desgaste excesivo de la herramienta al estar sometida a condiciones extremas [15].
- Maquinabilidad: La herramienta utilizada en el proceso FSW debe ser muy resistente. Sin embargo, si el material de la herramienta es extremadamente difícil de mecanizar, el costo de producción de las herramientas se eleva considerablemente. Razón por la cual es necesario una buena maquinabilidad para la fabricación de geometrías complejas tanto en el hombro como en el pin [16].
- Tenacidad a la fractura: La herramienta giratoria está sometida a una gran cantidad de fuerzas mecánicas (Axiales, de torsión, radiales, etc.), las cuales pueden generar grietas. Si el material tiene una baja tenacidad a la fractura, se incrementa la probabilidad de que las grietas se propaguen fácilmente y ocasionar fracturas repentinas [12,16].

Algunos de los materiales más utilizados para fabricar la herramienta rotatoria son tungsteno puro, aleaciones de tungsteno, aleaciones de níquel, aceros HSS, aceros para herramientas (en específico aceros para trabajo en caliente) [7].

Por esto mismo, se propone emplear diferentes aceros para fabricar la herramienta giratoria tales como: acero H13, acero D2 y acero A11, los cuales se describen a continuación:

Acero H13

Este tipo de acero pertenece a la clasificación de trabajo en caliente, sus principales características son: buena tenacidad, moderada resistencia al desgaste, alta resistencia a sufrir grietas mediante choque térmico. Tiene una dureza aproximada de 44 a 52 HRC y una composición química promedio como la que se muestra en la tabla 1.

Tabla 1. Composición química del acero H13 [17].

Composición química (% Promedio)				
C	Si	Cr	Mo	V
0.40	1.00	5.20	1.30	0.95

Sus principales aplicaciones son: Matrices (moldes permanentes) para fundición a presión, punzones y matrices para prensa, dados de forja, cuchillas para corte en caliente, dados de extrusión para aleaciones ligeras, etc.

Acero D2

Las principales características son la resistencia al desgaste, estabilidad dimensional y excelente rendimiento al corte. Tiene una dureza aproximada de 58-62 HRC y una composición química promedio como se muestra en la tabla 2.

Tabla 2. Composición química del acero D2 [18].

Composición química (% Promedio)					
C	Si	Mn	Cr	Mo	V
1.55	0.35	0.35	11.80	0.85	0.85

Sus principales aplicaciones son: Matrices y punzones, rodillos, dados para acuñado. Herramientas para rebabeear y de roscado., dados de laminación, etc.

Acero A11

Este tipo de acero se realiza por medio de metalurgia de polvos, sus principales características son muy alta resistencia al desgaste y a la tenacidad, posee estabilidad dimensional después de un tratamiento térmico. Tiene una dureza aproximada de 59-64 HRC y una composición química con altos contenidos de vanadio y carbono, como se presenta en la tabla 3.

Tabla 3. Composición química del acero A11 [19].

Composición química (% Promedio)						
C	Si	Mn	Cr	Mo	V	S
2.45	0.90	0.50	5.30	1.35	9.80	0.08

Sus principales aplicaciones son: Cuchillas, punzones, dados de troquelado y perforado, etc.

Tratamientos térmicos de los aceros

Los tratamientos térmicos son procesos mediante los cuales se modifican las propiedades del material metálico por medio de la aplicación de calor y un posterior enfriamiento. Existen diferentes clasificaciones de tratamientos térmicos, como: [20]

- Reblandecimiento: En esta clasificación se encuentran tratamientos como el recocido o el normalizado.
- Endurecimiento: Se encuentran tratamientos térmicos como el temple.
- Superficiales: Son los tratamientos térmicos como la nitruración, cianuración o carburización.

Tratamiento térmico de temple

Es un tratamiento térmico el cual consiste en endurecer el acero. En este proceso se realiza un calentamiento durante un cierto periodo de tiempo y posteriormente un enfriamiento brusco.

El tratamiento térmico de temple conduce a la transformación no difusiva de la austenita en martensita, una fase metaestable formada por una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro. Su contenido de carbono puede variar desde pequeñas trazas hasta el 1%, por lo tanto, sus propiedades físicas dependen de su

composición. Tiene una dureza de 50 a 68 HRC, el endurecimiento del acero está relacionado con el porcentaje de carbono, entre mayor sea el contenido de carbono, mayor será la dureza resultante. El incremento de la dureza se debe al aumento de la densidad de dislocaciones y a la distorsión de la red cristalina, causada por la inserción de átomos de carbono. Esta fase tiene una estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo.

Además, existen dos tipos de morfología: tipo listón y tipo placa.

La morfología tipo listón también conocida como martensita masiva, tiene una forma de láminas y está limitada por los límites de grano de la austenita. Las láminas se agrupan en paquetes de manera paralela y presentan una densidad de dislocaciones muy alta, las cuales se generan mediante procesos de deslizamiento, este tipo de martensita está presente en aceros con porcentaje de carbono menores al 0.6%.

En la martensita en placas también conocida como martensita acicular, los cristales de la martensita adoptan forma de delgadas placas lenticulares que no son paralelas entre sí. Las placas que se forman primero se extienden a lo largo de todo el grano de austenita dividiéndolo en secciones, por lo que su tamaño está limitado por los el tamaño de grano austenítico. A medida que la temperatura disminuye, se forman nuevas placas de martensita en las secciones de austenita, cuyo tamaño está limitado el tamaño de estas secciones. Este tipo se martensita se presenta en aceros con un alto contenido de carbono (mayor al 0.6%) y de elementos de aleación [16-19].

En el tratamiento térmico de temple existen factores muy importantes como la velocidad de calentamiento y de enfriamiento. La velocidad de calentamiento es muy importante debido a que, al realizar el calentamiento del acero, el calor fluye desde la superficie hacia el interior del material, por lo que si el calentamiento es muy rápido no será posible obtener una estructura uniforme. Una velocidad de calentamiento lenta disminuye la posibilidad de que la pieza sufra agrietamiento.

La velocidad de enfriamiento depende del medio de enfriamiento que es utilizado en el tratamiento, los medios de enfriamiento más utilizados son el agua, aceite, salmuera y aire. El agua es utilizada en tratamientos para aceros de bajo o medio carbono, debido a que se necesita una velocidad de enfriamiento muy rápido. El aceite es utilizado para los aceros de alto carbono y los aceros aleados, debido a que no es necesario un enfriamiento muy rápido [21].

Tratamiento térmico de revenido

Los aceros templados no se utilizan en esta condición debido a su alta fragilidad. Es por eso que posterior al temple, se realiza un tratamiento térmico de revenido con la finalidad de disminuir la fragilidad y la dureza, pero al mismo tiempo incrementar la tenacidad [16].

La modificación de las propiedades mecánicas se genera por cambios microestructurales generados en el tratamiento térmico. Los cuales consisten principalmente en la descomposición de la martensita en ferrita y cementita, constituyentes más estables. Cuando se realiza el calentamiento del acero, el carbono empieza a precipitar en forma de partículas muy pequeñas en los límites de grano, generando un ligero aumento de dureza y un oscurecimiento de la martensita. Al seguir aumentando la temperatura, empiezan a precipitar partículas de cementita, por lo que también se genera un oscurecimiento de la estructura del acero.

Cuando el acero se temple muy rápido, en la microestructura aparece cierta cantidad de austenita que no se transformó en martensita, conocida como austenita retenida. Cuando se realiza el revenido esta fase puede transformarse en martensita si el acero se expone durante mucho tiempo a temperaturas de revenido [16-19].

El tratamiento térmico de revenido consiste en calentar nuevamente el acero en un intervalo de temperatura de 120 a 675°C, este intervalo puede clasificarse en 5 categorías como se detallan a continuación:[20]

1. Subenfriamiento

En este proceso se busca la descomposición de la austenita retenida por medio del calentamiento superior a la temperatura ambiente y menor a 100°C. La austenita retenida puede estar presente hasta en un 10%, debido a los elementos como el carbono, níquel y manganeso que favorecen la presencia de esta fase.

En este proceso se genera un incremento de la temperatura debido a la transformación de la austenita retenida a martensita, la cual es una fase del acero más dura.

2. Revenido entre 95 a 205°C

Es un tratamiento utilizado cuando se busca incrementar la tenacidad del acero, pero manteniendo la dureza y la resistencia. Se generan dos cambios microestructurales, se transforma la martensita de una red cristalina tetragonal centrada en qué a una cúbica centrada en el cuerpo y, además se promueve la precipitación de carbono en forma de precipitado de transición (Fe_2C), conocido también como carburo épsilon.

La estructura tetragonal de la martensita es una red deformada del hierro, esta deformación se debe al alargamiento de las aristas, algunos átomos de carbono tienden a ocupar posiciones intersticiales con los átomos de hierro.

Al calentar la martensita entre este intervalo, se promueve la migración de los átomos de carbono, eliminando la deformación en la red ya que las aristas se contraen, provocando una transformación de una red tetragonal a cúbica.

3. Revenido entre 230 y 370°C

Esta clasificación se centra entre las temperaturas donde se busca mantener la alta dureza e incrementar la tenacidad. Durante esta temperatura, se genera un cambio microestructural en donde la austenita retenida se transforma en bainita inferior, sin embargo, en este intervalo se pierde tenacidad del material.

4. Revenido entre 370 a 540°C

Este intervalo de temperatura es utilizado para una amplia variedad de productos industriales. En este proceso se busca incrementar la tenacidad y mantener cierta resistencia.

La modificación de las propiedades mecánicas del acero se debe al cambio en la estructura, la precipitación y coalescencia de los carburos estables. El tamaño extremadamente fino de los carburos precipitados limita su visualización mediante microscopía óptica.

5. Revenido entre 540 a 675°C

Es el intervalo en el cual se obtiene la máxima tenacidad, sin embargo, la dureza y la resistencia del acero se reducen de manera drástica.

Es importante tener en cuenta que el porcentaje de carbono tiene una gran influencia en las propiedades mecánicas posteriores al revenido, si se realiza el mismo tratamiento en un acero de bajo carbono y en uno de alto carbono, en el caso de alto carbono se obtendrá una mayor dureza y resistencia, pero será un material menos tenaz.

Doble revenido

Los aceros con alto contenido de carbono generalmente se someten a un proceso de doble revenido, con la finalidad de eliminar las tensiones residuales y evitar la presencia de martensita sin revenir.

En el primer revenido se provoca la transformación de martensita a martensita revenida, que se caracteriza por el oscurecimiento de la estructura. También se obtiene la precipitación de carburos aleados, lo que a su vez disminuye el contenido de la aleación de la austenita retenida. Al ser enfriado el acero, la austenita retenida puede transformarse a martensita, obteniendo una estructura de martensita revenida y sin revenir. Como la martensita sin revenir tiene tensiones internas, en el segundo revenido se eliminan, finalizando el proceso con una estructura completamente con martensita revenida [21].

Tratamientos térmicos del acero H13

Para realizar el tratamiento térmico de temple del acero H13, se debe precalentar en dos pasos; en el primer paso el acero se precalienta a un intervalo de temperaturas entre 595 y 675°C para reducir el gradiente térmico inicial, minimizar tensiones y aliviar tensiones generadas en el maquinado. En el segundo paso se

calienta en un intervalo de temperatura entre 790 y 845°C para permitir la disolución parcial controlada de los carburos y lograr una homogeneización. Posteriormente, el acero austeniza en un intervalo de temperatura de 995 - 1025°C y se mantiene esta temperatura durante 30 o 45 minutos. Finalmente, se realiza un enfriamiento al aire o al aceite interrumpido por debajo de 65°C para evitar que el gradiente térmico y las tensiones puedan generar grietas o deformaciones en el acero.

Este tipo de acero puede someterse a un doble revenido entre una temperatura de 175 y 315°C por lo menos durante un tiempo mínimo de 2 horas por cada revenido, posteriormente, el enfriamiento se realiza fuera del horno.

Tratamientos térmicos del acero D2

Para realizar un tratamiento térmico de temple del acero D2 se debe precalentar en dos pasos; en el primer paso se calienta entre 595 y 650°C, el segundo paso se realiza entre temperaturas de 760 y 790°C, posteriormente el acero se austeniza entre una temperatura de 995 y 1025°C, esta temperatura debe mantenerse de 30 a 45 minutos. Para finalizar el tratamiento de temple el acero debe enfriarse en aire o en aceite. Es importante mencionar que el tratamiento de revenido se debe realizar inmediatamente. Si se requiere aplicar un doble revenido se recomienda emplear temperaturas entre 205 y 540°C, manteniendo la temperatura en cada tratamiento por lo menos dos horas y enfriándolo a temperatura ambiente.

Tratamientos térmicos del acero A11

Para realizar el tratamiento térmico de temple del acero A11, se debe precalentar en dos pasos; en el primer paso se efectúa a una temperatura entre 815 y 845°C, el segundo paso se puede realizar entre 1010 y 1040°C. Posteriormente, el acero se austeniza a una temperatura entre 1010 y 1175°C y se mantiene durante 10 a 60 minutos. El enfriamiento del acero se realiza al aire, en sales o en aceite.

Este tipo de acero también puede someterse a un doble revenido a una temperatura mínima de 540°C por un periodo de tiempo mínimo de dos horas.

Desgaste

El principal problema de las herramientas giratorias es el desgaste excesivo. El estudio de la resistencia al desgaste es muy importante debido a que una herramienta desgastada puede provocar deficiencias en las propiedades de los cordones, así como defectos y recortar la vida útil de la herramienta.

El desgaste se puede definir como un daño progresivo que sufre una superficie por medio de un movimiento relativo con otra superficie diferente o con una o varias sustancias. El desgaste puede presentarse en cuatro formas principales como se ilustra en la ilustración 3:

- Desgaste sin pérdida de masa. Los ejemplos de estos casos son el cambio en la geometría o de las dimensiones del material ocasionado por alguna deformación plástica.

- Pérdida de material al deslizar o rodar dos superficies entre sí, con la presencia o ausencia de lubricante.
- Desgaste originado por la presencia de partículas duras que se encuentran entre la interfaz de los materiales que se mueven relativamente, estas partículas golpean o erosionan las superficies.
- También existe otro tipo de desgaste en el cual el daño de la superficie no se genera por medio de pérdida de masa ni en cambios dimensionales, un ejemplo de este tipo es el desarrollo de una red de grietas en la superficie [25-27].

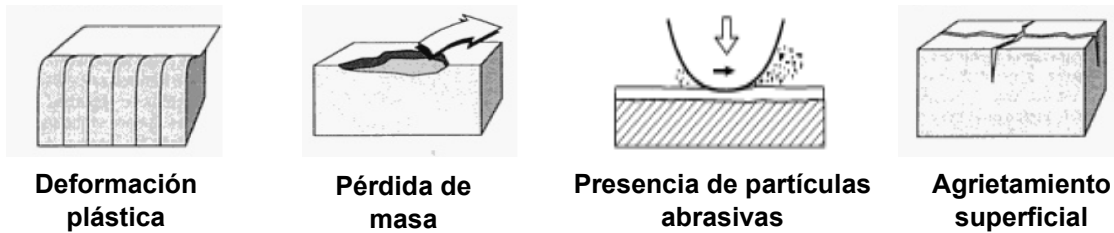


Ilustración 3. Representación esquemática de las principales formas de desgaste [26, 27].

Clasificaciones de desgaste

Existen tres formas en las cuales se puede clasificar el desgaste.

1. Apariencia de la marca de desgaste: Picado, rayado, pulido, agrietado, raspado, etc.
2. Mecanismo físico que causa el daño: Adhesión, abrasión, etc.
3. Condiciones de desgaste: Desgaste lubricado, por deslizamiento metal-metal, por rodamiento, etc.

La clasificación por medio de apariencia, se utiliza para realizar una comparación de una situación de desgaste con otra y con esto extrapolar la información en una situación de desgaste nueva. La segunda clasificación es útil cuando es necesario utilizar modelos adecuados para proyectar o predecir la vida útil del desgaste e identificar la importancia de los parámetros de diseño que pueden ser controlados o modificados (carga, geometría, velocidad y entorno). La última clasificación se utiliza cuando se busca describir una situación de desgaste en términos de las condiciones macroscópicas que se abordarán para el diseño, pudiendo identificar y utilizar reglas de diseño específicas, recomendaciones, ecuaciones, etc.

A pesar de que existen relaciones entre las clasificaciones, no son equivalentes. Debido a que existen distintas formas en las que los materiales pueden desgastarse y el tipo de desgaste está influenciado por una gran variedad de factores como la carga, la geometría, la velocidad o el entorno [25].

Medición de desgaste

La forma más común de cuantificar el desgaste de una superficie es por medio de la pérdida o el desplazamiento de material. Generalmente, se utiliza la pérdida de

masa para realizar la medición de desgaste en lugar del volumen, debido a su gran facilidad de realizar este tipo de medición. No obstante, existen inconvenientes al emplear la masa como medida de desgaste. Por ejemplo, si se busca realizar una comparación directa de distintos materiales solo es posible hacerlo si las densidades son iguales. El inconveniente principal es que este tipo de medición no cuantifica el material desplazado, solo el material removido. Así mismo, la pérdida de masa medida puede ser inferior a la real ya que existen desechos de desgaste y el material transferido se puede adherir a la superficie y no puede ser removido. Un ejemplo de esto, es cuando se realiza la medición de desgaste por medio de la pérdida de masa y la muestra aumenta su masa debido a la transferencia o acumulación de desechos en la superficie.

A partir de lo mencionado anteriormente, la forma más adecuada de medir el desgaste es por medio del volumen. Es este tipo de mediciones se toma en cuenta la pérdida de una dimensión, el aumento en alguna holgura o cambio en un contorno, los cuales se relacionan entre sí a través de la geometría de la marca de desgaste.

No obstante, el volumen y la masa no son las únicas medidas de desgaste que se pueden utilizar. Existe una variedad de “medidas operativas” del desgaste que pueden ser empleadas, como la vida útil, el nivel de vibración, la rugosidad, apariencia, nivel de fricción y el grado de agrietamiento de la superficie. Este tipo de parámetros están relacionados con el rendimiento del material o de la pieza y se correlacionan con el desgaste. Este tipo de mediciones es utilizado cuando el cambio del volumen, dimensión o masa es muy pequeño lo que complica su correcta medición, es por eso que se requiere otro tipo de medición que pueda relacionarse con el desgaste. También está el caso cuando el volumen, la dimensión o la masa son significativos y medibles, sin embargo, no es conveniente realizar la medición, mientras que la apariencia de la pieza o su respuesta al mecanismo de desgaste sí pueden serlo [25].

Mecanismos de desgaste

Existen diferentes maneras en las que el material se pierde, desplaza o daña como resultado de una acción de desgaste, esto ocurre generalmente a través de la formación de partículas en lugar de la pérdida de átomos individuales. La mayoría de los mecanismos de desgaste se basan en conceptos como fractura frágil, deformación plástica, fatiga y fallas cohesivas y adhesivas en estructuras unidas [25].

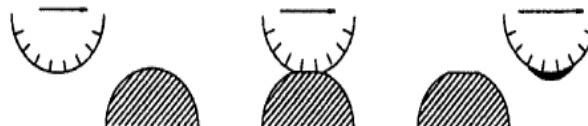
Los principales mecanismos de desgaste se dividen en las siguientes categorías como se muestra en la tabla 4:

Mecanismos de desgaste
1. Adhesión
2. Abrasión
3. Deformación por ciclo único
4. Deformación por ciclos repetidos
5. Oxidación (corrosión, química)
6. Térmico
7. Tribopelícula
8. Atómico

En general, el comportamiento del desgaste puede describirse mediante mecanismos específicos en estas categorías o mediante alguna combinación de mecanismos en estas categorías. Los mecanismos más comunes son el desgaste adhesivo, oxidativo y abrasivo.

Desgaste adhesivo

Este tipo de desgaste ocurre cuando entran en contacto dos superficies con insuficiente lubricación, adhiriéndose entre sí en sitios específicos (asperezas superficiales) a través de fuertes uniones metálicas. Conforme se mueven las dos superficies una con respecto a la otra, el desgaste ocurre cuando una superficie desprende material de la otra [25, 28-29], como se presenta en la ilustración 4.



Adhesión

Ilustración 4. Representación del desgaste adhesivo [25].

En este tipo de desgaste, es importante tener en cuenta el contacto de las dos superficies y el comportamiento de las fuerzas interatómicas.

En casos prácticos, se toma en cuenta una macrogeometría para determinar el área de contacto, por lo que se asume que las superficies son lisas. No obstante, las superficies en situaciones reales presentan rugosidad, lo que provoca que la zona de contacto no sea uniforme en toda la superficie. La rugosidad en el material genera la presencia de surcos o valles, en los cuales se presenta el contacto físico real, estos puntos de contacto se conocen como uniones [25].

Las interacciones que ocurren en este tipo de uniones se presentan a nivel macroscópico y a nivel atómico. A nivel macroscópico, el enfoque se relaciona con

el tipo de deformación que ocurre en estas uniones. En el caso de las interacciones a nivel atómico, se necesita considerar las fuerzas interatómicas, en donde a grandes distancias entre átomos, existe una fuerza atractiva débil y si las distancias son pequeñas, esta fuerza de atracción aumenta. Cuando la separación es demasiado pequeña, la fuerza atractiva comienza a disminuir, hasta que la fuerza cambia a una repulsiva [25], como se muestra en la ilustración 5:

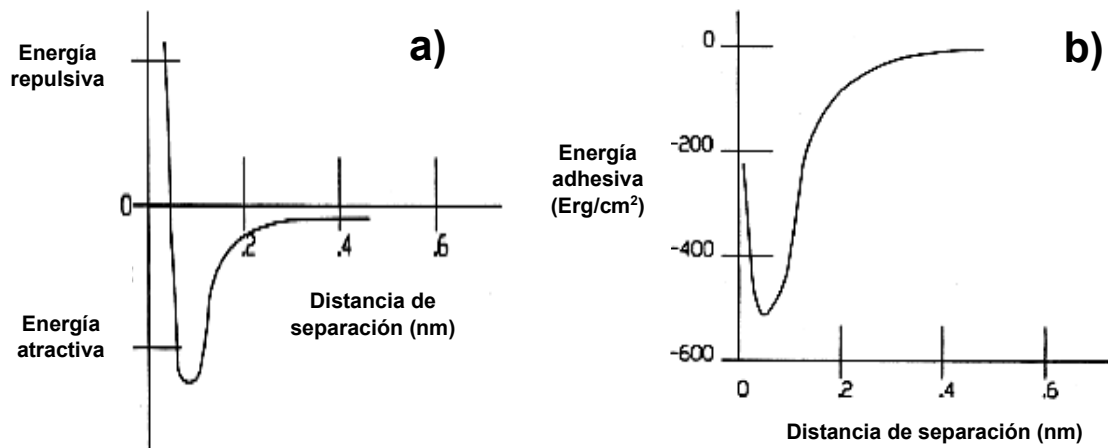


Ilustración 5. a) Variación de la fuerza inter atómica en función de la separación de los átomos, b) Variación de la energía adhesiva entre las superficies en función de su separación [25].

Las uniones se forman cuando dos superficies se presionan entre sí, la naturaleza de las fuerzas interatómicas indica que se generan enlaces químicos en estas uniones. Esta es la única forma en que las fuerzas interatómicas pueden estar equilibradas, lo que implica que algunas fuerzas adhesivas o uniones deben superarse para separar las dos superficies en estos sitios. A medida que las dos superficies se mueven una respecto a la otra, eventualmente ocurrirá la ruptura de la unión. Si se genera la ruptura de la unión pueden originar dos cosas, la separación sin pérdida de material de ninguna de las superficies, aunque puede haber ocurrido alguna deformación plástica o una ruptura en la cual se pierde material, cuando existe una remoción de material de una superficie de esta manera se llama desgaste adhesivo [25].

Desgaste oxidativo

También conocido como desgaste corrosivo o químico, es un mecanismo de desgaste que se presenta con mayor frecuencia en las piezas de ingeniería que funcionan a alta velocidad de deslizamiento o a una alta temperatura [30].

Este tipo de desgaste se produce cuando en el entorno hay presencia de humedad, gases, lubricantes o un medio líquido. La presencia de estas condiciones es favorable para la formación de una capa de óxido en una superficie metálica durante el desgaste, esta capa puede evitar la adhesión entre metales, lo que reduce la tasa de desgaste [31].

Sin embargo, esta capa de óxido puede desprenderse mediante el deslizamiento relativo con otra superficie, lo que origina superficies nuevas en las que el óxido vuelve a crecer con facilidad por medio de reacciones de oxidación entre el metal y el oxígeno presente en el entorno. El desgaste se presenta cuando la eliminación de las capas de óxido es continua al entrar en contacto deslizante, como se muestra en la ilustración 6 [25, 29].

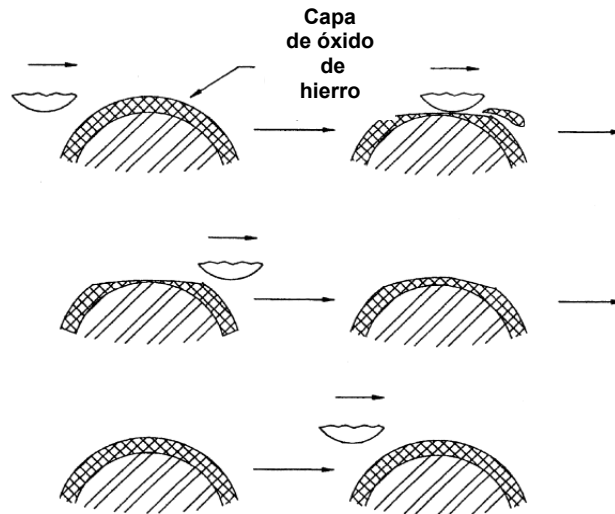


Ilustración 6. Representación del desgaste oxidativo [25].

Desgaste abrasivo

Es un mecanismo de desgaste que se presenta principalmente en la industria metalúrgica, la minería y de la construcción, debido a que se presentan condiciones tribológicas severas y ambientes con alta concentración de partículas sólidas en suspensión [28, 29].

El desgaste se genera cuando hay presencia de partículas duras en una de las superficies de desgaste y la superficie es más blanda que las partículas. Existen dos tipos de abrasión que pueden presentarse como se muestra en la ilustración 7, abrasión de dos cuerpos y abrasión de tres cuerpos, la diferencia radica en el comportamiento del desgaste.

La abrasión de dos cuerpos ocurre cuando un cuerpo presenta partículas atascadas o protuberancias y se desliza en contra de la superficie del cuerpo opuesto. La abrasión de tres cuerpos ocurre cuando las partículas no están adheridas, sino que se encuentran entre las superficies y se deslizan libremente [25, 28].

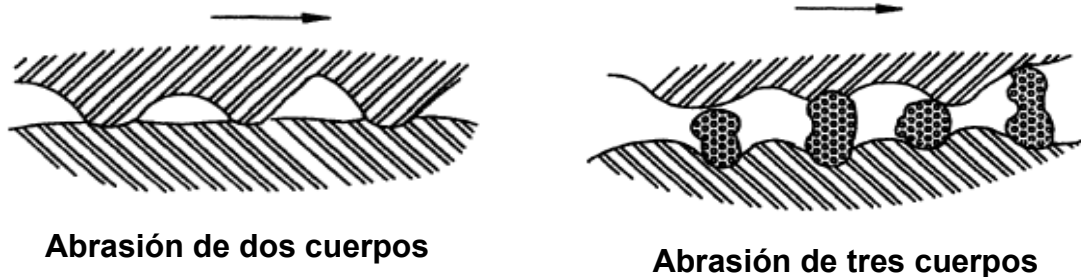


Ilustración 7. Representación de tipos de abrasión [25].

Antecedentes

Akinlabi [5] afirmó que se puede generar uniones uniformes para Cu y Al con un patrón de flujo de material adecuado con diámetros de hombro entre 12.5 y 18 mm, mientras que una unión no uniforme se obtiene con diámetros mayores (>25 mm). La geometría del hombro puede diseñarse como: cóncava, convexa y plana, además pueden contar con características de perfil especiales como volutas (en forma de espiral o caracol), crestas, ranuras y círculos de concentración como se observa en la ilustración 8, con la finalidad de aumentar la deformación del material y la mezcla uniforme en FSW [34].

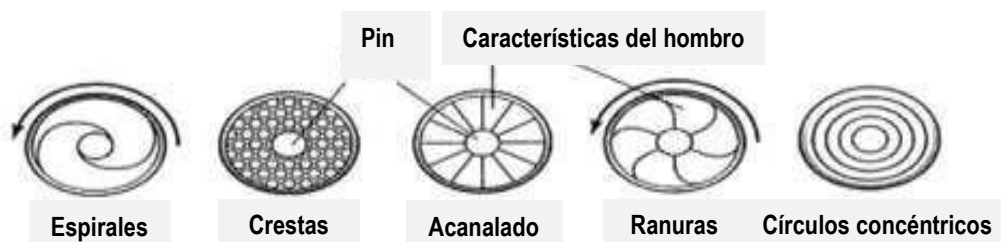


Ilustración 8. Características del perfil de la superficie del hombro [34].

Sin embargo, la selección de la geometría del hombro está en función de los materiales de la pieza de trabajo y de la herramienta, así como del espesor de la pieza de trabajo. Las características de los hombros de superficie cónica y plana son adecuadas para sistemas de aleación base Cu y Al. La forma cónica ayuda a empujar el material hacia abajo mediante la fuerza centrífuga, proporcionando que el flujo de material sea adecuado para la formación de juntas [35].

Además de los efectos en la calidad de la unión, el diseño de la herramienta también influye en el desgaste de la misma durante el proceso de FSW. Existen algunos métodos como "Pin-on-disk" o "Pin-on-plate", los cuales son empleados para evaluar el desgaste generado. Estos ensayos ayudan a simular condiciones similares a las que se generan en el proceso FSW.

- Pin sobre disco (en inglés, Pin-on-disk): Es una técnica que se utiliza para evaluar el comportamiento de desgaste por deslizamiento entre dos materiales. Consta de una punta redondeada o plana, la cual se presiona contra un disco plano. El movimiento relativo entre las dos superficies genera

un recorrido de desgaste circunferencial sobre la superficie del disco (el movimiento puede ser del pasador o del disco), además se puede realizar en una atmósfera controlada o con uso de un lubricante. En esta prueba se pueden modificar parámetros como el tamaño y la forma del pin, la carga utilizada, la velocidad rotacional y el material, es importante tener en cuenta que no debe detenerse el movimiento para realizar mediciones intermedias de desgaste y volver a iniciar, debido a que puede ocasionar desalineación, perturbación de residuos o introducción de contaminación [25].

- Pin sobre placa (conocido en inglés como Pin-on-plate): El mecanismo de la prueba es similar a la técnica anterior, se utiliza un pin (cilíndricos o planos), no obstante, el recorrido de desgaste se realiza de manera lineal o en zigzag, por lo que longitud de la prueba debe ajustarse antes de iniciar el proceso. Estas pruebas de desgaste se realizan conforme a las normas ASTM G99 [27] y G133 [36] respectivamente.

A pesar de que los métodos mencionados anteriormente permiten simular y estudiar el desgaste en condiciones controladas, solo es un paso para la comprensión del desgaste de las herramientas en procesos reales como el FSW. En investigaciones previas se ha observado que la disminución del desgaste de las herramientas giratorias se puede lograr con el aumento de la fracción presente de fases duras [37]. No obstante, no existen suficientes estudios cuantitativos que describan el desgaste de las herramientas giratorias.

Sahlot P y colaboradores [37], estudiaron el desgaste de una herramienta giratoria de acero H13 sometidas a placas de una aleación CuCrZr. Para estudiar cuantitativamente el desgaste realizaron una comparación del área proyectada de las herramientas desgastadas con la herramienta testigo como se muestra en la ilustración 9, además, realizaron un análisis sobre el efecto de algunos parámetros de proceso como velocidad de rotación, velocidad transversal y distancia de recorrido con el desgaste obtenido para cada parámetro. Llevaron a cabo cordones de soldadura sobre placas de la aleación, con los siguientes parámetros de trabajo: velocidades de rotación de 800, 1000 y 1200 rpm, velocidades transversales de 30, 50 y 70 mm/min y distancias de recorrido de 300, 500 y 1000 mm, los cordones los realizaron de manera continua para evitar efectos que pudieran ocasionar las continuas inmersiones de la herramienta. Obtuvieron que, con la variación de velocidad de rotación, el área proyectada redujo entre 7.309% - 11.670% para las distancias más largas (1000 mm) y 5.375% a 7.703% para las distancias más cortas, como se observa en la ilustración 10a. Para las velocidades transversales obtuvieron que las velocidades más altas conducen a una menor reducción de área debido a que la herramienta interactúa menos tiempo con la pieza de trabajo, reduciendo el desgaste. En base a la ilustración 10b, para una distancia de 300 y 1000 mm con una velocidad transversal de 30 mm/min la reducción del área fue de 10.289% a 6.561% para una misma distancia, pero con una velocidad transversal de 70 mm/min se redujo de 6.733% a 4.473%.

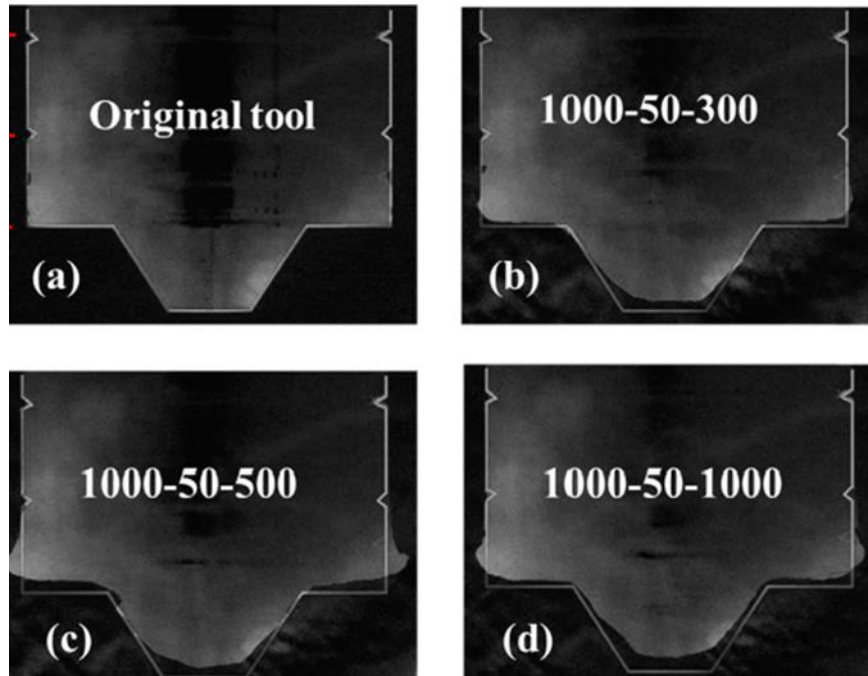


Ilustración 9. Imagen proyectada superpuesta de las herramientas (a) herramienta original, (b), (c) y (d) herramienta posterior de recorrer una distancia de 300 mm, 500 mm y 1000 mm respectivamente a una velocidad de rotación de la herramienta de 1000 rpm y velocidad de avance de 50 mm/min [37].

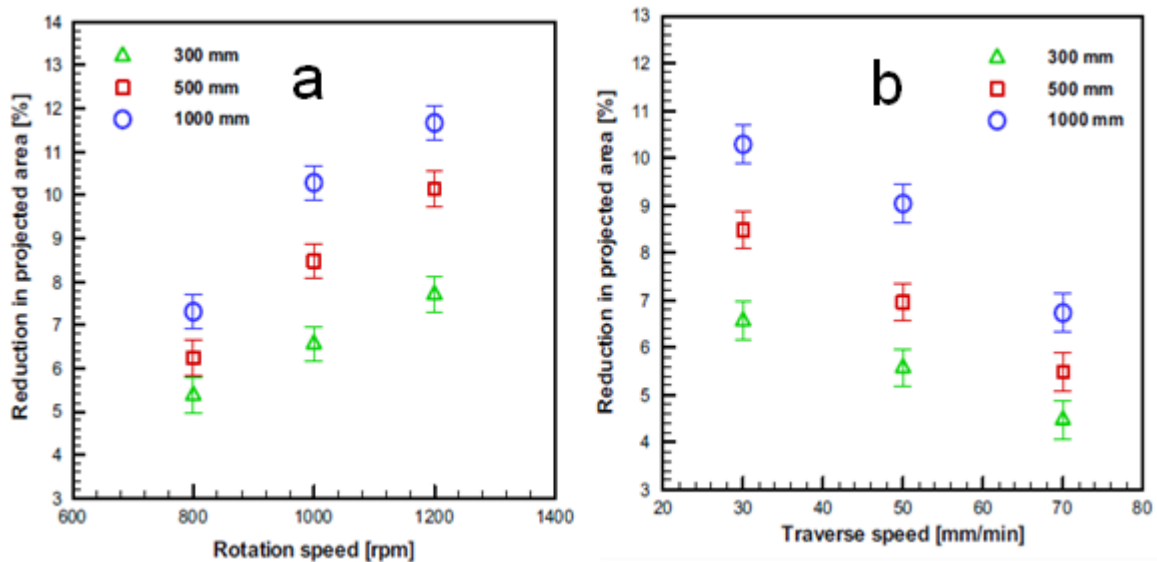


Ilustración 10. a) Reducción del área proyectada de la herramienta en función de la velocidad de rotación de la herramienta para recorridos de 300 mm, 500 mm y 1000 mm con velocidad de avance constante de 30 mm/min. b) Reducción del área proyectada a diferentes velocidades de avance para varias distancias de recorrido 300, 500 y 1000 mm con una velocidad de rotación constante de 1000 rpm [37].

Fricción

Cuando existe un contacto deslizando o rodante, se utiliza un término relacionado con el desgaste que es la fricción. La fricción es una fuerza que ocurre en la interfaz entre dos cuerpos que se encuentran en contacto, esta fuerza se opone al movimiento relativo entre los cuerpos y es tangencial a la interfaz. Además, está

asociada con una pérdida de energía en su totalidad en un sistema deslizante, por medio del calor. Normalmente, la magnitud de la fuerza de fricción se describe en términos de un coeficiente de fricción (μ), que es la relación entre la fuerza de fricción (F) y la fuerza normal (N) que presiona a los dos cuerpos entre sí, como se muestra en la Ecuación 1.

Ecuación 1. Coeficiente de fricción

$$\mu = \frac{F}{N}$$

Existen dos coeficientes de fricción que se deben tomar en cuenta; el primero es el que debe superarse para iniciar el deslizamiento, el segundo es el que ocurre para mantener una velocidad relativa constante. El primero se conoce generalmente como coeficiente de fricción estática (μ_s) y el segundo como coeficiente de fricción dinámica o cinética (μ_k). Es importante tener en cuenta que el desgaste y la fricción se puede identificar casi como sinónimos, debido a que en una alta fricción es equivalente a una alta tasa de desgaste y viceversa [25].

Justificación

La soldadura por fricción y agitación se ha convertido en una técnica innovadora y eficiente en el campo de la unión de materiales, ofreciendo ventajas significativas en comparación con métodos convencionales principalmente en términos de eficiencia energética y su capacidad para unir materiales diversos, desde aleaciones ligeras hasta compuestos avanzados. Sin embargo, la vida útil de las herramientas giratorias utilizadas en esta técnica para unir aleaciones base cobre es muy corta debido a la fricción generada en el proceso y al desgaste por adhesión. Cabe mencionar que en la literatura no existe información suficiente enfocada a la relación de los tratamientos térmicos con el desgaste de las herramientas. Por lo que este proyecto se enfocó en incrementar la resistencia al desgaste de las herramientas giratorias de acero por medio de la aplicación de tratamientos térmicos de temple y revenido, lo que podría generar un aumento en la vida útil de la herramienta giratoria.

Objetivo general

Generar herramientas giratorias de acero de alta dureza y resistencia al desgaste, mediante tratamientos térmicos de temple y revenido, para utilizarlas en soldadura de aleaciones base cobre por la técnica de soldadura por fricción agitación (FSW).

Objetivos específicos

- Desarrollar herramientas giratorias de acero H13, D2 y A11 para realizar cordones de soldadura en placas de latón con espesores de 4 mm.
- Determinar la dureza y caracterizar la microestructura de las herramientas giratorias de aceros H13, D2 y A11 antes y después de los tratamientos térmicos.
- Evaluar el desgaste de las herramientas mediante la realización de cordones de soldadura sobre placas de aleaciones base cobre en función de la velocidad de rotación y la velocidad de avance.
- Comparar las superficies de las herramientas posteriores al proceso de soldadura con las herramientas testigo mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y proyector de perfiles.

Metodología

Selección del material de la pieza de trabajo y de la herramienta giratoria.

Se obtuvo una placa de latón 7030 con las siguientes medidas: 100 cm de largo, 4 cm de ancho y 0.4 cm de espesor la cual se utilizó para realizar los ensayos de desgaste sobre ella.

Se obtuvieron barras cilíndricas de 100 cm de largo y 1.27 cm de diámetro de los aceros H13, D2 y A11, posteriormente se realizaron cortes de la barra para obtener 4 probetas de 5 cm de altura para cada acero.

Maquinado de las herramientas giratorias

Una vez obtenidas las probetas de cada acero, se maquinaron con las siguientes dimensiones:

- Cuerpo de la herramienta: 1.27 cm de diámetro del hombro y 4 cm de altura
- Punta de la herramienta (pin): 0.4 cm de diámetro de la base, 0.3 mm de diámetro superior y 2.5 mm de altura.

El diseño de la herramienta se muestra en la ilustración 11 y algunas herramientas maquinadas se muestran en las ilustraciones 12, 13 y 14.

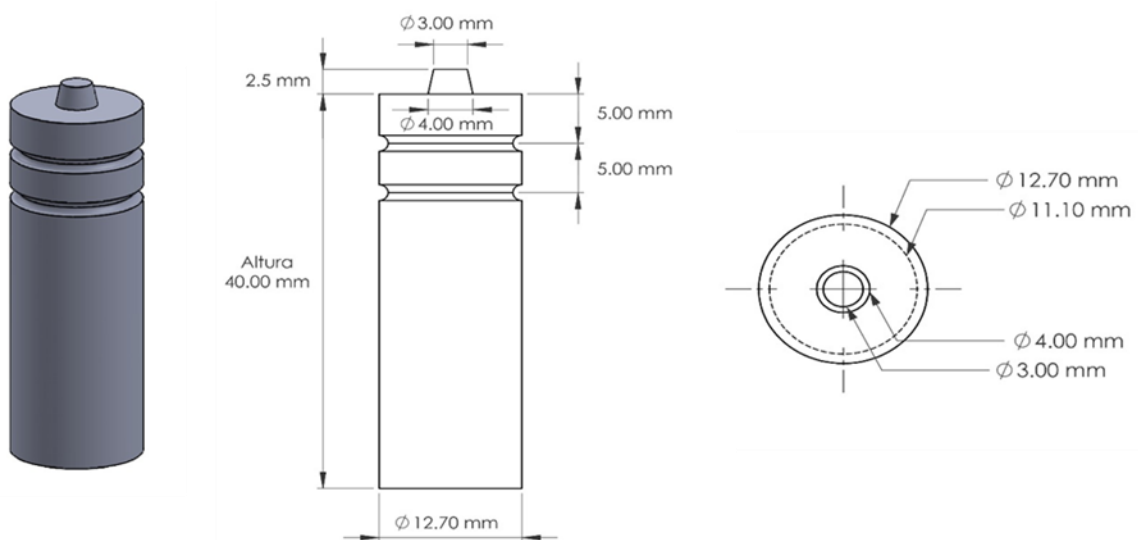


Ilustración 11. Dimensiones de la herramienta giratoria



Ilustración 12. Herramienta giratoria de acero H13



Ilustración 13. Herramienta giratoria de acero D2



Ilustración 14. Herramienta giratoria de acero A11

La clasificación de las herramientas giratorias se realizó en función del tipo de acero, del tratamiento térmico al que fueron sometidas y la velocidad de rotación a la que fue utilizada en el proceso de soldadura, las notaciones de cada una se muestran en las tablas 5, 6 y 7.

Tabla 5. Clasificación de las herramientas giratorias de acero H13

Herramientas giratorias de acero H13		
Tratamiento térmico	Velocidad de rotación (rpm)	Notación
Sin tratamiento térmico	1120	H ₁₃ -1
	1800	H ₁₃ -2
Temple y revenido a 300°C	1120	H ₁₃ -3
	1800	H ₁₃ -4
Temple y revenido a 600°C	1120	H ₁₃ -5
	1800	H ₁₃ -6
Temple y doble revenido a 250°C	1120	H ₁₃ -7
	1800	H ₁₃ -8

Tabla 6. Clasificación de las herramientas giratorias de acero D2.

Herramientas giratorias de acero D2		
Tratamiento térmico	Velocidad de rotación (rpm)	Notación
Sin tratamiento térmico	1120	D ₂ -1
	1800	D ₂ -2
Temple y revenido a 300°C	1120	D ₂ -3
	1800	D ₂ -4
Temple y revenido a 600°C	1120	D ₂ -5
	1800	D ₂ -6
Temple y doble revenido a 370°C	1120	D ₂ -7
	1800	D ₂ -8

Tabla 7. Clasificación de las herramientas giratorias de acero A11

Herramientas giratorias de acero A11		
Tratamiento térmico	Velocidad de rotación (rpm)	Notación
Sin tratamiento térmico	1120	A ₁₁ -1
	1800	A ₁₁ -2
Temple y revenido a 300°C	1120	A ₁₁ -3
	1800	A ₁₁ -4
Temple y revenido a 600°C	1120	A ₁₁ -5
	1800	A ₁₁ -6
Temple y doble revenido a 540°C	1120	A ₁₁ -7
	1800	A ₁₁ -8

Medición de herramientas giratorias

Las herramientas testigo se midieron utilizando un proyector de perfiles (Marca Mitotuyo, modelo PH-3500), para corroborar las dimensiones posteriores al maquinado. Además, se fotografiaron los perfiles de las herramientas.

Adicionalmente, las herramientas se pesaron con una balanza analítica (Marca Ohaus Pioneer, modelo PA313) para realizar una comparación posterior de las masas con las herramientas desgastadas

Caracterización previa al tratamiento térmico

Para la caracterización de los aceros, se cortó una probeta de la barra cilíndrica de 3 cm de altura para cada caso.

Microscopía óptica

1. Se realizó el desbaste de la pieza con papel abrasivo con diferentes tamaños de grano (80, 160, 220, 400, 600 y 1000), el cambio del tamaño de grano del papel abrasivo se realizó hasta conseguir un patrón de rayas paralelas.
2. Finalizando el desbaste de la pieza, se realizó el pulido de las mismas utilizando una pulidora, alúmina de diferente tamaño de grano (1.0 y 0.3) y un paño para materiales ferrosos hasta que se obtuvo una superficie tipo “espejo”.
3. Una vez obtenida una superficie libre de rayas, se realizó el ataque químico a la pieza con nital al 2%, durante 15 segundos.

4. Posteriormente al ataque químico de la pieza, se utilizó el microscopio óptico (Marca Olympus, modelo PMG3) y la pieza se observó y se tomaron fotografías a diferentes aumentos (20X y 50X).
5. Se repitieron los pasos 1 a 4 para las probetas de los diferentes tipos de acero.
6. Se utilizó un estereoscopio (Marca Nikon, modelo C-PS) para observar la superficie de las herramientas a mayores aumentos.

Dureza y micro dureza

Una vez obtenido las microestructuras para cada acero, se realizaron las pruebas de dureza y micro dureza para cada caso.

Micro dureza (Vickers)

Los ensayos se realizaron en un micro durómetro (Marca Wilson Hardness, modelo Tukon 1102) con una carga de 50 gf, un indentador de punta de diamante y con ayuda del ocular se identificaron las diferentes fases presentes en cada acero, con la finalidad de medir la dureza de cada una de las fases.

Dureza Rockwell C

Los ensayos se realizaron en un durómetro (Marca Mitotuyo, modelo HR-300) con una carga de 150 kgf, un indentador de punta de diamante y para cada probeta se realizaron 3 mediciones para obtener una dureza promedio más precisa.

Difracción de rayos X

Se realizaron ensayos de difracción de Rayos X (DRX) a los aceros testigo, se utilizaron los siguientes parámetros (diversos estudios reportan que en este rango de ángulos se presentan reflexiones significativas de interés, mientras que en ángulos menores no se observan señales relevantes):

- Ángulos de incidencia: 35 a 120 (2θ)
- Tamaño de paso: 0.03°
- Tiempo de incidencia: 4 segundos

Tratamientos térmicos de los aceros

Las herramientas giratorias se sometieron a tratamientos térmicos de temple y posteriormente tratamientos de revenido en función de su composición química. De cada acero se fabricaron 4 herramientas giratorias, las cuales se sometieron a diferentes tratamientos térmicos. La primera herramienta giratoria de cada acero se utilizó como la testigo. A continuación, se realiza una detallada descripción de los tratamientos térmicos que se aplicaron para cada acero en particular.

Acero H13

Tratamiento térmico de temple [17]

1. Las herramientas giratorias se introdujeron en un horno tipo mufla.

2. Se realizó un precalentamiento de las piezas en dos pasos, en el primer paso las piezas se calentaron a una temperatura de 675 °C, el segundo paso se aumentó la temperatura a 845°C.
3. Se incrementó la temperatura de las piezas hasta 960 °C para alcanzar la austenización completa del acero, esta temperatura se mantuvo durante 60 minutos.
4. Las herramientas se retiraron del horno y se enfriaron rápidamente en aceite.

Tratamiento térmico de revenido

1. Al finalizar el tratamiento térmico de temple, las piezas se sometieron a diferentes procesos de revenido.
2. La segunda herramienta giratoria se introdujo en el horno, el cual fue calentado a una temperatura de 300°C y se mantuvo a esta temperatura durante 30 minutos.
3. La tercera herramienta giratoria fue calentada a una temperatura de 600°C y se mantuvo durante 30 minutos.
4. En la cuarta herramienta giratoria se incrementó la temperatura a 250°C, se mantuvo la temperatura durante 30 minutos.
5. Una vez transcurrido el tiempo de los calentamientos, las piezas se retiraron del horno y se enfriaron al aire (temperatura ambiente)
6. La cuarta herramienta posterior al enfriamiento se volvió a calentar a la misma temperatura durante 30 minutos y finalmente se dejó enfriar a temperatura ambiente.

Acero D2

Tratamiento térmico de temple [18]

1. Las herramientas giratorias se introdujeron en un horno tipo mufla
2. Se realizó el precalentamiento de las piezas en dos pasos, en el primer paso las piezas se calentaron a una temperatura de 650 °C, el segundo paso se aumentó la temperatura a 790°C.
3. Se incremento la temperatura de las piezas hasta 960 °C para alcanzar la austenización completa del acero, esta temperatura se mantendrá durante 60 minutos.
4. Las herramientas de retiraron del horno y se enfriaron rápidamente en aceite hasta temperatura ambiente.

Tratamiento térmico de revenido

1. Al finalizar el tratamiento térmico de temple, las herramientas giratorias se sometieron a diferentes procesos de revenido.
2. La segunda herramienta se introdujo en el horno, el cual fue calentado a una temperatura de 300°C y se mantuvo a está temperatura durante 30 minutos.
3. La tercera herramienta fue calentada a una temperatura de 600°C y se mantuvo durante 30 minutos.

4. En la cuarta herramienta giratoria se incrementó la temperatura a 370°C, se mantuvo la temperatura durante 30 minutos.
5. Una vez transcurridas las dos horas, las piezas se retiraron del horno y se enfriaron al aire (temperatura ambiente)
6. La cuarta herramienta posterior al enfriamiento se volvió a calentar a la misma temperatura durante 30 minutos y finalmente se dejó enfriar a temperatura ambiente.

Acero A11

Tratamiento térmico de temple [19]

1. Las herramientas giratorias se introdujeron en el horno.
2. Se realizó el precalentamiento de las piezas en dos pasos, en el primer paso las piezas se calentaron a una temperatura de 845 °C, el segundo paso se aumentó la temperatura a 900°C.
3. Se incrementó la temperatura de las piezas hasta 960 °C para alcanzar la austenización completa del acero, esta temperatura se mantuvo durante 60 minutos.
4. Las probetas se retiraron del horno y se enfriaron rápidamente en aceite.

Tratamiento térmico de revenido

1. Al finalizar el tratamiento térmico de temple, las herramientas giratorias se sometieron a diferentes procesos de revenido.
2. La segunda herramienta se introdujo en un horno, el cual fue calentado a una temperatura de 300°C y se mantuvo a esta temperatura durante 30 minutos.
3. La tercera herramienta fue calentada a una temperatura de 600°C y se mantuvo durante 30 minutos.
4. En la cuarta herramienta giratoria se incrementó la temperatura a 540°C, se mantuvo la temperatura durante 30 minutos.
5. Una vez transcurridas las dos horas, las piezas se retiraron del horno y se enfriaron al aire (temperatura ambiente)
6. La cuarta herramienta posterior al enfriamiento se volvió a calentar a la misma temperatura durante 30 minutos y finalmente se dejó enfriar a temperatura ambiente.

Caracterización posterior a los tratamientos térmicos

Para la caracterización de los aceros tratados térmicamente, se cortó una probeta de la barra cilíndrica de 3 cm de altura para cada caso.

Microscopía óptica

Se realizó el estudio metalográfico con el mismo procedimiento experimental mencionado anteriormente en las probetas sin tratamiento térmico.

Dureza y micro dureza

Una vez realizado el tratamiento térmico de temple y revenido en cada acero, se realizaron las pruebas de dureza (Rockwell) y micro dureza (Vickers) para cada caso. El procedimiento experimental realizado es similar al mencionado en la sección de caracterización de aceros testigo

Difracción de rayos X

Se realizaron ensayos de difracción de Rayos X (DRX) a los aceros tratados térmicamente, se utilizaron los mismos parámetros utilizados en los aceros testigo.

Evaluación de desgaste de las herramientas giratorias

Para la evaluación del desgaste de las herramientas giratorias se empleó el método sobre placa. Este procedimiento consiste en realizar los cordones de soldadura sobre la superficie de la placa, de modo que la herramienta giratoria se encuentra parcialmente inmersa en el material base. Se utilizaron las siguientes condiciones de soldadura constantes a lo largo del proceso.

1. Velocidad de rotación: 1120 rpm y 1800 rpm
2. Velocidad de avance: 24 mm/min

Los cordones de soldadura tuvieron una longitud de 90 cm.

Caracterización de los aceros posterior al proceso de soldadura

Microscopia electrónica de barrido

Con el objetivo de complementar la caracterización microestructural de las herramientas desgastadas se realizaron ensayos de microscopía electrónica de barrido (MEB) en casos específicos. Estos casos correspondieron a muestras que presentaron diferencias notables en el comportamiento de desgaste observado, o indicios de mecanismos distintos a los esperados a partir de los análisis ópticos y de dureza. La selección de estos casos se realizó a partir de criterios observables y comparables del total de muestras. Lo que permitió optimizar el uso de recursos disponibles, enfocando el análisis de muestras donde se esperaba obtener la mayor cantidad de información relevante para la interpretación de los mecanismos involucrados.

Se realizó una preparación metalográfica de las herramientas seleccionadas y una limpieza ultrasónica para realizar el estudio de microscopia electrónica de barrido. Se utilizaron los detectores de electrones secundarios para estudiar la morfología de las fases y de los carburos de las muestras, también se utilizó el detector de electrones retrodispersos para analizar la composición y la distribución química de la matriz y de los carburos.

Macroataque.

Se realizó un macroataque a las herramientas giratorias desgastadas, con la finalidad de observar posibles líneas de flujo debido a la deformación plástica del material. Se utilizó un reactivo de agua destilada con ácido clorhídrico, con una

relación 1:1 (50mL:50mL), el cual se calentó a una temperatura de 80°C. Para el adecuado ataque químico, las probetas de acero se mantuvieron dentro del reactivo durante 10 minutos.

Medición de herramientas giratorias posterior al proceso de soldadura

Las herramientas desgastadas se midieron utilizando un proyector de perfiles, para cuantificar los cambios dimensionales que las herramientas sufrieron a lo largo de la evaluación. Además, se fotografiaron los perfiles de las herramientas para realizar una comparación con los perfiles de las herramientas previas a los ensayos de desgaste.

Adicionalmente, las herramientas se pesaron con una balanza analítica para cuantificar la pérdida de masa posterior a la realización de los cordones de soldadura.

Resultados y análisis de resultados

Selección de material

De acuerdo con Zhang Y. [38] y Singh R. [7], las herramientas más utilizadas son de acero H13, cuyo coeficiente de fricción se encuentra en el rango de 0.4-0.6 y su tasa de desgaste específica reportada para este acero se encuentra en el intervalo de aproximadamente 0.12×10^{-3} a 1.0×10^{-3} mm³/Nm dependiendo de parámetros como carga y temperatura de ensayo [39- 41]. Sin embargo, generalmente no se reportan detalladamente los tratamientos térmicos realizados a este acero, es por eso que se consideró que es importante contar con un procesamiento más detallado del temple y revenido de este acero.

De acuerdo con la ficha técnica del acero D2, es un acero que cuenta con una excelente resistencia al desgaste, cuyo coeficiente de fricción se encuentra en el rango de 0.6-0.8 y su tasa de desgaste específica reportada está dentro del intervalo de 0.002×10^{-3} a 0.028×10^{-3} mm³/Nm [42, 43], además que por su composición química es susceptible a la formación de carburos que incrementará la dureza y por lo tanto la resistencia al desgaste.

El acero A11 fue seleccionado debido a que los aceros realizados por metalurgia de polvos pueden presentar un mejor desempeño debido a al tamaño de grano más pequeño y homogéneo, en general presentan mejores propiedades mecánicas, para este caso, de acuerdo con la ficha técnica, la resistencia al desgaste es incluso más del doble en comparación al acero D2. Para este acero en específico no se han encontrado suficientes estudios que reporten el coeficiente de fricción ni la tasa de desgaste específica. Sin embargo, Kumar R. y colaboradores [44], evaluaron el comportamiento tribológico de aceros obtenidos por metalurgia de polvos y lo compararon con aceros convencionales como el acero D2, sometidos a condiciones de alto y bajo esfuerzo. Los resultados mostraron que los aceros producidos por metalurgia de polvos con alto contenido de cromo y vanadio presentaron una elevada resistencia al desgaste, con tasas de desgaste de aproximadamente 3 mm³ a bajos esfuerzos y 140 mm³ a altos esfuerzos, mientras que el acero D2 registró valores de 10 mm³ y 137 mm³, respectivamente.

Medición de las herramientas giratorias previas al proceso de soldadura

Las medidas de las herramientas giratorias se realizaron a partir de la proyección de los perfiles como se observa en la ilustración 15 y en las siguientes tablas se presentan las dimensiones de cada sección de las herramientas.

Tabla 8. Dimensiones de herramientas sin tratamiento térmico de acero H13 (mm)

Sección	Muestra	
	H ₁₃ -1	H ₁₃ -2
Diámetro de herramienta	12.61	12.50
	12.60	12.51
	Promedio	Promedio
	12.605	12.505

Altura de pin	2.688	2.747
	2.751	2.786
	Promedio	Promedio
	2.719	2.767
Diámetro inferior del pin	4.080	4.124
	4.039	4.087
	Promedio	Promedio
	4.059	4.106
Diámetro superior del pin	2.908	2.929
	2.872	2.930
	Promedio	Promedio
	2.890	2.929
Primera marca de referencia	5.012	5.053
	4.989	5.041
	Promedio	Promedio
	5.001	5.047

Tabla 9. Dimensiones de herramientas sin tratamiento térmico del acero D2 (mm)

Sección	Muestra	
	D₂-1	D₂-2
Diámetro de herramienta	12.572	12.608
	12.602	12.562
	Promedio	Promedio
	12.587	12.585
Altura de pin	2.669	2.713
	2.682	2.678
	Promedio	Promedio
	2.676	2.696
Diámetro inferior del pin	4.156	4.035
	4.098	4.042
	Promedio	Promedio
	4.127	4.039
Diámetro superior del pin	2.834	2.933
	2.861	2.939
	Promedio	Promedio
	2.848	2.936
Primera marca de referencia	5.210	5.227
	5.190	5.190
	Promedio	Promedio
	5.200	5.209

Tabla 10. Dimensiones de herramientas sin tratamiento térmico del acero A11 (mm)

Sección	Muestra	
	A₁₁-1	A₁₁-2
Diámetro de herramienta	12.616	12.447
	12.647	12.423
	Promedio	Promedio
	12.631	12.435

Altura de pin	2.672	2.726
	2.688	2.717
	Promedio	Promedio
	2.680	2.722
Diámetro inferior del pin	4.074	4.023
	4.056	4.060
	Promedio	Promedio
	4.065	4.042
Diámetro superior del pin	3.117	2.884
	3.098	2.907
	Promedio	Promedio
	3.108	2.896
Primera marca de referencia	6.691	6.621
	6.700	6.651
	Promedio	Promedio
	6.696	6.636

De acuerdo con las dimensiones obtenidas en cada herramienta se observó una diferencia entre las dimensiones finales y las especificadas, esto es resultado de realizar el maquinado en un torno. Ya que en el torno se requiere de un operador, el cual controla de manera manual el avance y la posición de las herramientas, es por eso que es sumamente complicado obtener precisión en todos los maquinados realizados.

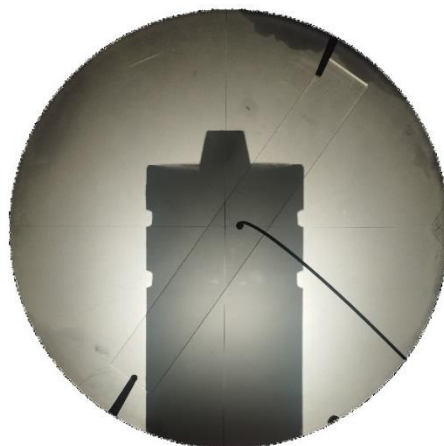


Ilustración 15. Perfilómetro de herramienta giratoria de acero H13 (Muestra H₁₃-1)

En las siguientes tablas, se exponen las masas de las herramientas previas a ser evaluadas en la soldadura por fricción y agitación.

Tabla 11. Masa de las herramientas sin tratamiento térmico previo a la evaluación de desgaste (gramos)

Acero H13		Acero D2		Acero A11	
<i>Muestra</i>		<i>Muestra</i>		<i>Muestra</i>	
H ₁₃ -1	H ₁₃ -	D ₂ -1	D ₂ -2	A ₁₁ -1	A ₁₁ -2
38.453	39.669	37.564	39.048	35.584	34.852

Tabla 12. Masa de las herramientas revenidas a 300°C previo a la evaluación de desgaste (gramos).

Acero H13		Acero D2		Acero A11	
<i>Muestra</i>		<i>Muestra</i>		<i>Muestra</i>	
H ₁₃ -3	H ₁₃ -4	D ₂ -3	D ₂ -4	A ₁₁ -3	A ₁₁ -4
36.319	36.347	36.353	35.793	35.443	35.091

Tabla 13. Masa de las herramientas revenidas a 600°C previo a la evaluación de desgaste (gramos).

Acero H13		Acero D2		Acero A11	
<i>Muestra</i>		<i>Muestra</i>		<i>Muestra</i>	
H ₁₃ -5	H ₁₃ -6	D ₂ -5	D ₂ -6	A ₁₁ -5	A ₁₁ -6
40.182	40.592	35.910	36.432	34.336	34.744

Tabla 14. Masa de las herramientas sometidas a doble revenido previo a la evaluación de desgaste (gramos)

Acero H13		Acero D2		Acero A11	
<i>Muestra</i>		<i>Muestra</i>		<i>Muestra</i>	
H ₁₃ -7	H ₁₃ -8	D ₂ -7	D ₂ -8	A ₁₁ -7	A ₁₁ -8
35.402	36.302	36.849	37.132	35.076	35.135

Dureza y microdureza de los aceros testigo

Se realizaron ensayos de dureza conforme la norma ASTM E18 y microdureza conforme la norma ASTM E92 para cada uno de los aceros sin tratamientos térmicos utilizados, los resultados obtenidos en los ensayos de dureza y microdureza se muestran en las tablas 15 y 16, respectivamente.

Parámetros utilizados en Rockwell C: Indentador de diamante y carga de 150 kgf.

Parámetros utilizados en Vickers: Indentador de diamante y carga de 50 gf.

En la ilustración 16 se realizan comparaciones de las durezas obtenidas en cada acero estudiado, en donde se puede observar que el acero H13 cuenta con la dureza más baja, mientras que el acero A11 es el acero más duro.

Tabla 15. Durezas HRC de los aceros testigo

Dureza en escala Rockwell C (HRC)		
Acero H13	Acero D2	Acero A11
18.2	21.7	23.7
18.5	21.5	23.4
18.3	20.9	23.6
	Promedio de dureza	
18.33	21.36	23.56

Tabla 16. Dureza Vickers de los aceros testigo

Microdureza en escala Vickers (HV)		
Acero H13	Acero D2	Acero A11
237.2	289.4	336.9
251.4	278.5	322.9
242.3	294.8	298.1
233.9	270.3	308.9
Promedio de dureza		
241.20	283.25	316.70

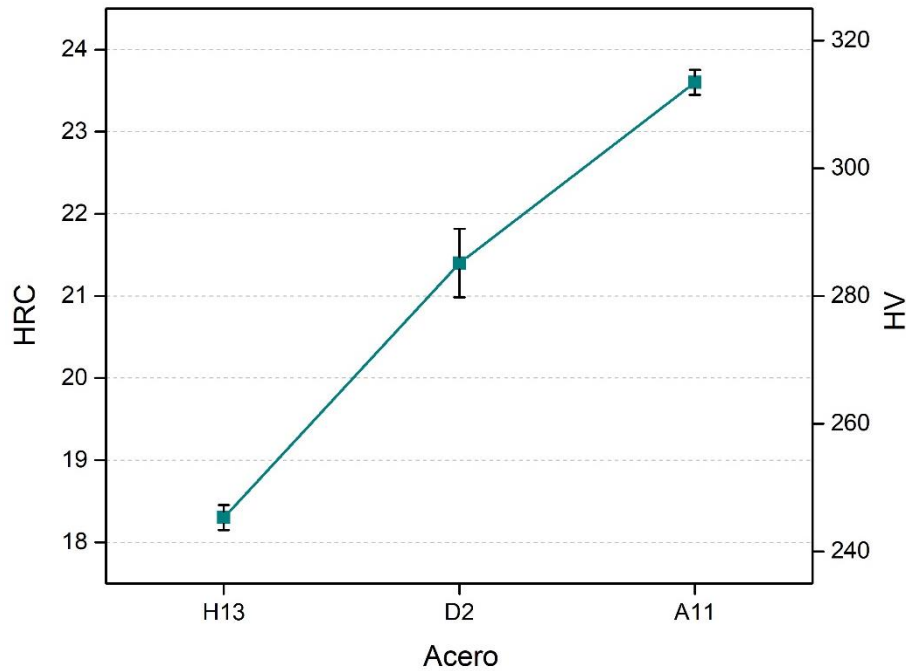


Ilustración 16. Comparación de las durezas de los aceros en escala Rockwell C y escala Vickers.

Microscopía óptica de los aceros testigo

Se obtuvieron micrografías a diferentes aumentos para cada acero, con la finalidad de realizar una comparación.

En la ilustración 17 a-b se muestran las micrografías del acero H13 a 20 y 50 aumentos respectivamente, en las cuales se puede observar una matriz ferrítica con la presencia de posibles carburos de tamaño pequeño.

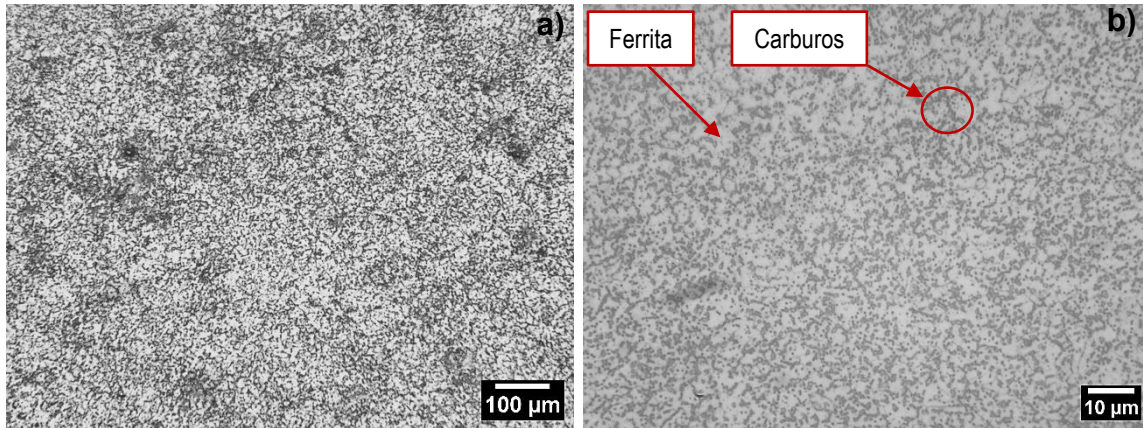


Ilustración 17. Micrografía del acero H13 sin tratamiento térmico atacadas químicamente con nital 2%. a) 20 aumentos y a b) 50 aumentos.

La ilustración 18 a-b corresponde al acero D2 a los mismos aumentos, en las cuales también se puede observar una matriz ferrítica y la presencia de posibles carburos, sin embargo, en comparación con el acero H13, estos carburos son de un tamaño considerablemente más grandes.

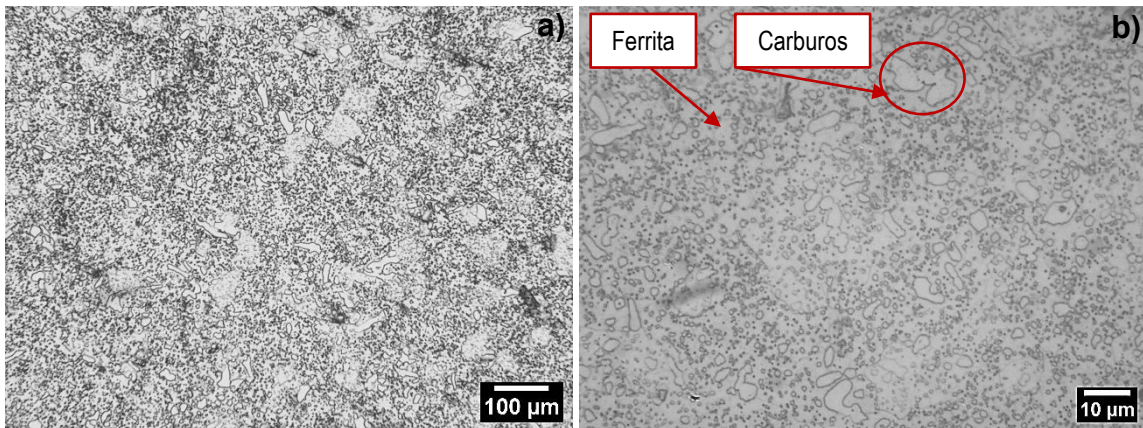


Ilustración 18. Micrografía del acero D2 sin tratamiento térmico atacadas químicamente con nital 2%. a) 20 aumentos y a b) 50 aumentos

En la ilustración 19 a-b se observa la microestructura del acero A11 a los mismos aumentos mencionados anteriormente, también este acero cuenta con una matriz ferrítica, sin embargo, se puede notar una mayor proporción de un segundo constituyente que posiblemente sea la presencia de carburos.

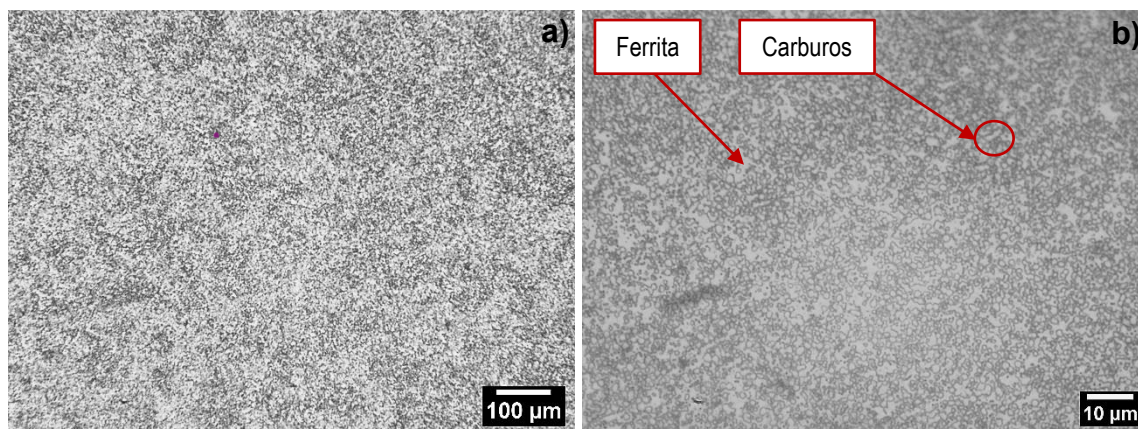


Ilustración 19. Micrografía del acero A11 sin tratamiento térmico atacadas químicamente con nital 2%. a) 20 aumentos y a b) 50 aumentos.

De acuerdo a las micrografías obtenidas, los aceros testigo pudieron ser sometidos a un tratamiento térmico de esferoidización, ya que cuentan con una microestructura de matriz ferrítica con cementita en forma globular, adicionalmente en ciertas zonas de las microestructuras se observa la presencia de carburos. El tratamiento de recocido de esferoidización se realiza para reducir la dureza de los aceros y con ello facilitar su posterior maquinado, esto también se puede relacionar con las durezas que se obtuvieron de 19-23 HRC.

Difracción de rayos X de los aceros testigo

Al realizar los estudios de difracción de rayos X para cada acero sin tratamiento térmico se obtuvieron los siguientes difractogramas.

En la ilustración 20 se presenta el gráfico de difracción del acero H13 sin tratamiento térmico, se pueden observar principalmente picos de la fase ferrita y picos a bajos ángulos de carburo de cromo (Cr_7C_3). La identificación de los picos característicos se realizó usando las cartas JCPDS 00-006-0696 y 00-036-1482. Estos resultados concuerdan con las micrografías presentadas y con los resultados obtenidos en el trabajo de Prudente W.R y colaboradores [45].

En la ilustración 21 se presenta el patrón de difracción del acero D2 sin tratamiento térmico, en este acero al igual que el acero H13 también se presenta principalmente picos de la fase ferrita, pero con un aumento en la densidad de picos de carburo de cromo (Cr_7C_3). La identificación de los picos característicos se realizó utilizando las cartas JCPDS 00-006-0696 y 00-036-1482. Estos resultados son coherentes con las micrografías presentadas y con los hallazgos presentados por J.X. Zhou y colaboradores [46].

La ilustración 22 muestra el difractograma del acero A11 sin tratamiento térmico, en el cual se pueden observar los picos de la fase ferrita y además los picos del carburo de vanadio (V_8C_7). La identificación de los picos característicos se realizó usando las cartas JCPDS 00-006-0696 y 00-035-0786.

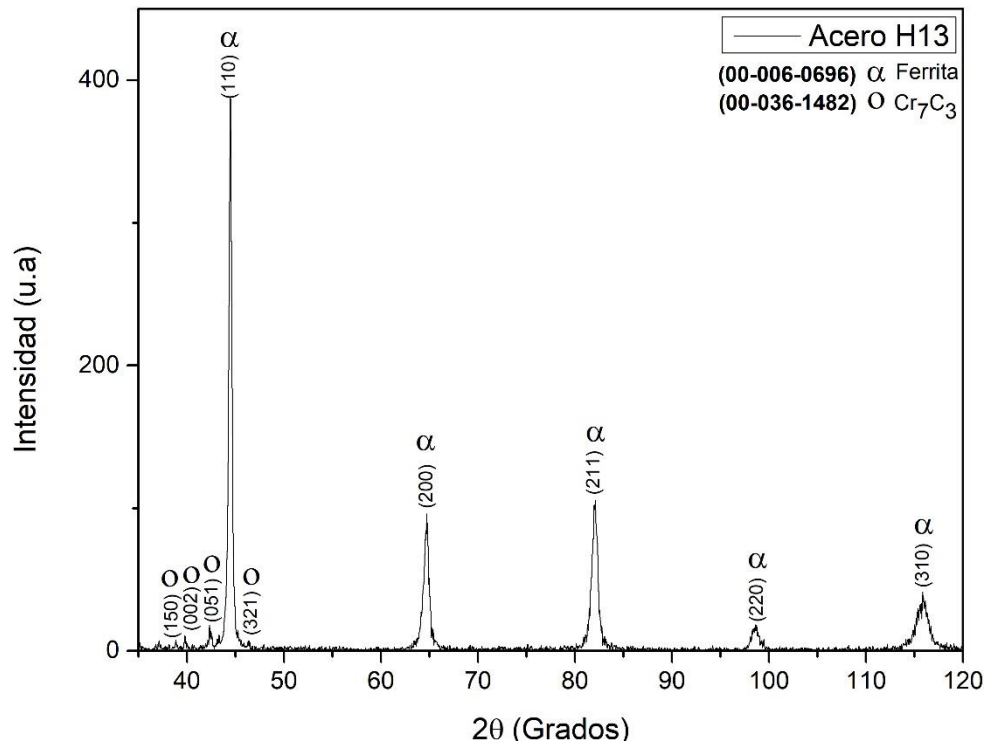


Ilustración 20. Difractograma del acero H13

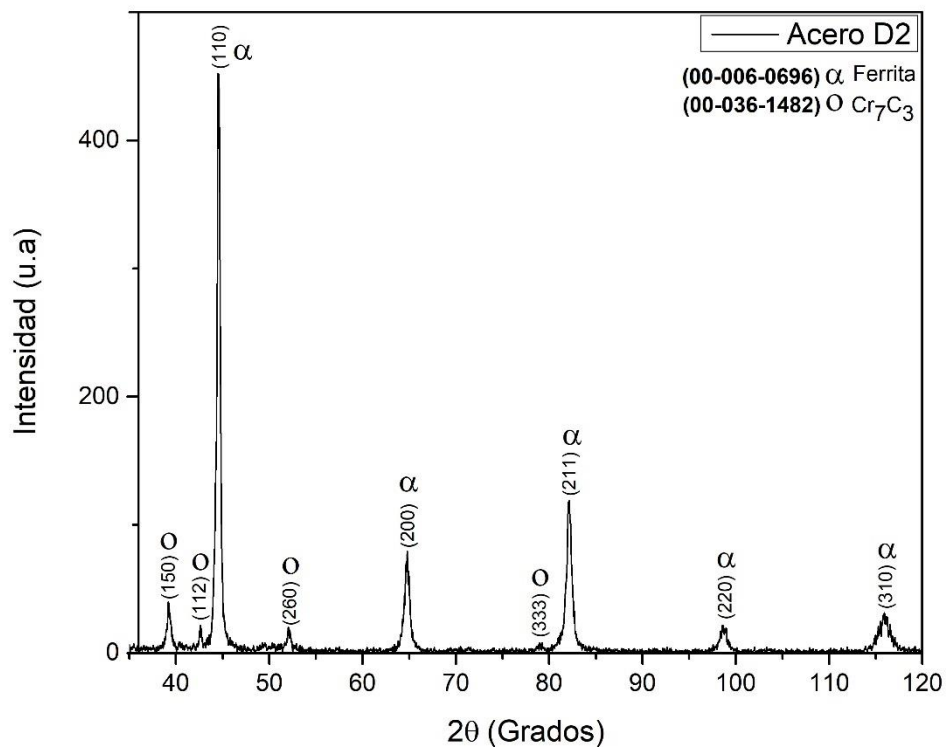


Ilustración 21. Difractograma del acero D2

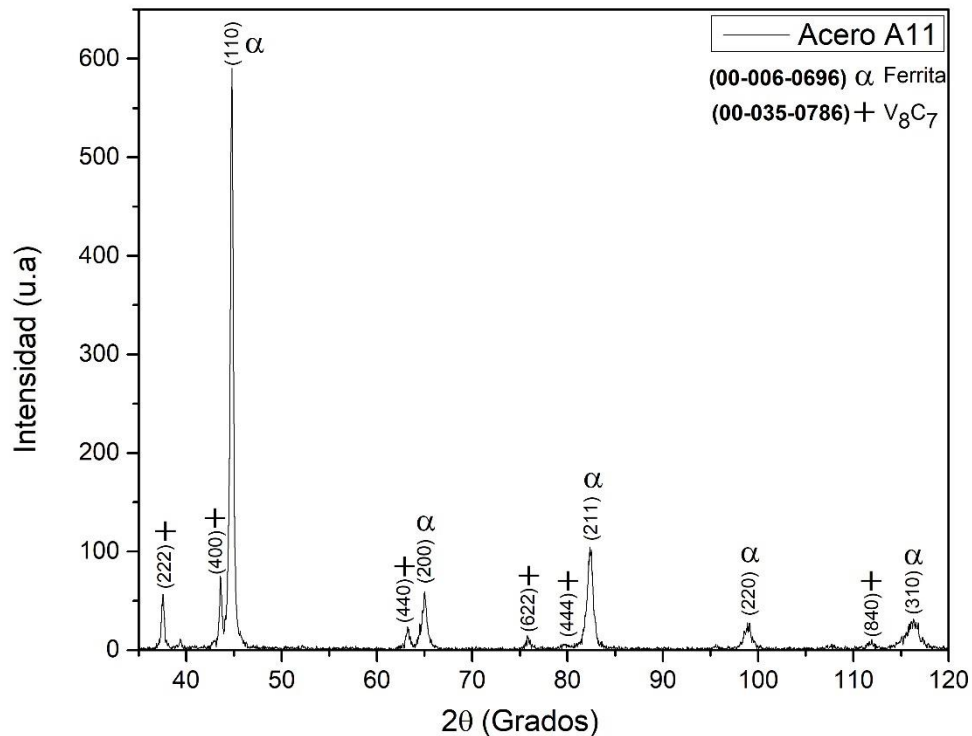


Ilustración 22. Difractograma del acero A11

En las micrografías y las durezas de los aceros, se observaba una matriz ferrítica, mediante los difractogramas obtenidos se corroboró la presencia de esta fase de manera dominante en el acero y además la presencia en menor porcentaje de carburos, en el caso de los aceros H13 y D2 se obtienen carburos de cromo (Cr_7C_3) y en el acero A11 de vanadio (V_8C_7).

Medición de las herramientas giratorias posterior al proceso de soldadura

Una vez finalizada la evaluación de las herramientas mediante la realización de una prueba de desgaste con una longitud de 90 cm, las herramientas se limpiaron químicamente con ácido nítrico (HNO_3), esto debido a que las herramientas presentaron material adherido (latón) como se muestra en la ilustración 23.

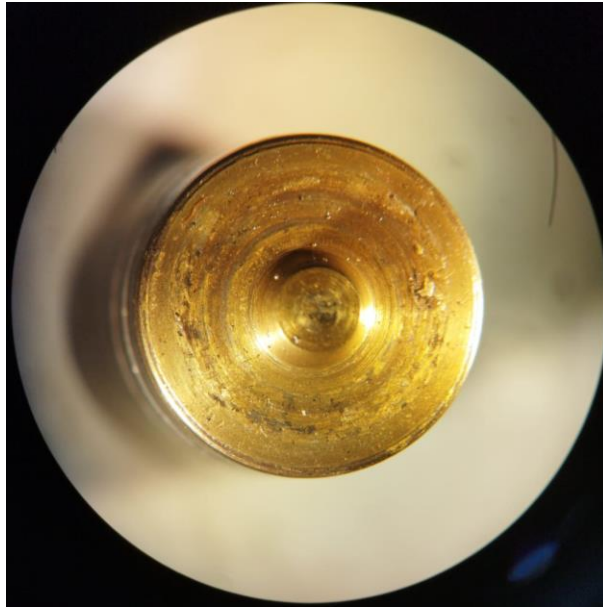


Ilustración 23. Herramienta desgastada con presencia de material adherido en la superficie de contacto

El material adherido en las herramientas puede afectar en las mediciones de las dimensiones como de las masas finales, por lo que es muy importante removerlo completamente para realizar un adecuado estudio del desgaste generado.

Una vez removido completamente el material adherido, las herramientas desgastadas se evaluaron con un perfilómetro con la finalidad de obtener el perfil y realizar la comparación con el perfil de la herramienta sin desgaste. Además, se utilizó un estereoscopio para analizar la superficie de la herramienta que estuvo en contacto durante la prueba de desgaste.

Acero H13

A continuación, se presentan las ilustraciones de los perfiles de las herramientas de acero H13 sin desgaste y desgastadas en función de los tratamientos térmicos aplicados.

En la ilustración 24 se presenta la herramienta desgastada a una velocidad de avance de 1120 rpm del acero H13. Mediante la proyección de los perfiles (24b) se puede notar que la pérdida de material no es significativa, sin embargo, al ser el acero H13 sin tratamiento térmico se esperaría un desgaste excesivo. Esto se puede deber que la herramienta sufrió deformación plástica como se puede visualizar en el pin donde se incrementan las dimensiones. Para mayor análisis del desgaste, se utilizó el estereoscopio para observar de manera puntual las partes de la herramienta que estuvieron en contacto con las placas de latón, como se muestra en las ilustraciones 24 c-f. En estas imágenes se puede corroborar que el pin y el hombro de la herramienta sufrieron deformación plástica y una distorsión de sus dimensiones tal como lo muestra el perfil (imagen proyectada) de la herramienta desgastada.

En la vista superior se observa en el pin una deformación desde el centro hacia los bordes formando una concavidad en el centro. En el caso del hombro, también se presentó desplazamiento de material, pero en una menor proporción en comparación a la que se presenta en el pin. Este efecto solo se observó en algunas partes, esto podría estar relacionado con el diseño de la herramienta y que en la prueba de desgaste el pin se encuentra inmerso completamente en la placa de latón, por lo que está sometido a una mayor cantidad de esfuerzos tanto mecánicos como térmicos. Los mecánicos se presentan durante la agitación del material en el interior de las placas, y los esfuerzos térmicos se presentan debido a la fricción, lo que genera un gradiente de temperatura mayor en las partes de la herramienta en contacto con las placas de latón.

En la ilustración 25 se observa la herramienta del acero H13 tratada térmicamente con temple y revenido a 300°C y evaluada a una velocidad de avance de 1120 rpm. En la comparación del perfil testigo con la herramienta desgastada se puede observar un desgaste en el hombro y en el pin (ilustración 25 b). El pin presenta una marca de desgaste en la mitad de la altura, la cual se originó en el proceso del desgaste. Este tipo de marcas son características de un desgaste abrasivo, por lo que durante el ensayo pudieron estar presentes partículas de gran dureza esta parte del pin y debido al movimiento rotatorio del proceso, se alargó por todo el diámetro. Es importante mencionar que el desgaste del pin solo ocurrió en la cara lateral, tal como se observa en la ilustración 25 d, con la perspectiva mostrada en la ilustración 25 f, no se logra apreciar aparente desgaste en la cara superior del pin. Además, las marcas también se presentaron en el hombro de la herramienta, a lo largo y ancho del diámetro, algunas marcas son más profundas que otras, deduciendo que existieron partículas duras de diferentes tamaños, las cuales provocaron este desgaste abrasivo.

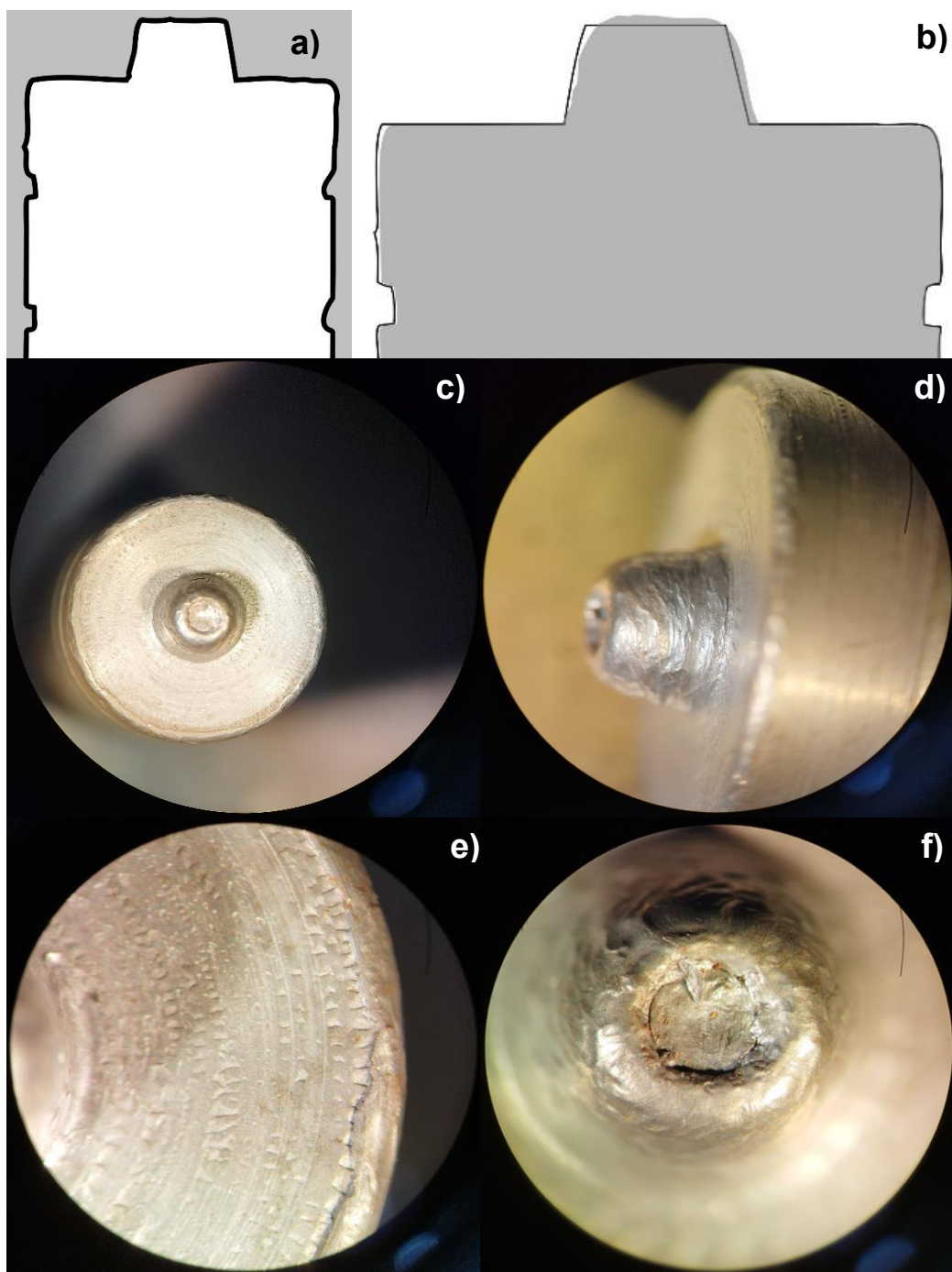


Ilustración 24. Herramienta de acero H13 testigo evaluada con velocidad de avance de 1120 rpm. a) Perfil de la herramienta previa a la prueba desgastada. b) Perfil de la herramienta desgastada sobrepuesta con el perfil de la herramienta testigo. c) Superficie de contacto desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 1X. d) Pin de la herramienta desgastada vista lateral y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. e) Hombro de la herramienta desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. f) Pin de la herramienta desgastada vista superior y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X.

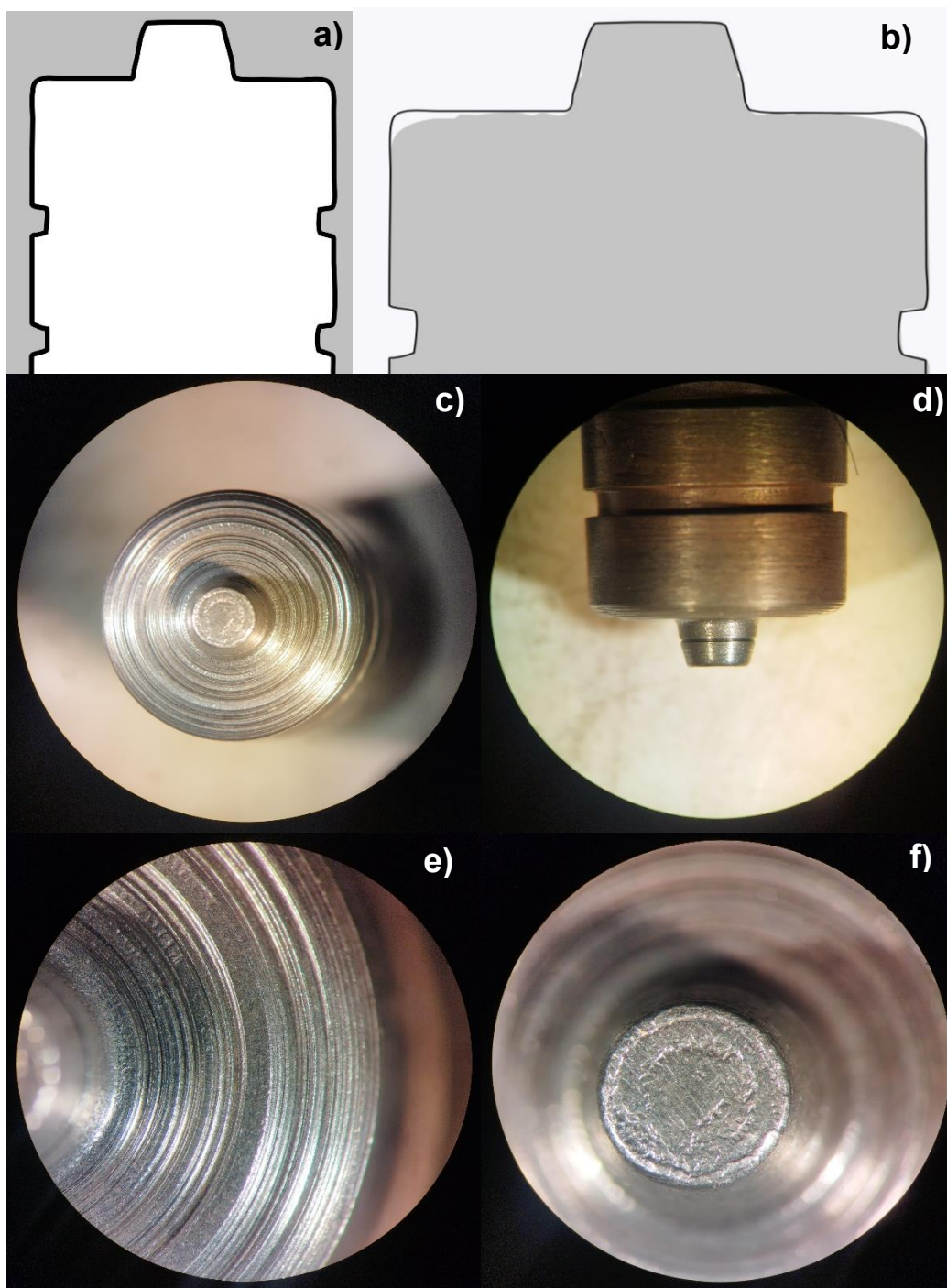


Ilustración 25. Herramienta de acero H13 revenido a 300°C evaluada con velocidad de avance de 1120 rpm. a) Perfil (imagen proyectada) de la herramienta previa a la prueba desgastada. b) Perfil de la herramienta desgastada sobrepuesta con el perfil de la herramienta testigo. c) Superficie de contacto desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 1X. d) Pin de la herramienta desgastada vista lateral y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. e) Hombro de la herramienta desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. f) Pin de la herramienta desgastada vista superior y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X.

En la ilustración 26 se observa la herramienta del acero H13 sometida a un tratamiento térmico de temple y revenido a 600°C y evaluada a una velocidad de 1120 rpm, en comparación a la temperatura de 300°C en el perfil de la herramienta desgastada se puede notar una pequeña deformación en el pin de la herramienta (ilustración 26 b). Las imágenes obtenidas en el estereoscopio muestran deformación plástica en la parte superior del pin, como se puede ver en la ilustración 26f, sin embargo, es considerablemente menor en comparación con la herramienta testigo de este mismo acero. En la parte del hombro se presentan irregularidades superficiales que resultaron del proceso de rectificado a lo largo de todo el diámetro. En la parte de los bordes del hombro no se presenta ninguna deformación.

Por último, en la ilustración 27 se presenta la herramienta del acero H13 sometida a un tratamiento térmico de temple y doble revenido y evaluada a una velocidad de 1120 rpm, en comparación con las herramientas con las condiciones de tratamiento térmicos previamente mencionadas, en el perfil se muestra que el desgaste de la herramienta es muy bajo o imperceptible (ilustración 27 b). Las imágenes del estereoscopio muestran una nula deformación plástica en la parte superior del pin y solo presenta marcas radiales que provienen del proceso del maquinado como se puede observar en la ilustración 27 f. En la parte del hombro también hay presencia de marcas a lo largo de todo el diámetro, las cuales también se relacionan con el maquinado. En la parte de los bordes del hombro no se presenta ninguna deformación aparente.

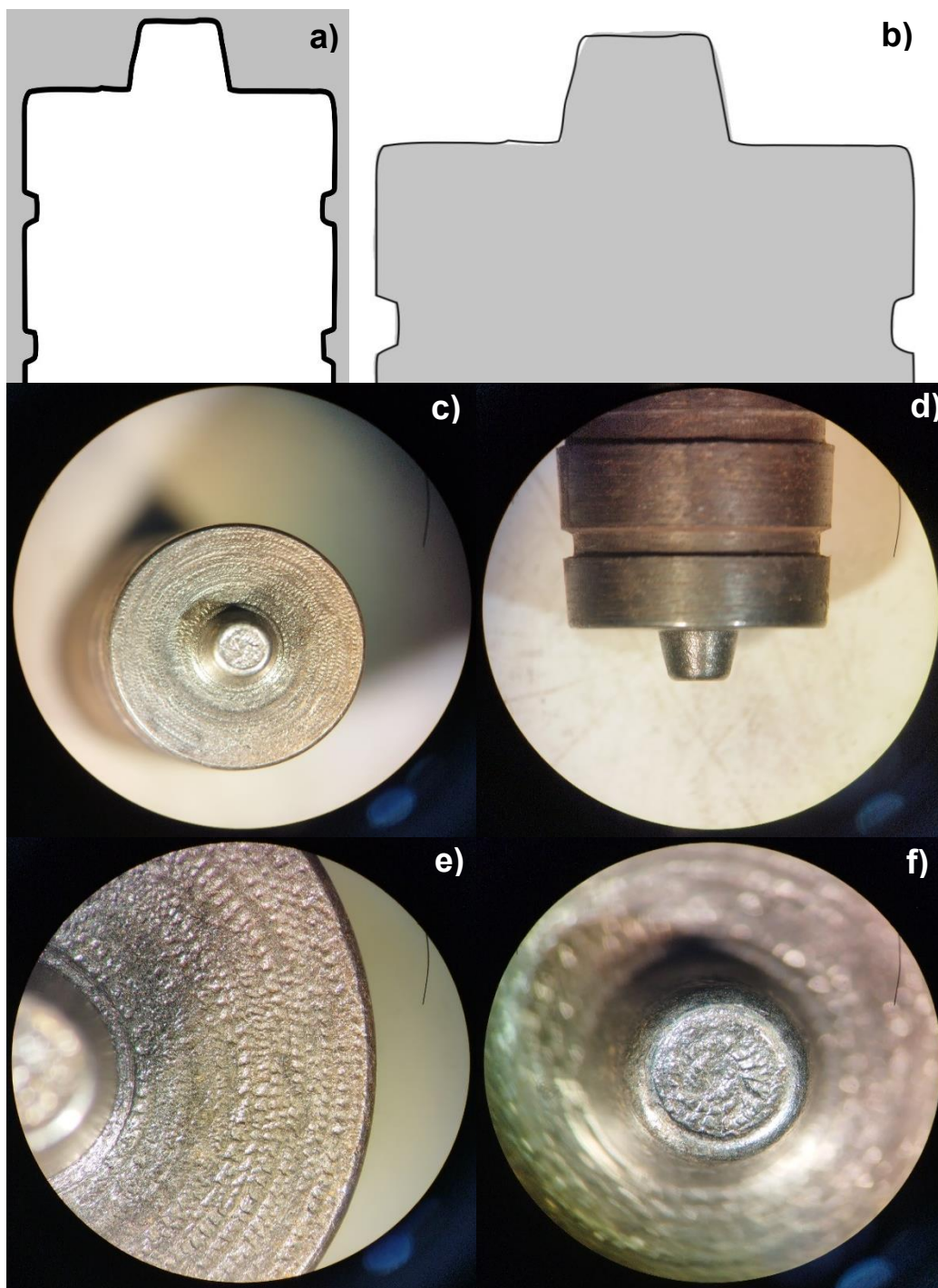


Ilustración 26. Herramienta de acero H13 revenido a 600°C evaluada con velocidad de avance de 1120 rpm. a) Perfil de la herramienta previa a la prueba desgastada. b) Perfil de la herramienta desgastada sobrepuesta con el perfil de la herramienta testigo. c) Superficie de contacto desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 1X. d) Pin de la herramienta desgastada vista lateral y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. e) Hombro de la herramienta desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. f) Pin de la herramienta desgastada vista superior y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X.

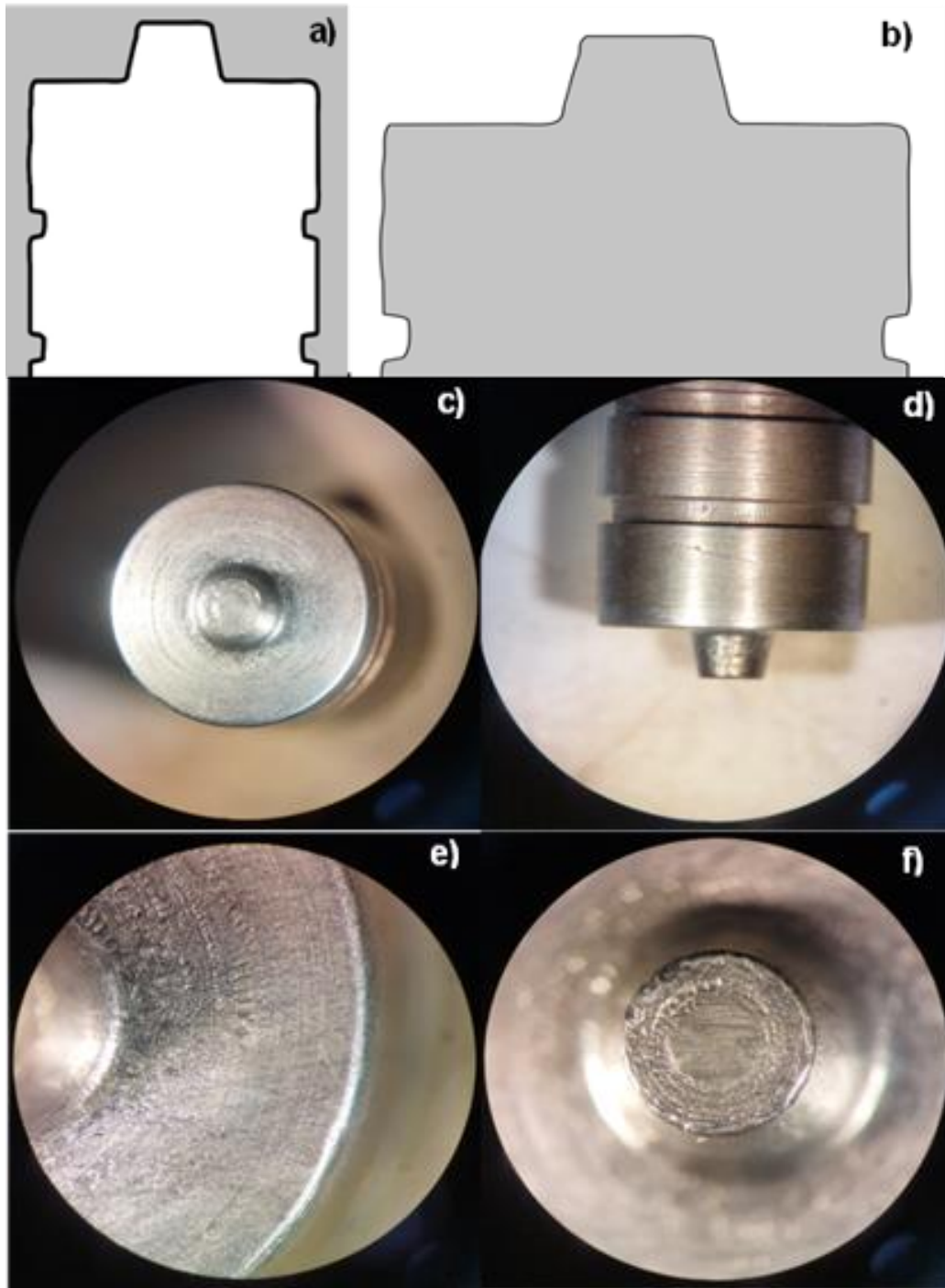


Ilustración 27. Herramienta de acero H13 sometida a doble revenido evaluada con velocidad de avance de 1120 rpm. a) Perfil de la herramienta previa a la prueba desgastada. b) Perfil de la herramienta desgastada sobrepuesta con el perfil de la herramienta testigo. c) Superficie de contacto desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 1X. d) Pin de la herramienta desgastada vista lateral y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. e) Hombro de la herramienta desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. f) Pin de la herramienta desgastada vista superior y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X.

A continuación, se presentan la tabla 17 y los gráficos de las masas y los volúmenes de las herramientas de acero H13 posterior a la prueba de desgaste.

Tabla 17. Masa de las herramientas del acero H13 en cada condición posterior a la evaluación de desgaste (gramos).

Acero H13							
<i>Muestra</i>							
H ₁₃ -1	H ₁₃ -2	H ₁₃ -3	H ₁₃ -4	H ₁₃ -5	H ₁₃ -6	H ₁₃ -7	H ₁₃ -8
38.434	39.657	36.167	36.292	40.163	40.580	35.390	36.294

De acuerdo a la tabla 17 y a las ilustraciones 28 y 29, se puede observar que además de sufrir desgaste en las dimensiones de las herramientas también se presentó una pérdida de masa y de volumen, lo cual también puede ser un indicativo que un material sufrió un desgaste.

En condición de testigo, se puede observar que las herramientas no presentaron una gran pérdida de masa y de volumen, sin embargo, con las imágenes de los perfiles previamente estudiadas es evidente que el desgaste que presentaron las herramientas fue dimensional, lo cual afecta principalmente en el funcionamiento de las herramientas.

En el caso de las herramientas tratadas térmicamente con un temple y revenido a 300°C, se observa un comportamiento diferente a lo esperado, al aplicar un tratamiento térmico se esperaba que las herramientas presentaran una mayor resistencia al desgaste, no obstante, incrementó el porcentaje de pérdida de masa y de volumen. Como se mencionó en las imágenes tomadas con el estereoscopio, en estos casos se presentó un mecanismo de desgaste diferente, el cual fue un desgaste abrasivo. De acuerdo a las marcas presentadas, se puede relacionar a este incremento de la pérdida de masa, debido a que se presenta un desprendimiento total del material que está expuesto a este mecanismo.

En la condición de revenido de 600°C no se presenta una disminución en la pérdida de masa y de volumen considerable de las herramientas en comparación con las testigos. No obstante, es importante tener en cuenta que en los aceros testigos las herramientas sufrieron cambios dimensionales que afectan principalmente en el funcionamiento de las mismas y con ello puede ocasionar defectos en los cordones de soldadura y en el caso de las herramientas tratadas térmicamente con temple y revenido a 600°C las dimensiones se mantuvieron constantes y con muy poca deformación plástica.

El tratamiento térmico de doble revenido presenta una influencia similar en la disminución del desgaste de las herramientas. En este acero presentó el mejor desempeño, debido a que la pérdida de masa y volumen fue la más baja de todas las condiciones y además la deformación plástica fue mínima lo cual evitó cambios dimensionales.

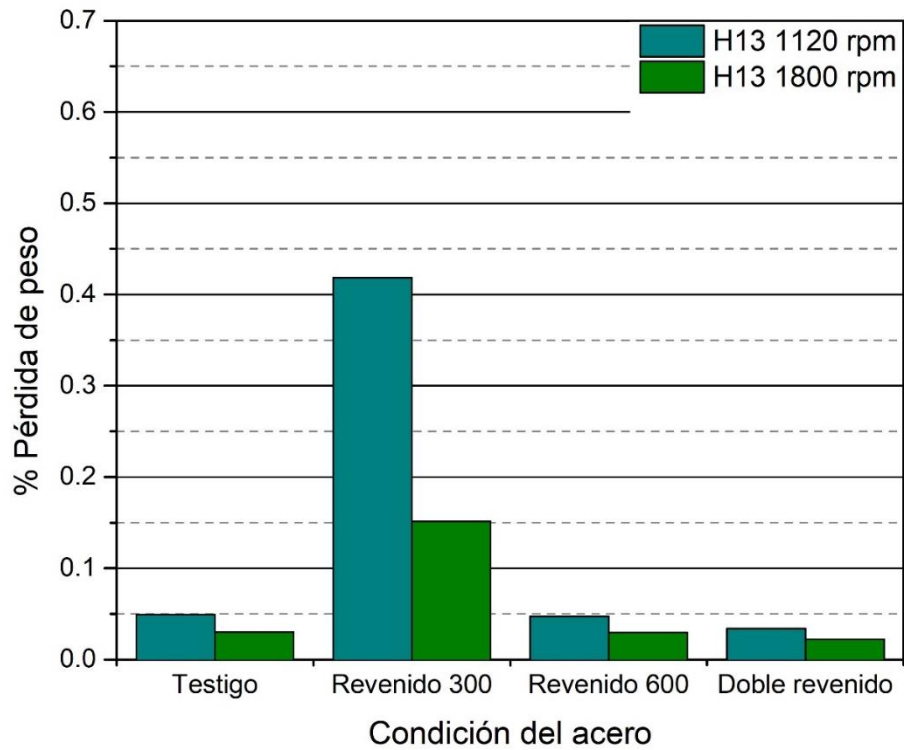


Ilustración 28. Gráfico del % de pérdida de peso en función de la condición del acero H13.

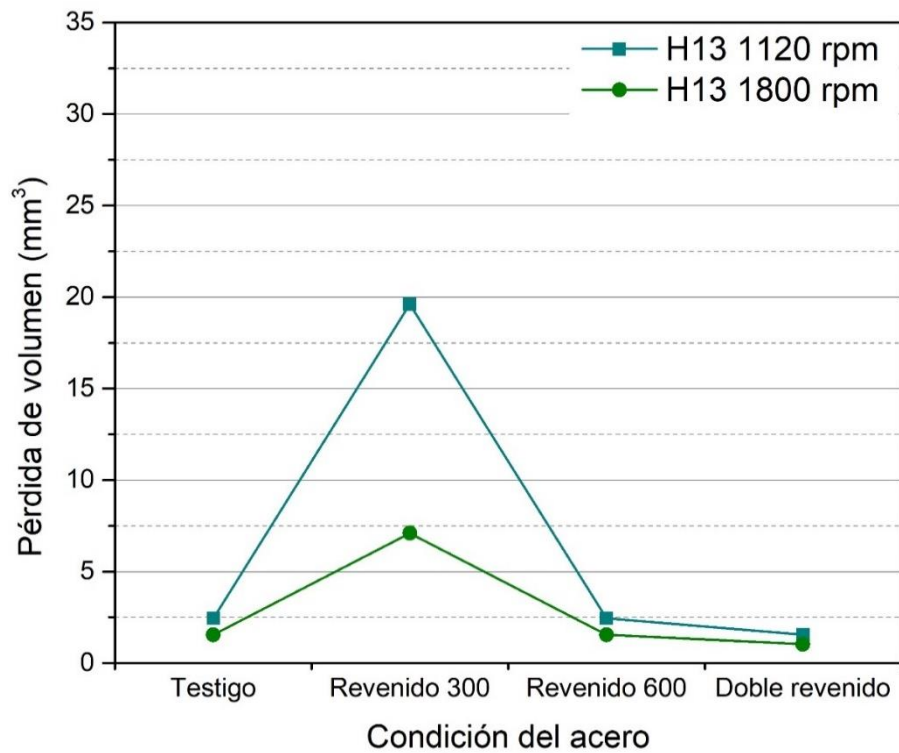


Ilustración 29. Gráfico de la pérdida de volumen en función de la condición del acero H13.

Los resultados de desgaste muestran que las herramientas fabricadas con acero H13 en todas las condiciones de tratamientos térmicos y a la velocidad más baja de rotación (1120 rpm) presentaron el mayor desgaste. Este comportamiento puede ser atribuido a varios factores como la dureza de los materiales, los esfuerzos normales, la temperatura de trabajo, presencia de lubricantes sólidos, entre otros.

P. Sahlot y colaboradores[37] estudiaron el efecto de los parámetros mecánicos sobre el desgaste de los metales y encontraron que este varía de manera proporcional al esfuerzo normal e inversamente proporcional a la dureza de los materiales en contacto. Esos mismos autores, al evaluar el efecto que tiene la temperatura sobre el desgaste encontraron que las temperaturas elevadas de trabajo provocan una reducción de la resistencia del material de prueba y disminución de las tensiones de los materiales, por lo tanto, el desgaste disminuye.

Adicionalmente, S.R Pearson y colaboradores [47], señalan que el aumento de la temperatura dentro de un cierto rango estrecho (400°- 450°C), conocido como temperatura de transición, provoca la disminución de la tasa de desgaste. A estas temperaturas se genera una gran cantidad de óxidos, que posteriormente se consolidan como una película protectora de óxido de Fe_3O_4 , la cual bajo ciertas condiciones de fricción actúa como un lubricante sólido. Asimismo, las partículas desprendidas de latón en el proceso, también pueden actuar como un lubricante, reduciendo el desgaste.

Lo último mencionado también está relacionado con el desgaste abrasivo presentado en las herramientas revenidas a 300°C. Debido a que, si la película de óxido no es lo suficiente estable, puede romperse y provocar la presencia de partículas dispersadas en la zona de contacto, las cuales al tener una gran dureza genera un desgaste conocido como abrasión de tres cuerpos.

El comportamiento de desgaste de las herramientas de acero H13 concuerda con el análisis presentado en los trabajos citados anteriormente, donde se identificó que al incrementar la velocidad de rotación (1800 rpm) se favorece una mayor fricción entre las superficies de contacto, lo cual conlleva a un aumento en la temperatura. Esta elevación térmica pudo inducir la formación de películas de óxidos o la disminución de la resistencia del material de estudio, reduciendo así el desgaste. No obstante, es importante considerar que temperaturas superiores a los 600 °C podrían resultar contraproducentes en el proceso de soldadura, ya que provocarían una pérdida significativa de dureza en el acero, lo que disminuiría la resistencia al desgaste.

Acero D2

A continuación, se presentan las ilustraciones demostrativas del desgaste de las herramientas del acero D2 en función de los tratamientos térmicos aplicados.

De acuerdo a la ilustración 30, la herramienta fabricada con el acero D2 evaluada a una velocidad de avance de 1120 rpm, no soportó los esfuerzos (mecánicos y térmicos) a los que fue sometida durante la prueba de desgaste, lo que resultó en el desprendimiento total del pin de la herramienta. A pesar de que el acero D2 presenta una dureza superior (21 HRC) en comparación al acero H13 (18 HRC), el desempeño que presentó el D2 en la prueba de desgaste fue significativamente inferior en estas condiciones, a tal grado que se sufrió el desprendimiento total y no únicamente el desplazamiento de material o deformación plástica. Este comportamiento de las herramientas sugiere que el acero H13 mantiene constantes sus propiedades mecánicas al ser expuesto a una alta temperatura.

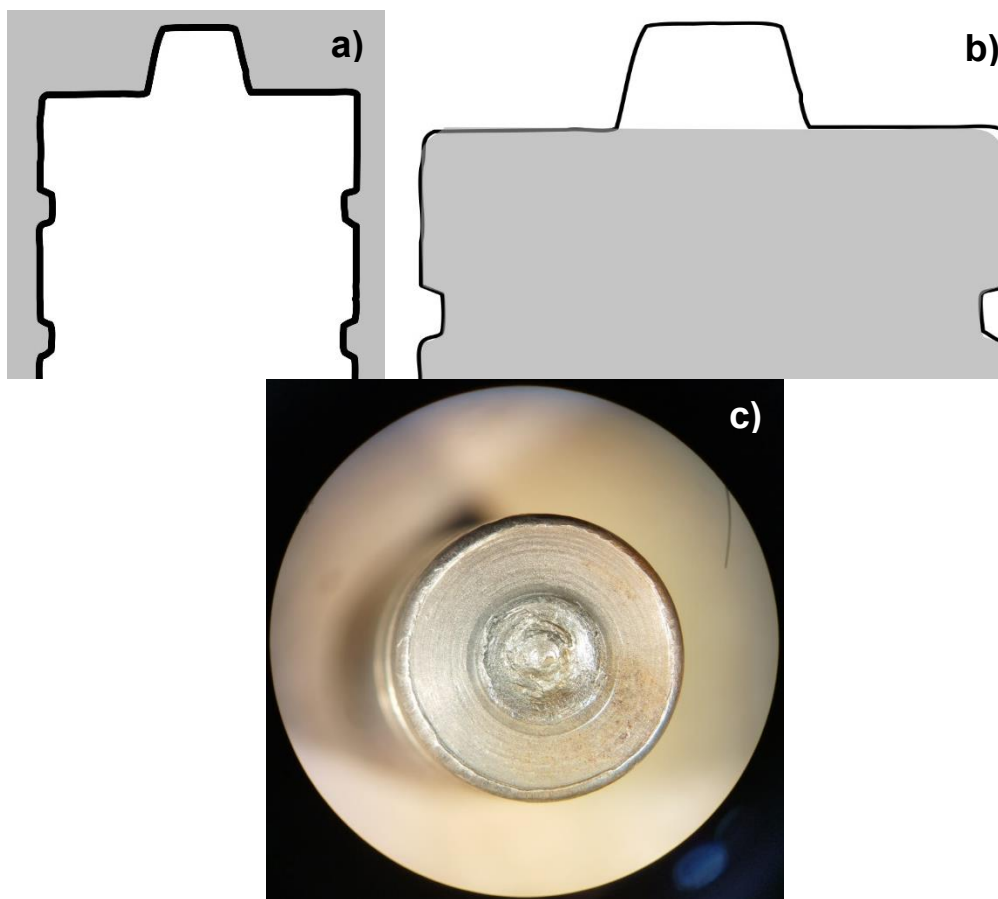


Ilustración 30. Herramienta de acero D2 testigo evaluada con velocidad de avance de 1120 rpm. a) Perfil de la herramienta previa a la prueba desgastada. b) Perfil de la herramienta desgastada sobrepuesta con el perfil de la herramienta testigo. c) Superficie de contacto desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 1X.

La herramienta del acero D2 tratada térmicamente por temple y revenido a 300°C y evaluada a una velocidad de avance de 1120 rpm se presenta en la ilustración 31. La comparación de los perfiles de la herramienta testigo y la desgastada se presenta en la ilustración 31 b, en donde el desgaste no es evidente a simple vista ya que es muy bajo. La herramienta analizada con el estereoscopio se puede observar en la

ilustración 31 c-f, donde es evidente el poco desgaste en la herramienta. Por ejemplo, en el pin, tanto en una vista lateral como superior (ilustración 31 d, f) es evidente que el material casi no sufrió desgaste, si bien se observan algunas zonas de desgaste adhesivo en la parte superior del pin, no es lo suficiente como para generar algún cambio en las dimensiones o forma de la herramienta. En la zona del hombro (ilustración 31 e) se observa la presencia de marcas radiales y concavidades muy pequeñas que como se ha venido mencionando se relacionan al proceso de maquinado de la herramienta. Sin embargo, a lo largo de todo el borde del hombro se presenta una marca profunda característica de desgaste abrasivo.

La herramienta del acero D2 sometida a un tratamiento térmico de temple y revenido a 600°C y sometida a una velocidad de 1120 rpm se presenta en la ilustración 32. En los perfiles superpuestos (ilustración 32 b) se puede notar una pequeña disminución de las dimensiones del hombro. Al analizar la herramienta en el estereoscopio, se logra visualizar inicios de deformación en la parte superior del pin, donde se empieza a generar una pequeña concavidad en el centro. En el hombro se presentan marcas del maquinado y además la presencia de unas marcas características de desgaste abrasivo a lo largo del todo el diámetro.

En la ilustración 33 se observa la herramienta del acero D2 sometida a un tratamiento térmico de temple y doble revenido y evaluada a una velocidad de 1120 rpm. En el perfil mostrado en la ilustración 33 b se puede observar que el desgaste de la herramienta con el tratamiento térmico de doble revenido es insignificante, en comparación con las herramientas de acero D2 con las condiciones de tratamiento térmicos previamente mencionadas. Las imágenes del estereoscopio muestran una nula deformación plástica en la parte superior del pin, en la parte del hombro hay presencia de marcas radiales a lo largo de todo el diámetro, las cuales se relacionan con el maquinado. En la parte de los bordes del hombro tampoco se presenta deformación.

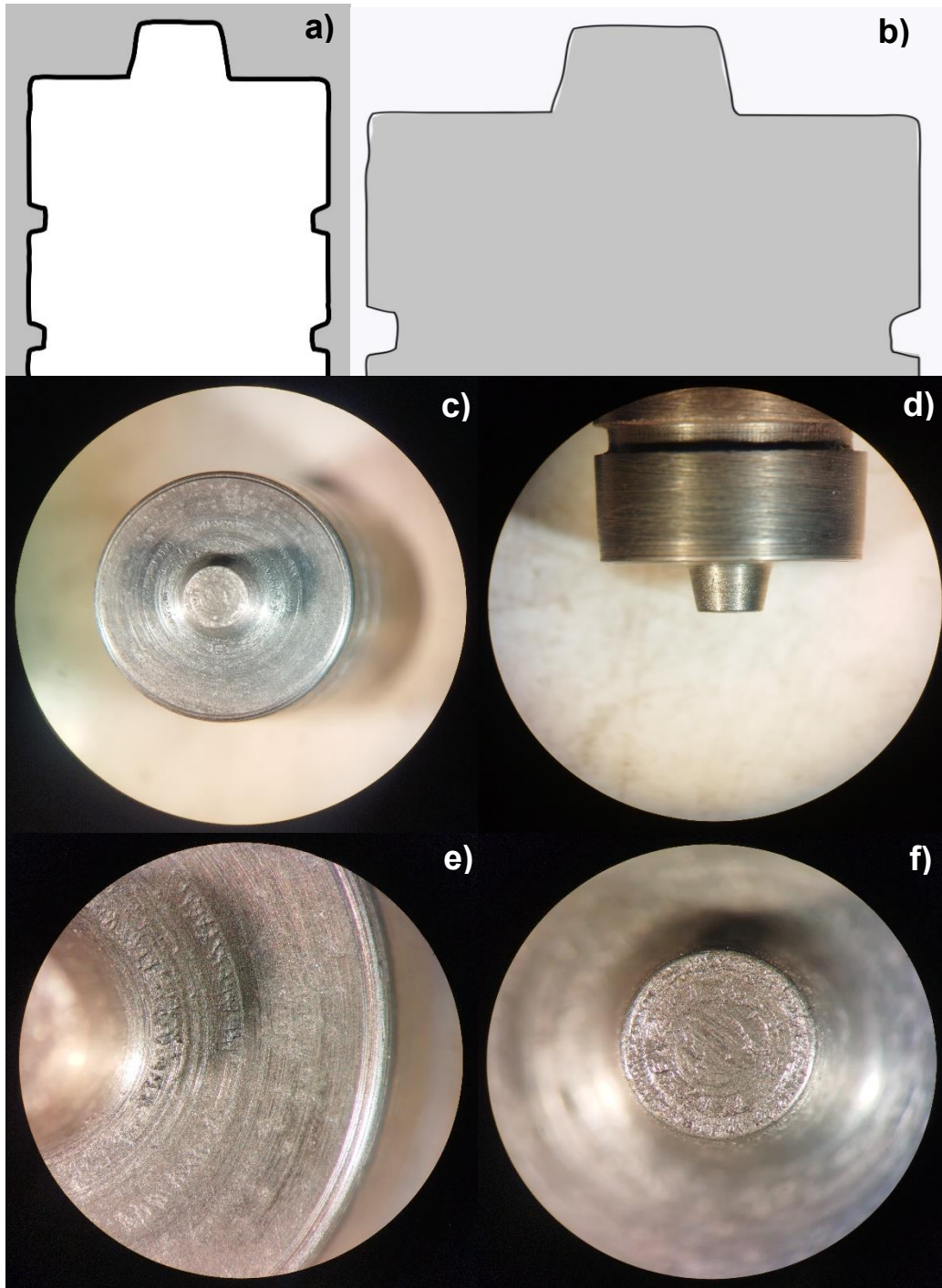


Ilustración 31. Herramienta de acero D2 revenido a 300°C evaluada con velocidad de avance de 1120 rpm. a) Perfil de la herramienta previa a la prueba desgastada. b) Perfil de la herramienta desgastada sobrepuesta con el perfil de la herramienta testigo. c) Superficie de contacto desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 1X. d) Pin de la herramienta desgastada vista lateral y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. e) Hombro de la herramienta desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. f) Pin de la herramienta desgastada vista superior y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X.

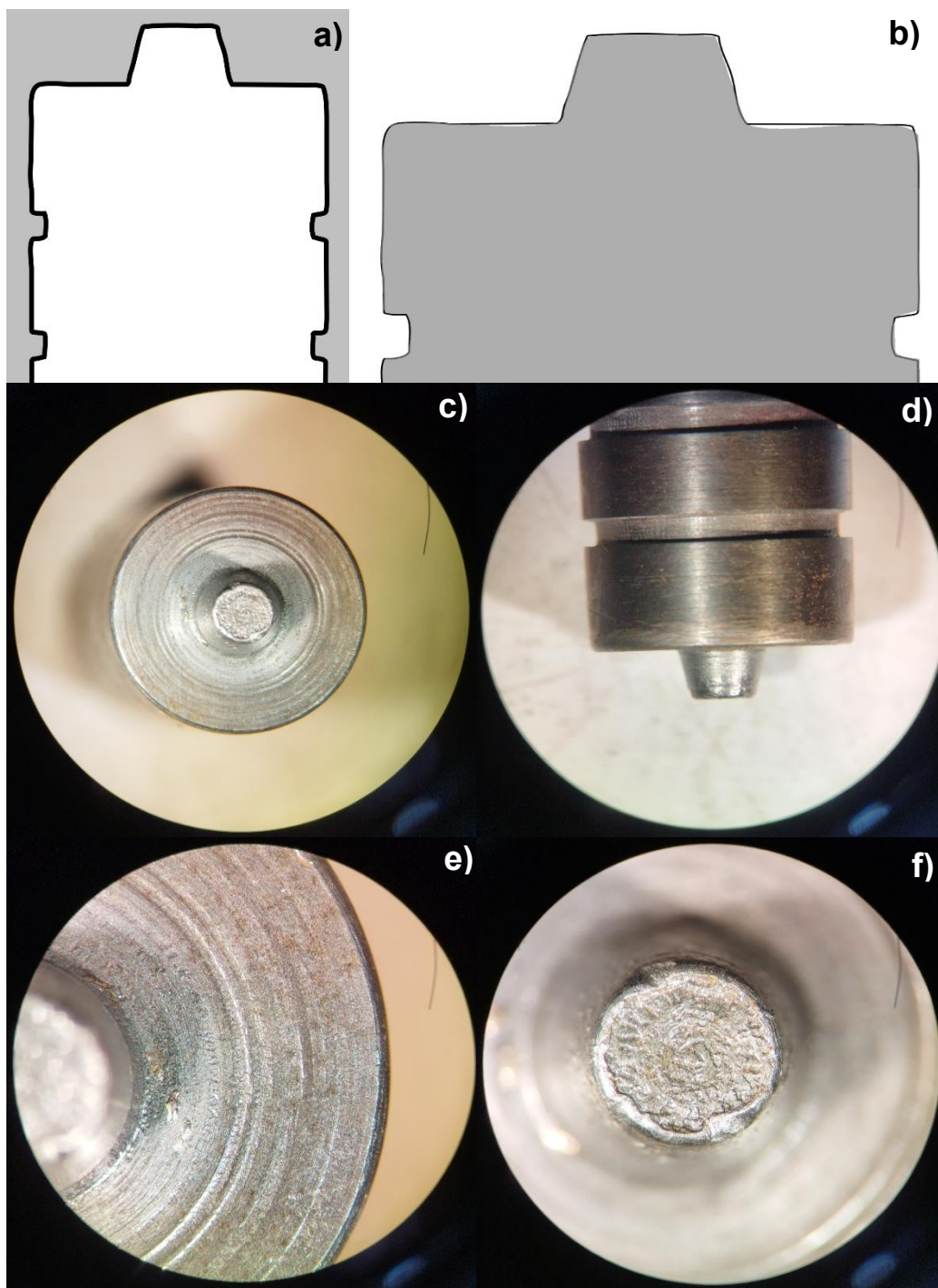


Ilustración 32. Herramienta de acero D2 revenido a 600°C evaluada con velocidad de avance de 1120 rpm. a) Perfil de la herramienta previa a la prueba desgastada. b) Perfil de la herramienta desgastada sobrepuesta con el perfil de la herramienta testigo. c) Superficie de contacto desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 1X. d) Pin de la herramienta desgastada vista lateral y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. e) Hombro de la herramienta desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. f) Pin de la herramienta desgastada vista superior y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X.

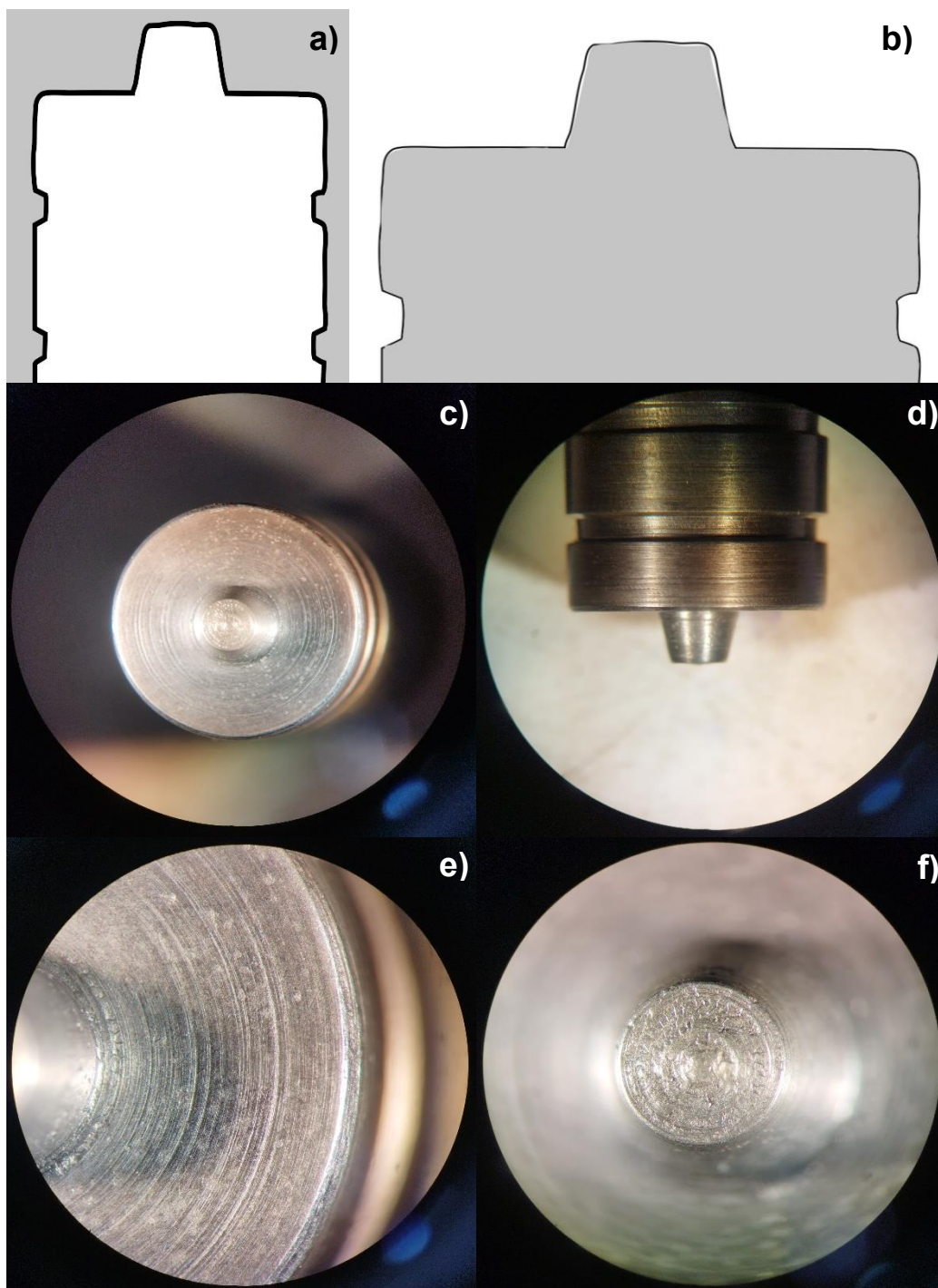


Ilustración 33. Herramienta de acero D2 sometida a doble revenido evaluada con velocidad de avance de 1120 rpm. a) Perfil de la herramienta previa a la prueba desgastada. b) Perfil de la herramienta desgastada sobrepuesta con el perfil de la herramienta testigo. c) Superficie de contacto desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 1X. d) Pin de la herramienta desgastada vista lateral y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. e) Hombro de la herramienta desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. f) Pin de la herramienta desgastada vista superior y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X.

En la tabla 18 y en las ilustraciones 34 y 35 se muestran las masas y los volúmenes de las herramientas de acero D2 obtenidos posterior a la prueba de desgaste. En estos se puede observar que se presentó una pérdida de masa y de volumen, lo cual también puede ser un indicativo que un material sufrió un desgaste.

Tabla 18. Masa de las herramientas del acero D2 en cada condición posterior a la evaluación de desgaste (gramos).

Acero D2							
<i>Muestra</i>							
D ₂ -1	D ₂ -2	D ₂ -3	D ₂ -4	D ₂ -5	D ₂ -6	D ₂ -7	D ₂ -8
37.331	39.035	36.333	35.790	35.906	36.430	36.841	37.129

De acuerdo a las ilustraciones 34 y 35, en condición de testigo, se puede observar que las herramientas presentaron la mayor pérdida de peso y de volumen en comparación de las tratadas térmicamente. En el caso de las herramientas con un temple y revenido a 300°C, se observa una disminución considerable en la pérdida de masa y de volumen en comparación con las herramientas testigo, lo cual puede corroborarse con la ilustración 31, donde es evidente una gran resistencia a la deformación plástica. Al realizar el revenido de 600°C se puede observar el mejor comportamiento de las herramientas en función a la pérdida de masa y de volumen, sin embargo, en la ilustración 32 se puede observar indicios de deformación plástica en las zonas de contacto como el pin. El tratamiento térmico de doble revenido presenta una influencia similar a la condición del revenido de 300°C, en función a las imágenes del estereoscopio en esta condición la deformación plástica fue muy baja en las herramientas, por lo cual las hace más estables dimensionalmente frente al desgaste.

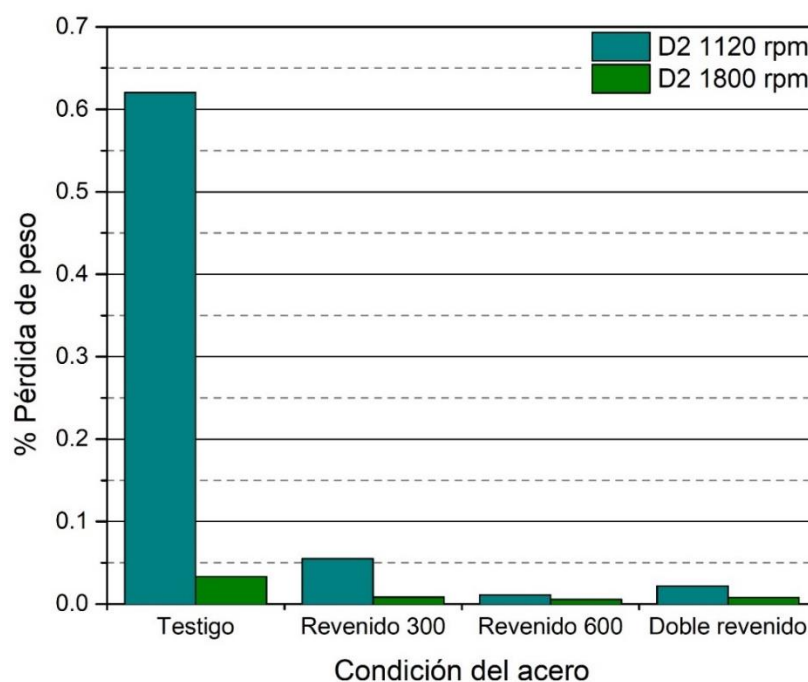


Ilustración 34. Gráfico del % de pérdida de peso en función de la condición del acero D2.

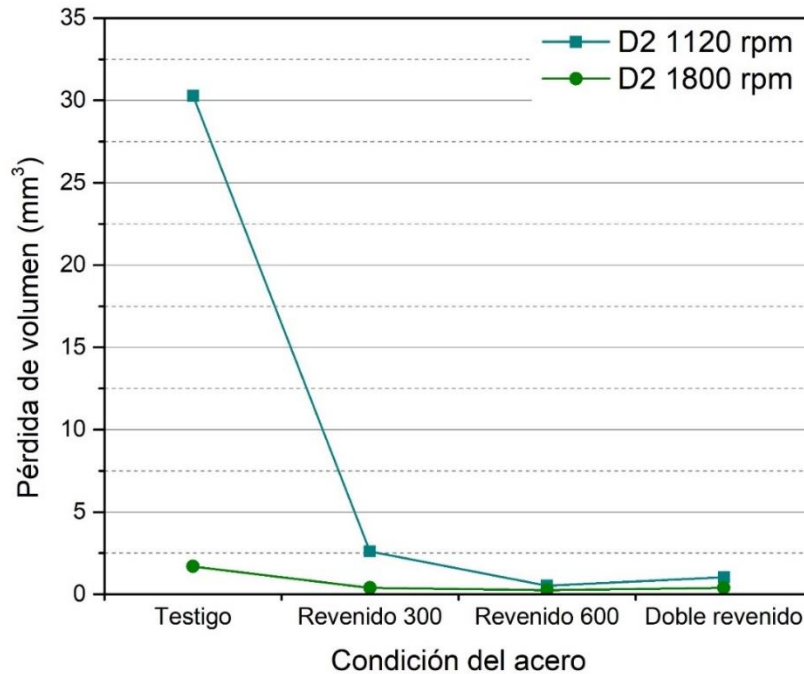


Ilustración 35. Gráfico de la pérdida de volumen en función de la condición del acero D2.

El comportamiento frente al desgaste de las herramientas de acero D2 mostraron una tendencia similar a la observada para el acero H13, presentando las mayores tasas de desgaste a la velocidad de rotación más baja. Esta respuesta de las herramientas puede explicarse a partir de los mismos mecanismos discutidos anteriormente, en los que la menor fricción asociada a bajas velocidades genera también una menor temperatura en la zona de contacto, lo que limita la formación de óxidos protectores o la resistencia del material de prueba es mayor.

Acero A11

A continuación, se presentan las ilustraciones demostrativas del desgaste de las herramientas del acero A11 en función de los tratamientos térmicos aplicados.

En la ilustración 36 se puede visualizar la herramienta fabricada con el acero A11 que fue evaluada a una velocidad de avance de 1120 rpm. A partir de la superposición de los perfiles se puede observar que la herramienta sufrió un desgaste considerablemente inferior en comparación con las herramientas previamente analizadas, lo cual se relaciona con la dureza de los aceros, en la que el A11 presenta la dureza más alta (23 HRC). Al analizar la herramienta con el estereoscopio se puede contemplar que la herramienta empieza a sufrir una deformación en el pin similar a las anteriores, pero con una menor magnitud. En los bordes del pin se logra identificar acumulamiento de material, mientras que en el centro se aprecia el inicio de una concavidad. En la zona del hombro, prácticamente la deformación plástica es casi insignificante.

En la ilustración 37 se muestra la herramienta del acero A11 revenida a 300°C evaluada con una velocidad de avance de 1800 rpm, en este acero es importante

tener en cuenta que se presenta una superficie distinta a los demás aceros. Al igual que los aceros H13 y A11 con el mismo tratamiento térmico, la comparación de los perfiles (ilustración 37 b) muestra un desgaste casi imperceptible. Sin embargo, al evaluar la herramienta con el estereoscopio, es posible observar una pequeña deformación del pin, el cual tiene una circunferencia deformada (ilustración 37 f). Esta deformación puede ser originada por el desgaste del proceso, no obstante, teniendo en cuenta tanto el pin como el hombro, la superficie del acero cuenta con cierta rugosidad debido a que este acero es fabricado con metalurgia de polvo y es una característica que se presenta en este tipo de fabricación. Esta rugosidad se presentó después de los tratamientos térmicos, esto puede ser resultado cuando el carbono del acero se expulsa hacia la superficie y reacciona con el oxígeno formando una gran cantidad de óxido que a su vez afecta en el acabado superficial.

En la ilustración 38 se presenta la herramienta de acero A11 revenida a 600°C y evaluada a una velocidad de avance de 1120 rpm. Como se mencionó en el caso del revenido de 300°C, la herramienta no presenta un desgaste notorio posterior a la evaluación y cuenta con una gran estabilidad dimensional, sin embargo, este acero vuelve a presentar rugosidad en la superficie de la herramienta.

En la ilustración 39 se presenta la herramienta de acero A11 con un tratamiento térmico de temple y doble revenido, evaluada a una velocidad de avance de 1120 rpm. Como anteriormente se mencionó, la herramienta presenta una superficie con una gran rugosidad, lo cual nos puede indicar que es una consecuencia de realizar un tratamiento térmico en este tipo de acero. No obstante, en el apartado de estabilidad geométrica, la herramienta presenta una buena resistencia al desgaste debido a que en ninguna de las partes hay presencia de deformación plástica.

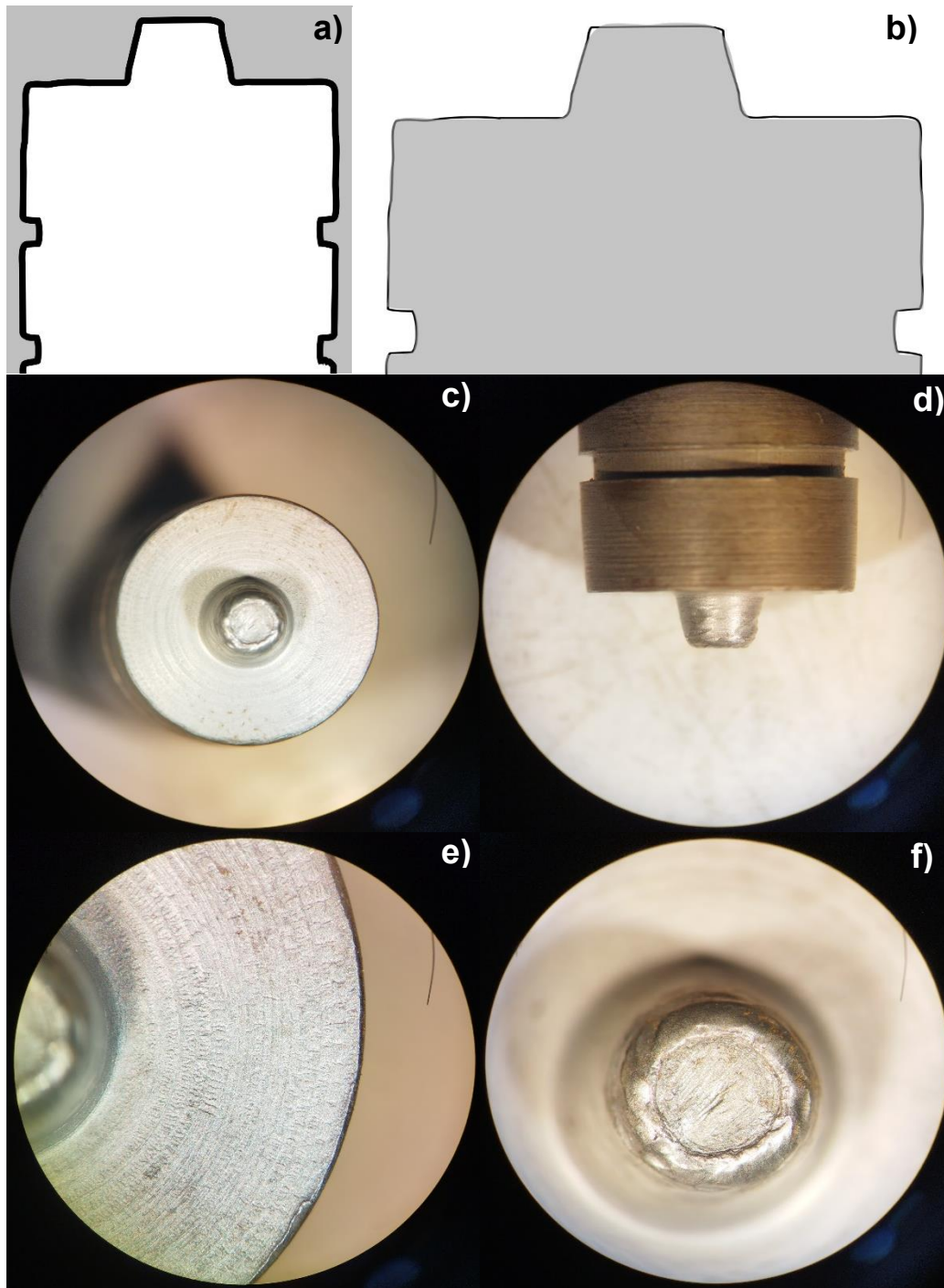


Ilustración 36. Herramienta de acero A11 testigo evaluada con velocidad de avance de 1120 rpm. a) Perfil de la herramienta previa a la prueba desgastada. b) Perfil de la herramienta desgastada sobrepuesta con el perfil de la herramienta testigo. c) Superficie de contacto desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 1X. d) Pin de la herramienta desgastada vista lateral y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. e) Hombro de la herramienta desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. f) Pin de la herramienta desgastada vista superior y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X.

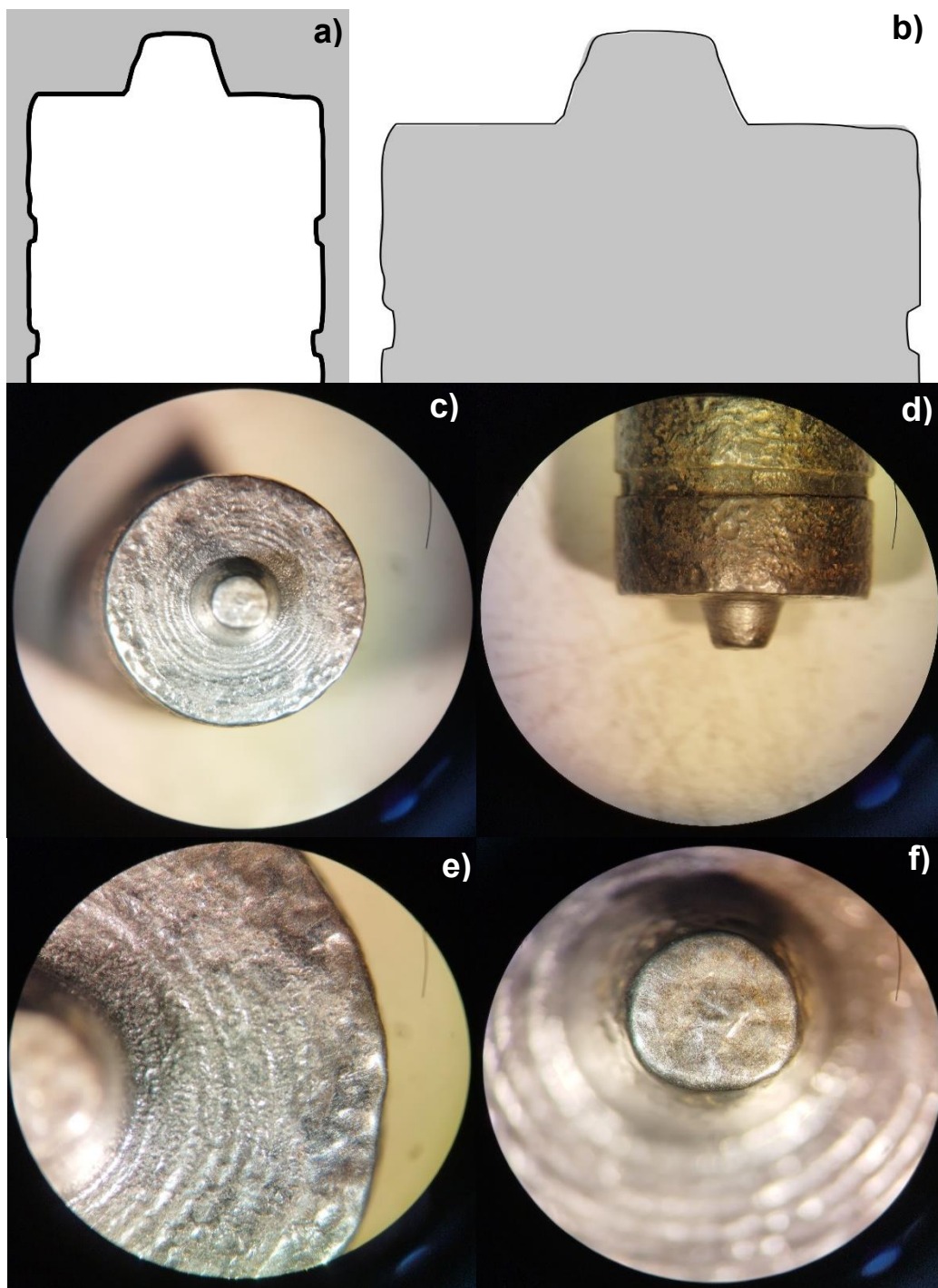


Ilustración 37. Herramienta de acero A11 revenido a 300°C evaluada con velocidad de avance de 1200 rpm. a) Perfil de la herramienta previa a la prueba desgastada. b) Perfil de la herramienta desgastada sobrepuesta con el perfil de la herramienta testigo. c) Superficie de contacto desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 1X. d) Pin de la herramienta desgastada vista lateral y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. e) Hombro de la herramienta desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. f) Pin de la herramienta desgastada vista superior y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X.

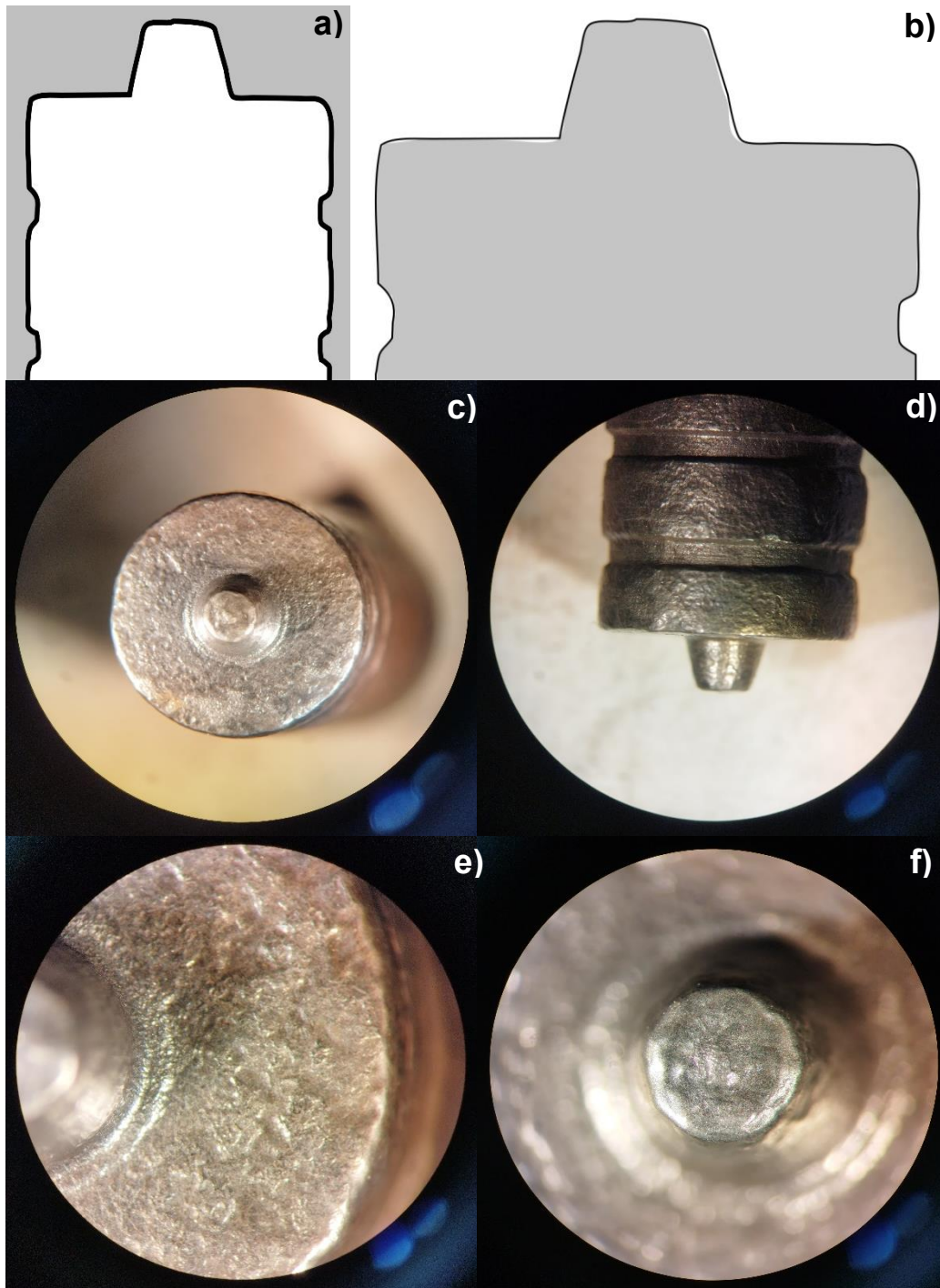


Ilustración 38. Herramienta de acero A11 revenido a 600°C evaluada con velocidad de avance de 1120 rpm. a) Perfil de la herramienta previa a la prueba desgastada. b) Perfil de la herramienta desgastada sobrepuesta con el perfil de la herramienta testigo. c) Superficie de contacto desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 1X. d) Pin de la herramienta desgastada vista lateral y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. e) Hombro de la herramienta desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. f) Pin de la herramienta desgastada vista superior y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X.

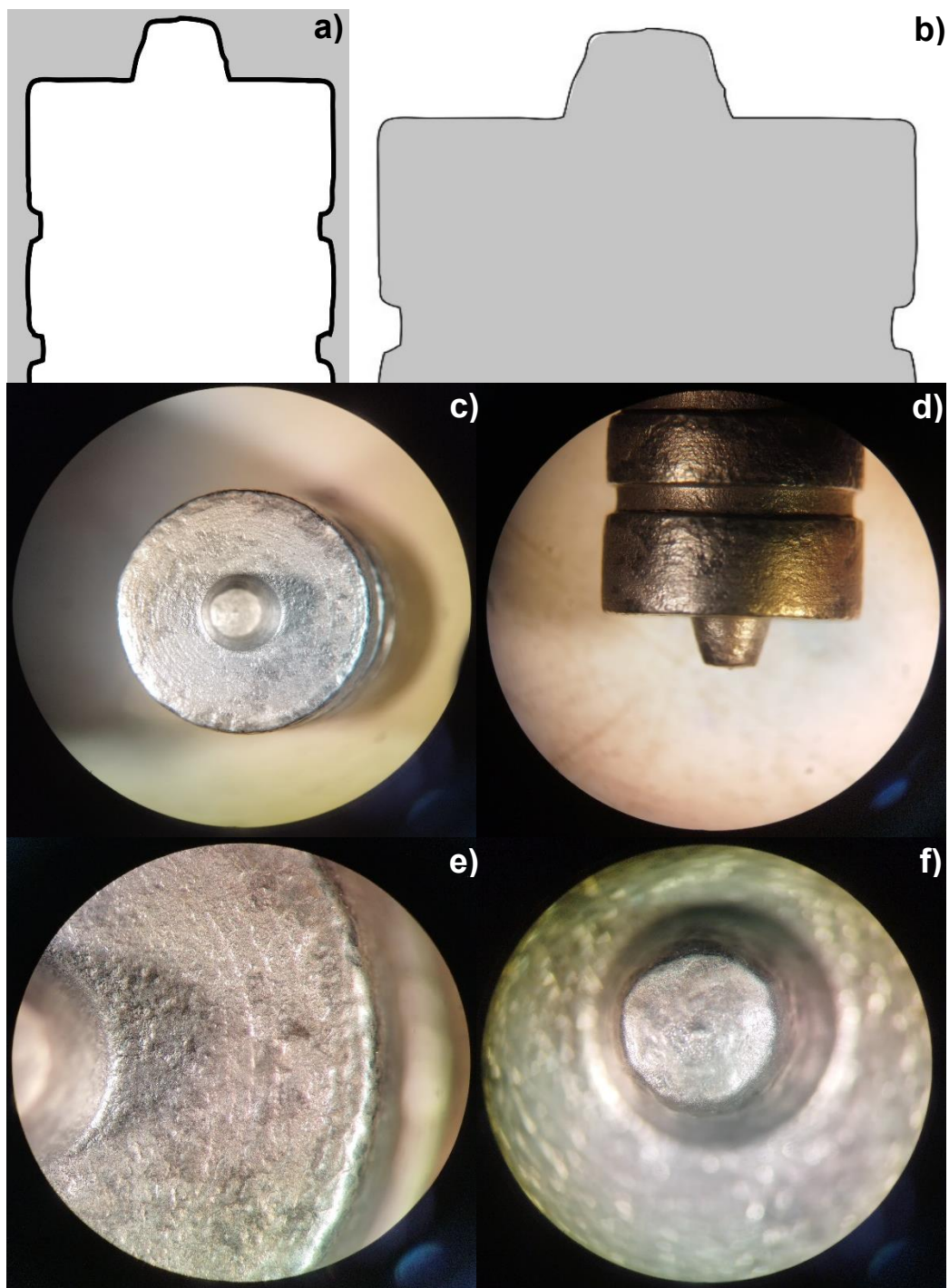


Ilustración 39. Herramienta de acero A11 sometida a doble revenido evaluada con velocidad de avance de 1120 rpm. a) Perfil de la herramienta previa a la prueba desgastada. b) Perfil de la herramienta desgastada sobrepuesta con el perfil de la herramienta testigo. c) Superficie de contacto desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 1X. d) Pin de la herramienta desgastada vista lateral y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. e) Hombro de la herramienta desgastada y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X. f) Pin de la herramienta desgastada vista superior y analizada mediante estereoscopio a aumentos de 3X.

A continuación, se presenta la tabla 19 y los gráficos de las masas y los volúmenes de las herramientas posterior a la prueba de desgaste.

Tabla 19. Masa de las herramientas del acero A11 en cada condición posterior a la evaluación de desgaste (gramos).

Acero A11							
<i>Muestra</i>							
A ₁₁ -1	A ₁₁ -2	A ₁₁ -3	A ₁₁ -4	A ₁₁ -5	A ₁₁ -6	A ₁₁ -7	A ₁₁ -8
35.565	34.842	35.404	35.084	34.330	34.739	35.062	35.124

De acuerdo a la tabla 19 y a las ilustraciones 40 y 41, se puede observar que además de sufrir desgaste en las dimensiones de las herramientas también se presentó una pérdida de masa y de volumen, lo cual también puede ser un indicativo que un material sufrió desgaste.

En condición de testigo entre los 3 aceros estudiados, la herramienta que sufrió la menor pérdida de masa y de volumen fue la fabricada con el acero A11, además de que sufrió la menor deformación plástica y por consiguiente un menor cambio dimensional de las partes de la herramienta.

En el caso de las herramientas tratadas térmicamente con un temple y revenido a 300°C, se observa un comportamiento diferente a lo esperado, debido a que a una velocidad de 1120 rpm el desgaste de la herramienta fue la más alta en comparación de las demás condiciones, al igual que en el acero H13 con este mismo tratamiento térmico, se presentó un mecanismo de desgaste abrasivo, lo que incrementó considerablemente la pérdida de masa y de volumen.

En la condición de revenido de 600°C se observa la mayor disminución de pérdida de masa y de volumen de las herramientas en comparación con las demás condiciones. Si bien la diferencia es mínima en peso y en volumen, es importante tener en cuenta las demás herramientas no cuentan con gran estabilidad dimensional como en esta condición. Lo que impacta principalmente en el funcionamiento de las mismas y con ello puede ocasionar defectos en los cordones de soldadura.

Al aplicar un tratamiento térmico de doble revenido se esperaba un comportamiento similar a los aceros previamente estudiados, en los cuales se obtuvo un mejor comportamiento sobre el desgaste o similar a los otros tratamientos térmicos de revenido, sin embargo, en esta condición se incrementó la pérdida de masa y de volumen, aunque las herramientas si presentan una buena estabilidad dimensional lo cual es una gran ventaja frente al desgaste.

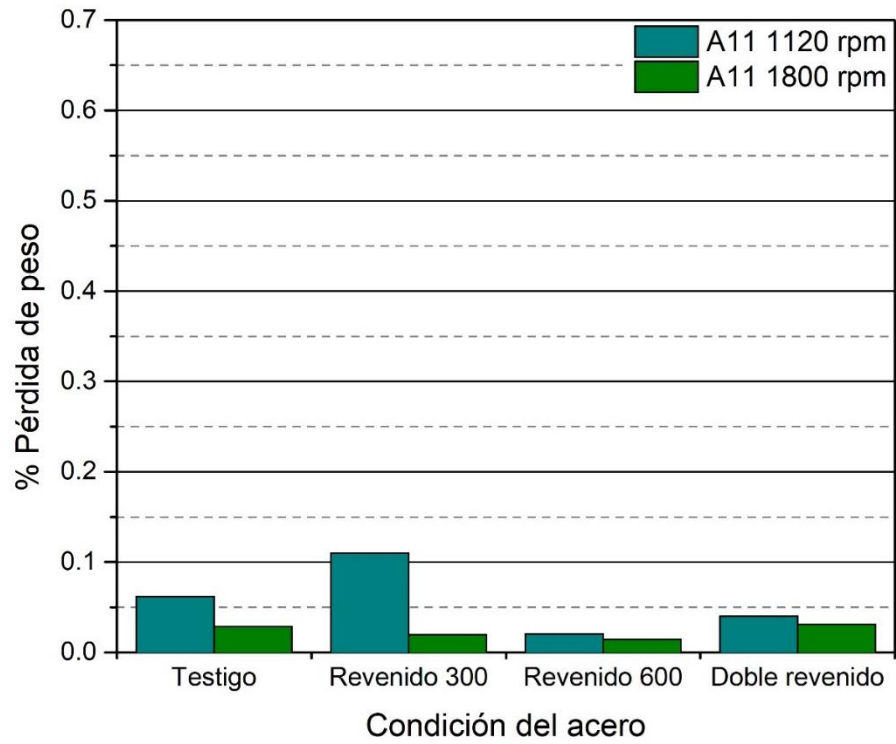


Ilustración 40. Gráfico del % de pérdida de peso en función de la condición del acero A11

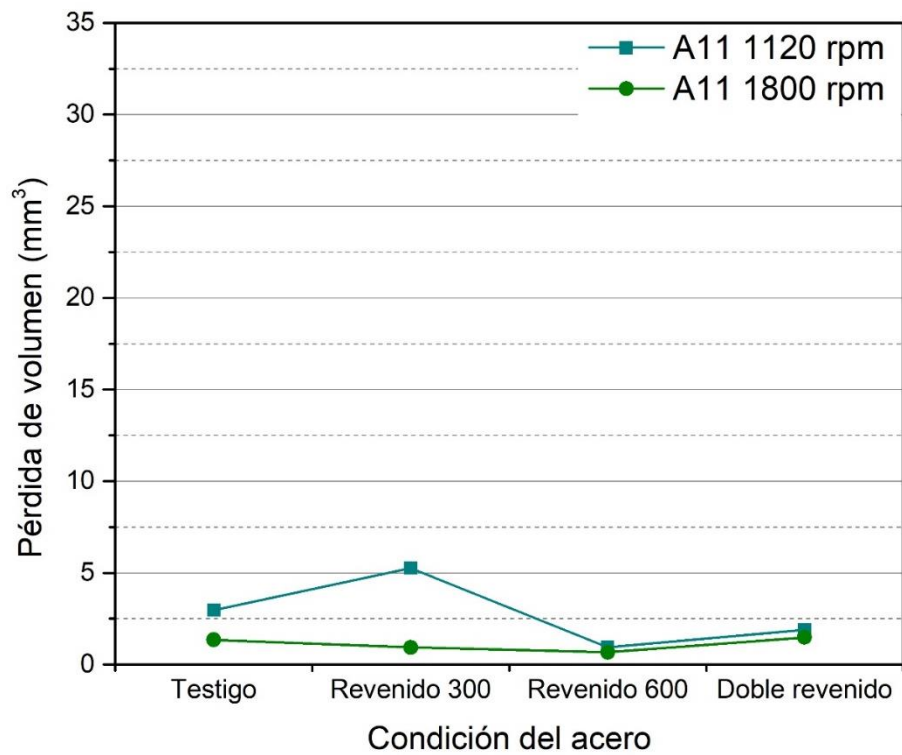


Ilustración 41. Gráfico de la pérdida de volumen en función de la condición del acero A11.

El comportamiento frente al desgaste de las herramientas fabricadas con acero A11 también siguió la misma tendencia observada en los aceros H13 y D2, presentando un menor desgaste a la velocidad de rotación más alta. Este comportamiento puede atribuirse a la mayor fricción generada en estas condiciones, lo que genera una temperatura más alta durante el proceso, favoreciendo la formación de películas de óxidos protectores y la disminución de la resistencia del material de prueba

Microscopía óptica de aceros tratados térmicamente

Una vez finalizados los tratamientos térmicos, se realizó la metalografía de los aceros para observar los cambios microestructurales que se generaron en cada caso.

En la ilustración 42 se observa las microestructuras del acero H13 revenido a 300°C, en la que se tiene una matriz de martensita revenida muy fina y además también se la presencia de carburos de un tamaño considerablemente más grande en comparación con el acero testigo, además de que estos no tienen una morfología esferoidal.

En la ilustración 43, se presentan las micrografías del acero D2 templado y revenido a 300°C. Se observa una matriz de martensita revenida de tamaño de grano muy fino y carburos con una distribución de tamaño heterogéneo y con morfología irregular (zonas claras).

El acero A11 revenido a 300°C se muestra en la ilustración 44, donde se puede observar la presencia de una matriz de martensita revenida y carburos de un tamaño más finos (en comparación con los aceros H12 y D2) y con morfología esferoidal.

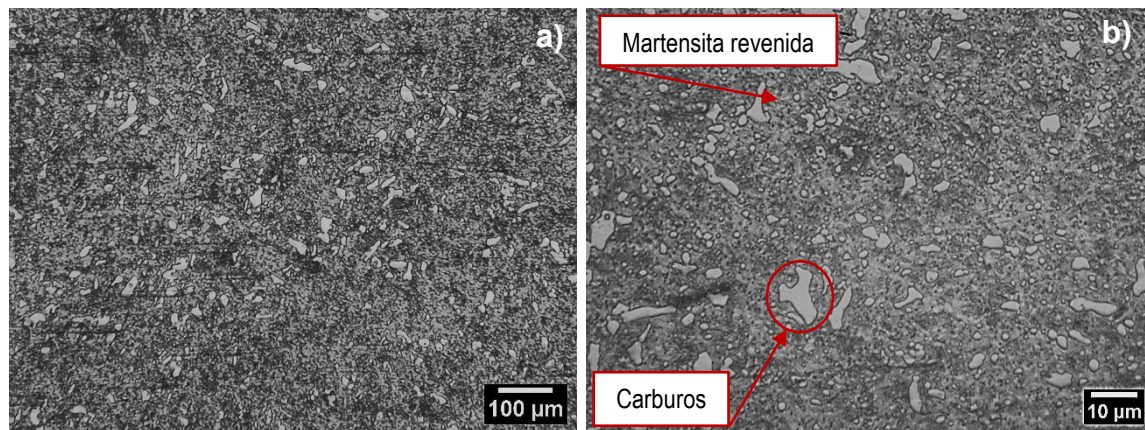


Ilustración 42. Micrografías del acero H13 revenido a 300°C atacadas químicamente con nital 2%. a) A 20x aumentos y b) a 50x aumentos.

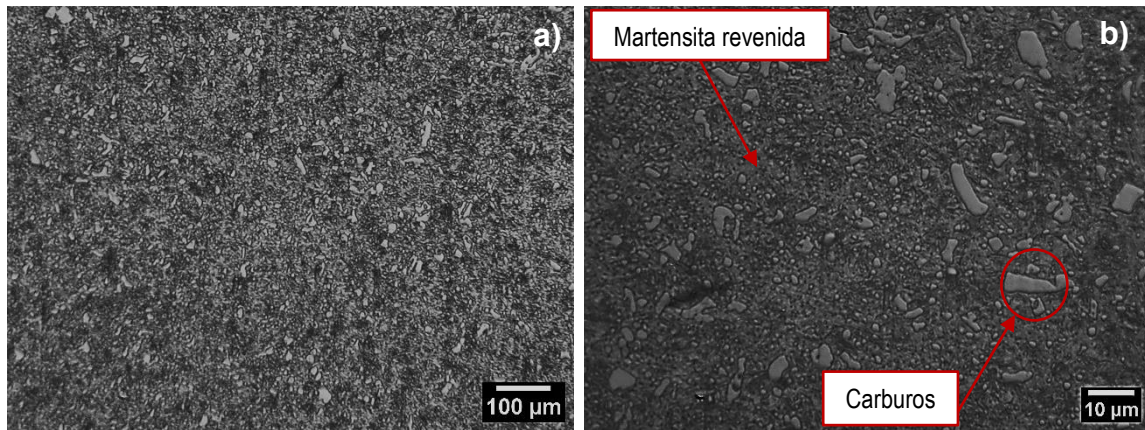


Ilustración 43. Micrografías del acero D2 revenido a 300°C atacadas químicamente con nital 2%. a) A 20x aumentos y b) a 50x aumentos.

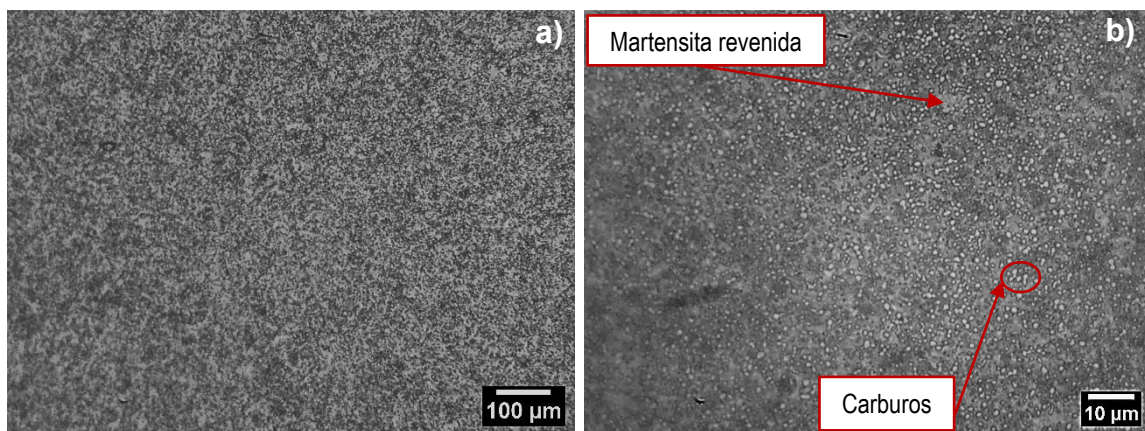


Ilustración 44. Micrografías del acero A11 revenido a 300°C atacadas químicamente con nital 2%. a) A 20x aumentos y b) a 50x aumentos.

En las micrografías presentadas en la ilustración 45, se puede observar el acero H13 templado y revenido a 600°C. Presenta una matriz martensítica con un tamaño de grano pequeño. En la micrografía a 50x aumentos, también se observa que pueden estar presentes posibles carburos de un tamaño muy pequeño.

En la ilustración 46, es evidente que el acero D2 templado y revenido a 600°C presenta una matriz de martensita revenida y la presencia de carburos como en la condición de revenido a 300°C.

Como se puede observar en la ilustración 47, el acero A11 al ser revenido a una temperatura de 600° C presenta carburos con la misma morfología que en las condiciones estudiadas anteriormente con una matriz de martensita revenida.

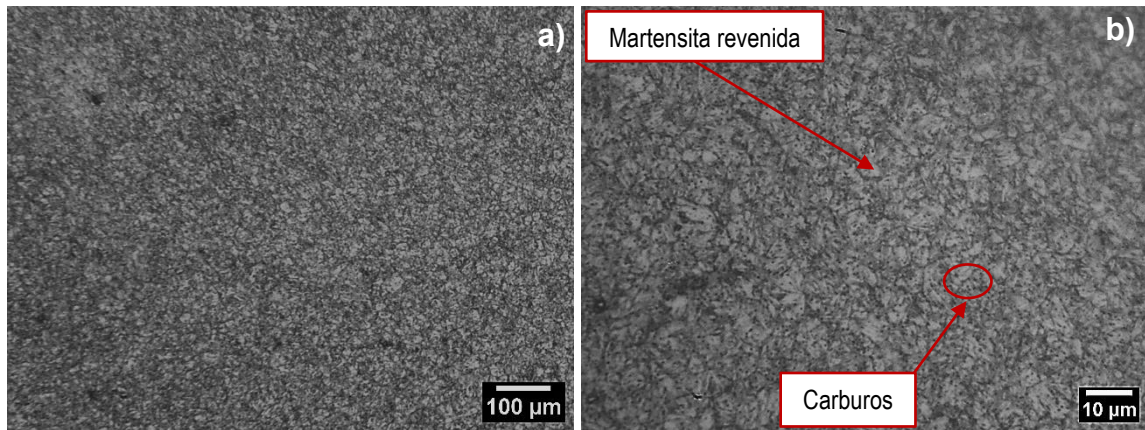


Ilustración 45. Micrografía del acero H13 revenido a 600° atacadas químicamente con nital 2%. a) A 20x aumentos y b) a 50x aumentos.

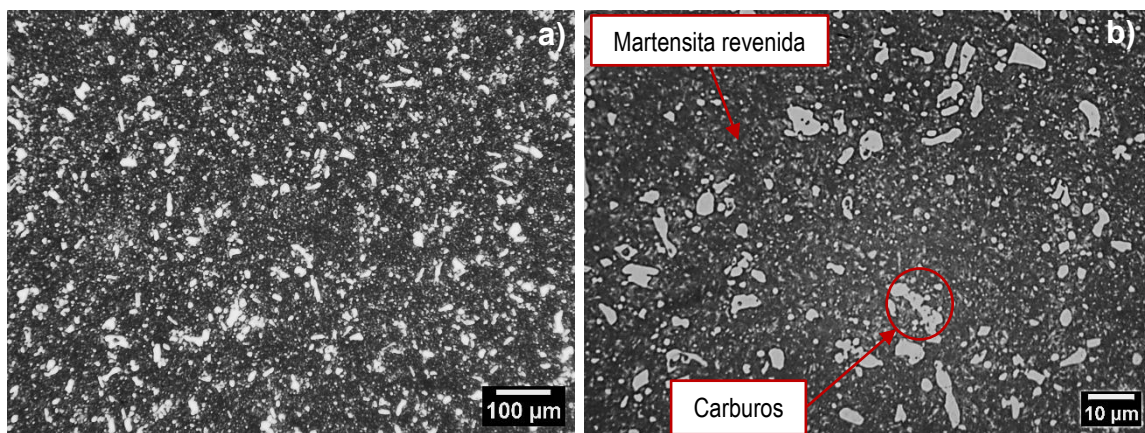


Ilustración 46. Micrografías del acero D2 revenido a 600°C atacadas químicamente con nital 2%. a) A 20x aumentos y b) a 50x aumentos.

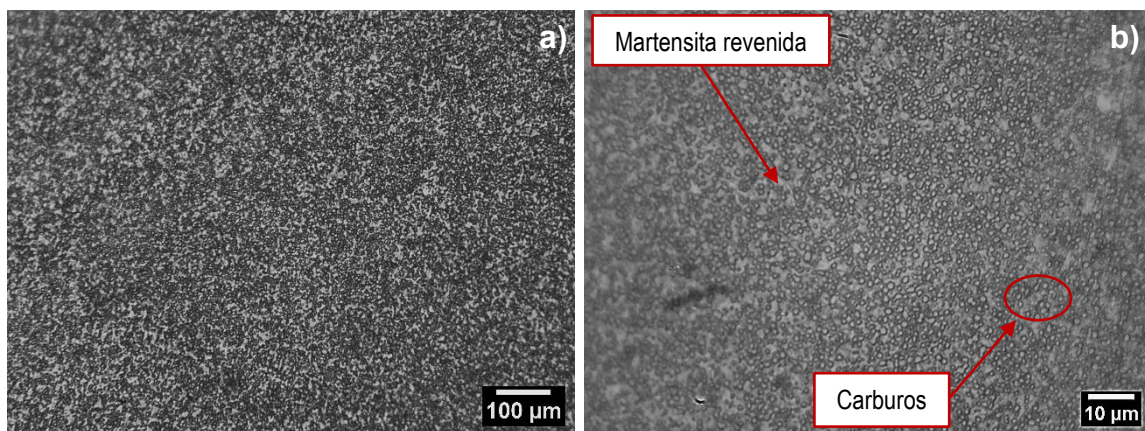


Ilustración 47. Micrografías del acero A11 revenido a 600°C atacadas químicamente con nital 2%. a) A 20x aumentos y b) a 50x aumentos.

En la ilustración 48 se presentan las micrografías del acero H13 sometido a un temple y doble revenido. En esta condición la matriz consta de una fase martensita revenida con un tamaño similar a la obtenida en el revenido de 600°C. A 500 aumentos es evidente que también hay presencia de partículas de tamaño pequeño y de morfología esferoidal que indican la presencia de carburos, los cuales se

presentan en una mayor concentración en comparación con el revenido a 600°C y esto puede relacionarse con el incremento de la dureza al realizar un doble revenido.

En la ilustración 49 se muestran las micrografías del acero D2 sometido a un temple y doble revenido. Al igual que en las condiciones previamente estudiadas, este acero cuenta con matriz de martensita revenida y la presencia de partículas dispersadas en toda la matriz, lo cual indica la presencia de carburos, los cuales presentan una distribución heterogénea de tamaños y diferentes morfologías.

La ilustración 50 exhibe las micrografías obtenidas al someter al acero A11 a un temple y doble revenido, en la cual hay presencia de una matriz martensítica revenida y una gran densidad de partículas con morfología esferoidal con una distribución de tamaño homogéneo, las cuales indican la presencia de carburos. Es importante tener en cuenta que en todas las condiciones a las cuales se estudió el acero A11 se presenta una microestructura muy similar, lo cual puede indicar su gran resistencia a los cambios microestructurales a altas temperatura.

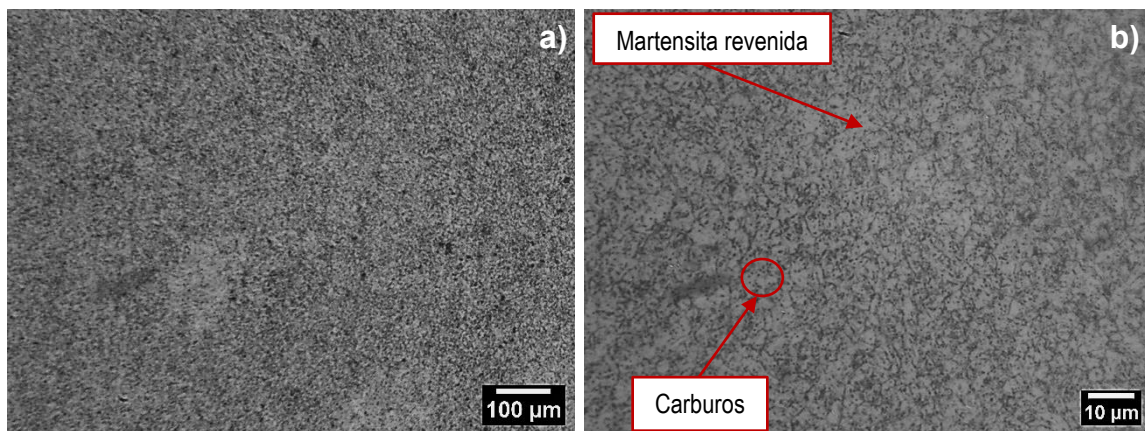


Ilustración 48. Micrografías del acero H13 doble revenido a 250°C atacadas químicamente con nital 2%. a) A 20x aumentos y b) a 50x aumentos.

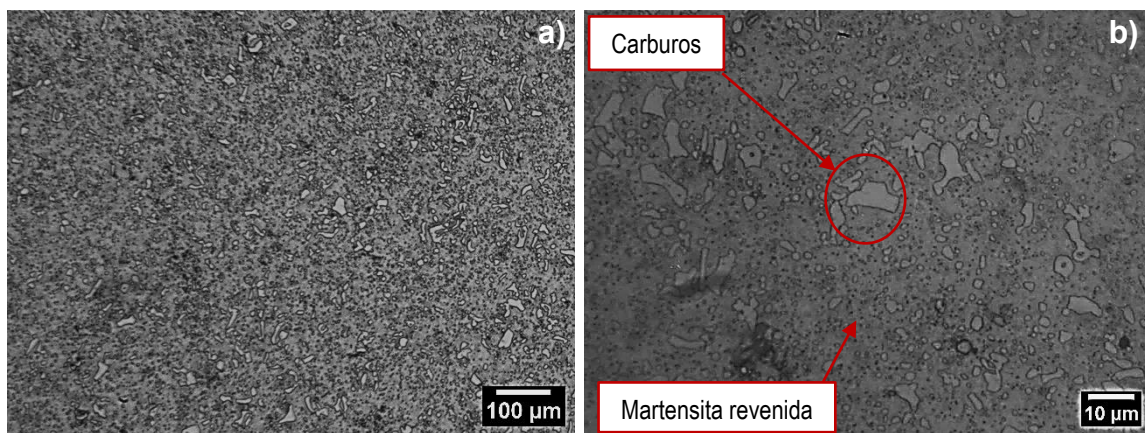


Ilustración 49. Micrografías del acero D2 doble revenido a 370°C atacadas químicamente con nital 2%. a) A 20x aumentos y b) a 50x aumentos.

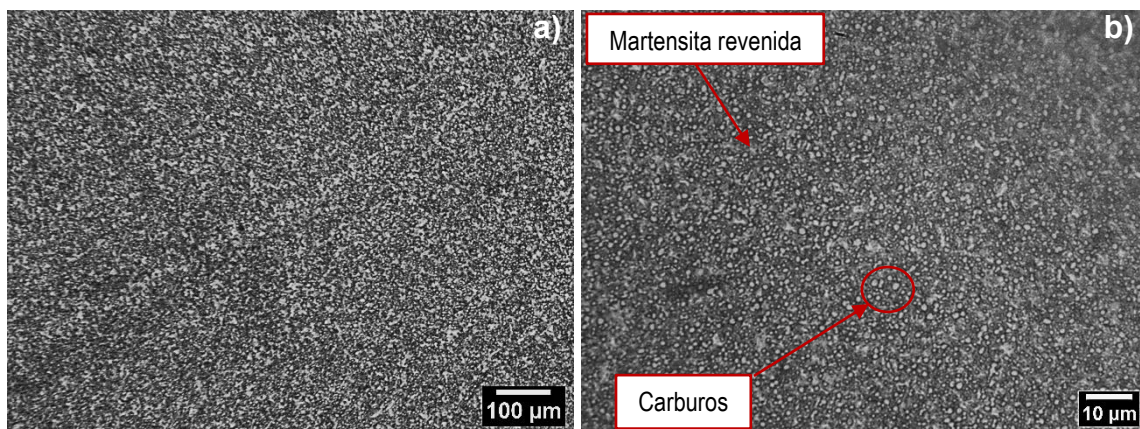


Ilustración 50. Micrografías del acero A11 doble revenido a 540°C atacadas químicamente con nital 2%. a) A 20x aumentos y b) a 50x aumentos.

Dureza y microdureza aceros tratados térmicamente

De acuerdo a sus respectivas fichas técnicas, se realizaron tratamientos térmicos de temple y revenido a los aceros con la finalidad de modificar su microestructura y sus propiedades mecánicas, principalmente la dureza y la resistencia al desgaste.

A continuación, se muestra las tablas 20 y 21 con las durezas del acero H13 en función de tratamientos térmicos realizados y en la ilustración 51 se presenta la comparación de las durezas obtenidas.

Tabla 20. Durezas HRC del acero H13 en función del tratamiento térmico

Dureza en escala Rockwell C (HRC)					
Tratamiento térmico aplicado	Mediciones de dureza				Promedio de dureza
Temple y revenido a 300°C	46.2	46.8	47.4	47.7	47.0
Temple y revenido a 600°C	46.4	46.6	45.7	46.3	46.3
Temple y doble revenido	50	49.5	48.5	48.6	49.2

Tabla 21. Durezas HV del acero H13 en función del tratamiento térmico

Dureza en escala Vickers (HV)					
Tratamiento térmico aplicado	Mediciones de dureza				Promedio de dureza
Temple y revenido a 300°C	458.9	454.7	471.4	480.9	466.5
Temple y revenido a 600°C	433.8	449.3	450.9	464.4	449.6
Temple y doble revenido	490.5	495.5	529.3	509.5	506.2

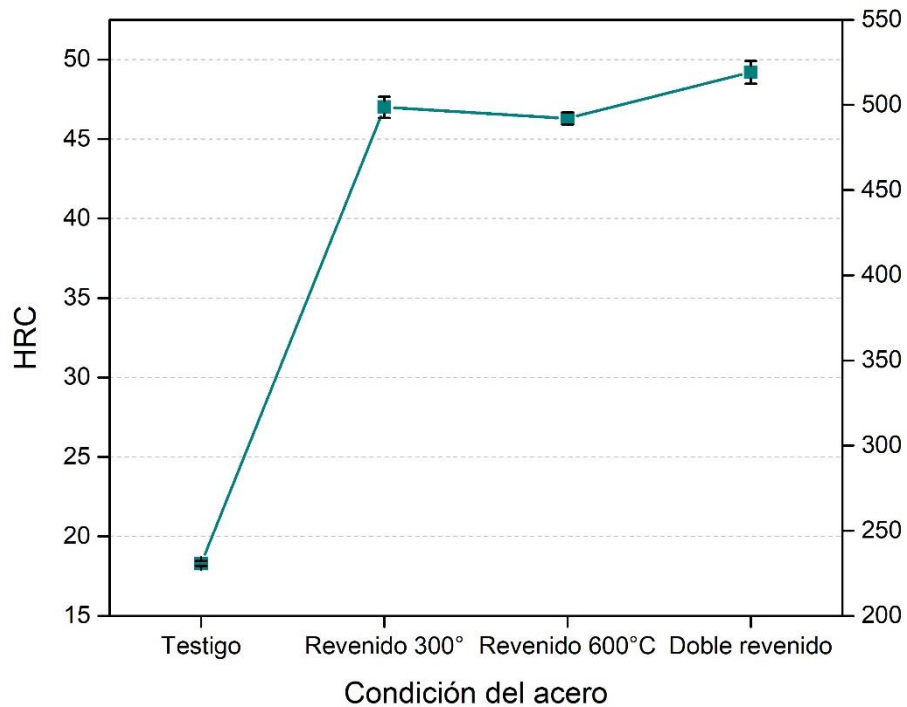


Ilustración 51. Gráfico de durezas del acero H13 en función del tratamiento térmico.

En función de las durezas obtenidas, se puede observar que los tratamientos térmicos realizados aumentaron considerablemente la dureza en comparación con el acero testigo. Al realizar un tratamiento térmico de temple se obtiene la mayor dureza del acero, esto se debe principalmente a la presencia de la fase martensita, la cual es la fase más dura que puede estar presente en un acero, sin embargo, en esta condición no es ideal utilizar el acero debido a que es muy frágil, lo que puede generar alguna fractura en el proceso de soldadura. Es por eso que se realiza el tratamiento térmico de revenido, este proceso elimina las tensiones provocadas por la distorsión de la red cristalina en el temple, y descompone la martensita en ferrita y cementita, por lo que tiende a disminuir la dureza, pero aumenta la tenacidad del acero. Al realizar un revenido a una mayor temperatura se genera una mayor disminución de la dureza, esto se debe principalmente a que la descomposición de la martensita es un proceso difusivo, por lo que, al aumentar la temperatura y/o el tiempo, también lo hace la difusión. Y en al realizar un doble revenido se presenta un incremento de la dureza, esto está relacionado con el crecimiento de tamaño de los carburos y además si el acero tiene presencia de austenita retenida después del primer revenido, al realizar el segundo tratamiento esta fase tiene a transformarse a martensita, lo que genera el aumento de la dureza del acero.

De acuerdo a las durezas obtenidas, este acero mostró los valores de dureza más bajos, lo cual coincide con las herramientas que presentaron mayor desgaste posterior al proceso de soldadura por fricción y agitación, indicando una estrecha relación entre la dureza y la resistencia al desgaste del acero. De acuerdo a las micrografías de este acero, la dureza pudo estar influenciada por los carburos, que

se encuentran en menor cantidad y en menor tamaño en comparación con los otros aceros.

Los resultados obtenidos de las durezas para el acero D2 se muestran en las tablas 22 y 23 y la ilustración 52.

Tabla 22. Durezas HRC del acero D2 en función del tratamiento térmico.

Dureza en escala Rockwell C (HRC)					
Tratamiento térmico aplicado	Mediciones de dureza				Promedio
Temple y revenido a 300°C	52	51.6	51.8	51.5	51.7
Temple y revenido a 600°C	46.9	46.8	46.5	46.9	46.8
Temple y doble revenido	52.7	53.7	53.6	54.4	53.6

Tabla 23. Durezas HV del acero D2 en función del tratamiento térmico.

Dureza en escala Vickers (HV)					
Tratamiento térmico aplicado	Mediciones de dureza				Promedio
Temple y revenido a 300°C	539.1	494.4	521.4	508.4	515.8
Temple y revenido a 600°C	478.5	409.6	457.7	439.6	446.4
Temple y doble revenido	558	543.6	556.7	582.6	560.2

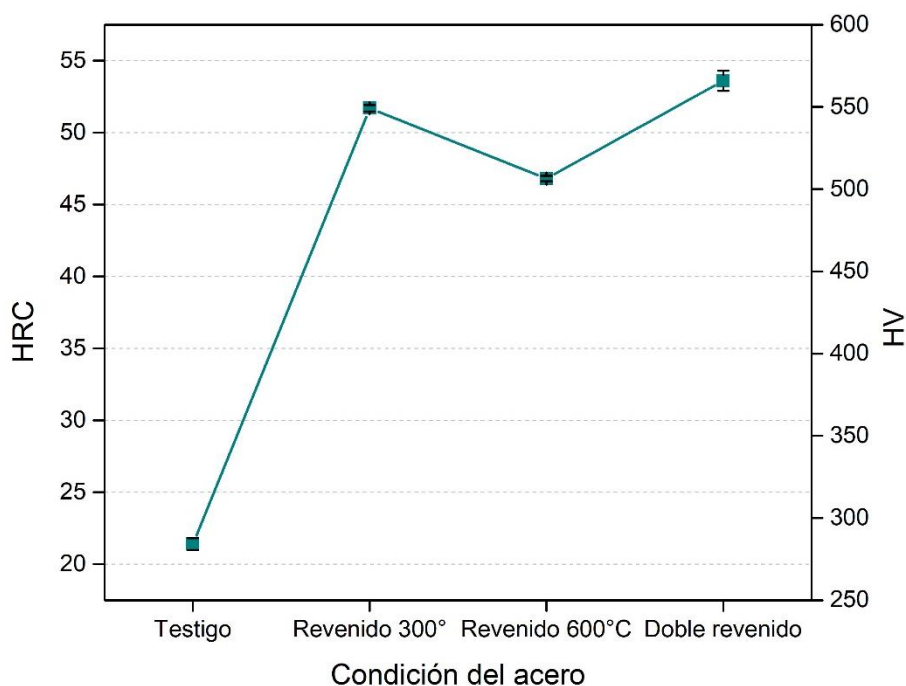


Ilustración 52. Gráfico de durezas del acero D2 en función del tratamiento térmico.

De acuerdo a los resultados obtenidos, se observa un aumento de dureza del acero al someterlos a tratamientos térmicos, en comparación con el acero sin tratamiento térmico. Los tratamientos térmicos de revenido del acero D2 presentaron en general una mayor dureza en comparación con el acero H13, lo cual se reflejó en un mejor desempeño de las herramientas de acero D2 en el proceso de soldadura, ya que el

desgaste fue más bajo. Los resultados de dureza más altos pueden estar relacionados con la composición química de los aceros, ya que en el acero D2, al presentar un mayor porcentaje de los elementos de carbono y de cromo es más susceptible a la precipitación de carburos y de mayor tamaño como se observó en las micrografías, lo que puede estar relacionado con el aumento considerablemente la dureza.

Por último, se muestran los resultados obtenidos para el acero A11 en las tablas 24 y 25 y la ilustración 53.

Tabla 24. Durezas HRC del acero A11 en función del tratamiento térmico.

Dureza en escala Rockwell C (HRC)					
Tratamiento térmico aplicado	Mediciones de dureza				Promedio
Temple y revenido a 300°C	55.4	55.7	55.9	55.8	55.7
Temple y revenido a 600°C	52	52.2	52.5	51.9	52.2
Temple y doble revenido	55.7	55.1	55.7	55.4	55.5

Tabla 25. Durezas HV del acero A11 en función del tratamiento térmico.

Dureza en escala Vickers (HV)					
Tratamiento térmico aplicado	Mediciones de dureza				Promedio
Temple y revenido a 300°C	602	546.5	612.4	613.9	593.7
Temple y revenido a 600°C	511	541.1	557.6	570.8	545.2
Temple y doble revenido	567.2	596.7	597.8	568.1	582.5

En función a las durezas presentadas en la ilustración 53, se mantiene el mismo comportamiento mostrado por los aceros previamente estudiados, en el cual los tratamientos térmicos aumentan considerablemente la dureza en comparación a la condición de testigo. En general, el acero A11 presenta las durezas más altas en todas las condiciones en los 3 aceros estudiados, si bien, esto no se reflejó en los resultados de la pérdida de masa y de volumen al realizar el proceso de soldadura, las herramientas desgastadas presentaron una gran estabilidad dimensional. Esto puede relacionarse a los resultados de su alta dureza y a la gran presencia de carburos en la microestructura.

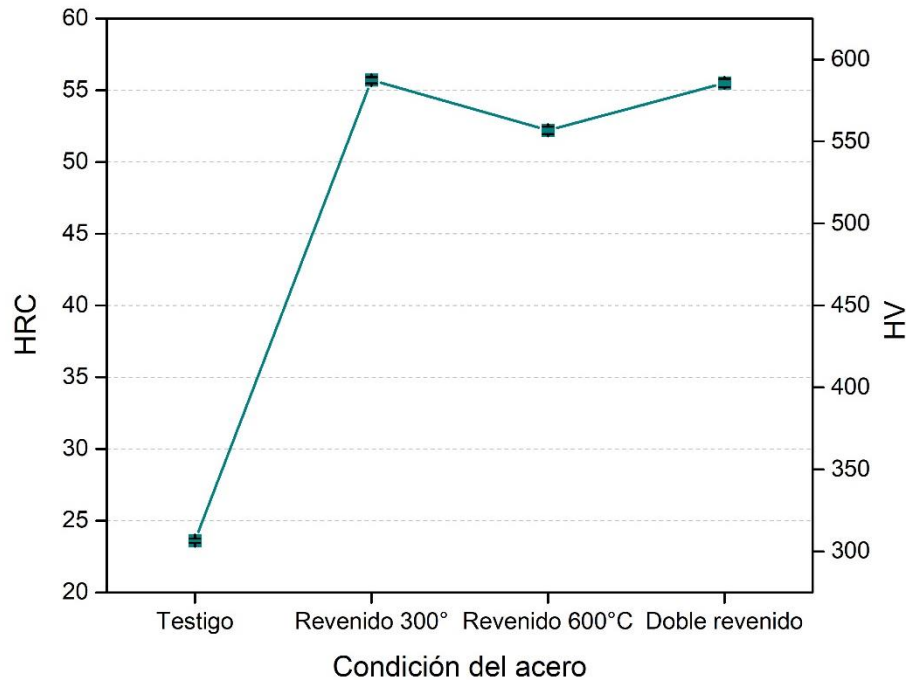


Ilustración 53. Gráfico de durezas del acero A11 en función del tratamiento térmico.

Difracción de rayos X de los aceros tratados térmicamente

Una vez realizado los estudios de difracción de rayos X para cada acero tratados térmicamente se obtuvieron los siguientes difractogramas.

Los difractogramas del acero H13 se presentan en la ilustración 54. Tomando como base el acero testigo, es evidente que en las demás condiciones los picos correspondientes a la fase ferrita se recorren unos grados a la izquierda, lo que corresponde a un aumento en el parámetro de red. Este desplazamiento de los picos se debe al cambio de fase, de ferrita a martensita, ya en el tratamiento térmico de temple al realizar un enfriamiento brusco, genera una red cristalina del hierro con los átomos de carbono presentes de manera intersticial, lo que provoca un alargamiento del parámetro de red y un cambio de una estructura BCC a una tetragonal. Además, el pico característico del carburo presente en la condición de testigo, no se presentó en las demás condiciones, este comportamiento puede atribuirse a la disolución de los carburos al calentar el acero a una alta temperatura (960°C) o a la transformación a otro tipo de carburos. Al realizar los tratamientos térmicos de temple y revenido, en los difractogramas se detectaron carburos $M_{23}C_6$, los cuales son ricos en cromo. La intensidad y la cantidad de picos son menores, lo que puede relacionarse a una baja cantidad de carburos presente en el acero o que su tamaño es menor en comparación con la testigo. Estos resultados son coherentes con los hallazgos presentados por Aqida S et. at. [48], Kang M et.at. [49], Lu S et.at.[50].

En la ilustración 55 se muestran los difractogramas del acero D2, donde también se presenta el desplazamiento de los picos del hierro alfa, lo que nos puede indicar el

cambio de fase que se presentó por el tratamiento térmico aplicado. En comparación con el acero H13, los picos característicos de los carburos incrementaron de intensidad en las condiciones de temple y revenido, lo que puede indicar aumento en la presencia en el acero o de tamaño. Asimismo, en las condiciones de temple y de temple con revenido a 300 °C se observa que el pico del carburo Cr_7C_3 y del M_7C_3 se solapan parcialmente con el de la ferrita. En la condición de temple, el pico correspondiente al carburo se localiza a la derecha del pico principal de la ferrita, mientras que en el revenido se desplaza hacia la izquierda. En función a la carta cristalográfica (00-005-0720) del carburo M_7C_3 se presenta un pico en el ángulo 44.43°, el cual corresponde al plano cristalográfico (421). De acuerdo con la carta cristalográfica del carburo Cr_7C_3 , se identifica una reflexión en el ángulo 42.21° correspondiente al plano cristalográfico (151). Ambas reflexiones se encuentran cercanas al pico principal de la ferrita. En la condición de temple, el desplazamiento del pico de la ferrita hacia la izquierda por el cambio de estructura cristalina permite visualizar la reflexión del plano (421), antes solapada por el pico de la ferrita; mientras que en el revenido el pico de la ferrita retorna a su posición original, quedando expuesta el pico correspondiente al plano (151). Estos resultados concuerdan con los difractogramas obtenidos en el trabajo de Torkamani H et. at. [51], Singh K et. at. [52] y Nagaoka T et. at [53].

Los difractogramas del acero A11 se presentan en la ilustración 56, en este acero también se observa un desplazamiento de los reflexiones de la fase hierro alfa, pero en comparación de los otros aceros los carburos no se disolvieron con los tratamientos térmicos de temple, esto nos puede dar un indicio que los carburos presentes en este acero tienen una mayor resistencia a alta temperatura, esto es muy importante ya que en el proceso de soldadura por fricción y agitación este acero puede mantener sus propiedades mecánicas a más altas temperaturas.

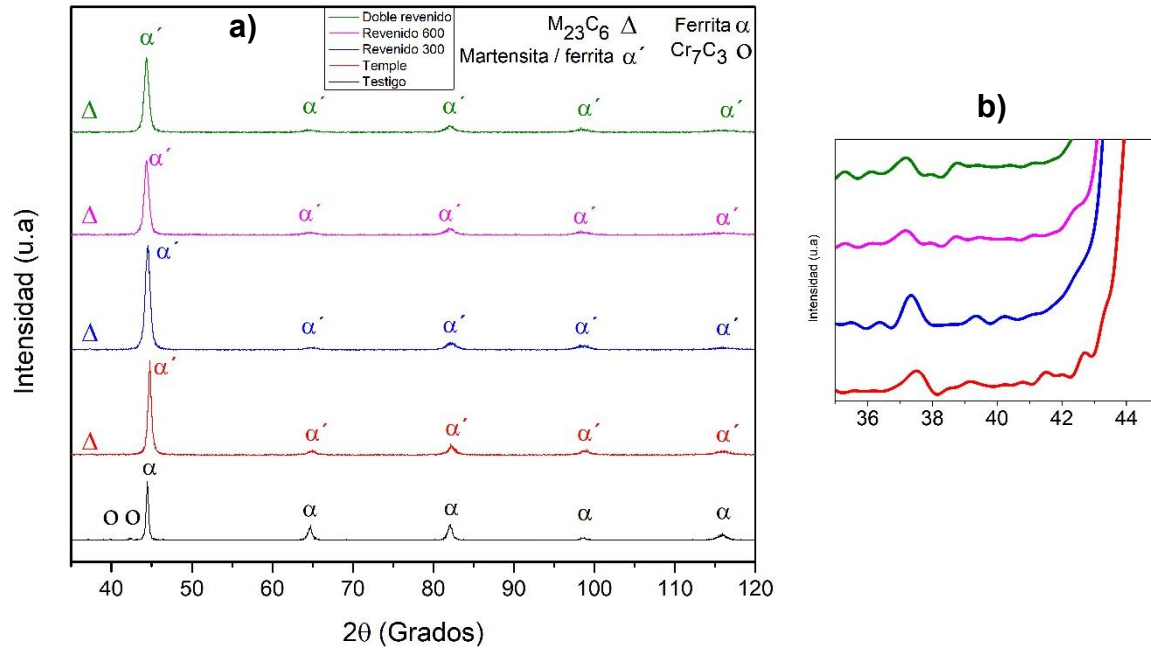


Ilustración 54. a) Difractogramas del acero H13 en todas las condiciones, b) Acercamiento del difractograma en intervalo de ángulos de 36 a 44)

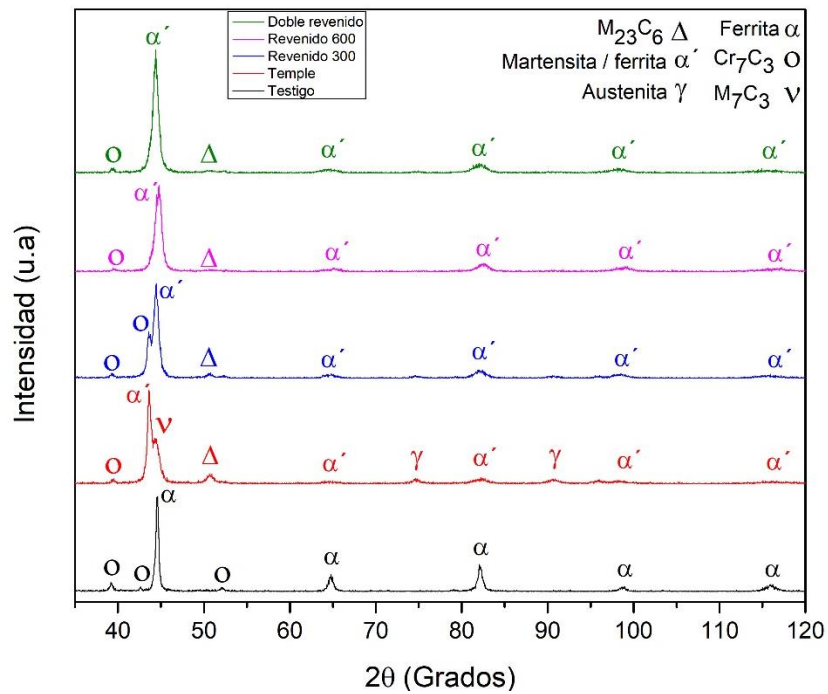


Ilustración 55. Difractogramas del acero D2 en todas las condiciones.

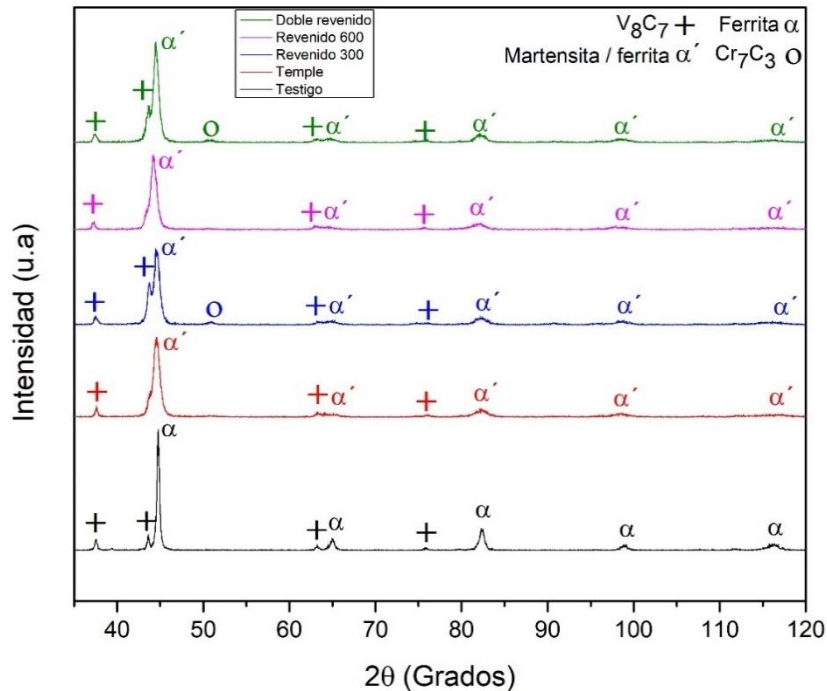


Ilustración 56. Difractogramas del acero A11 en todas las condiciones.

Microscopía electrónica de barrido de los aceros

Con el propósito de caracterizar la microestructura de los aceros, se llevaron a cabo observaciones mediante microscopía electrónica de barrido. Esta técnica permitió la obtención de imágenes de alta resolución, proporcionando información detallada sobre la morfología, la distribución de fases y la presencia de carburos. Las muestras analizadas fueron seleccionadas con base en su desempeño frente al desgaste experimentado por las herramientas. Cabe señalar que no todas las condiciones fueron examinadas mediante esta técnica, debido a que ciertos materiales presentaron comportamientos de desgaste similares, lo cual permitió una selección representativa sin incurrir en redundancias analíticas. En esta técnica se utilizaron los detectores de electrones secundarios y de electrones retrodispersos, a continuación, se muestran las imágenes obtenidas.

En la ilustración 57 se presentan las micrografías MEB del acero H13 sin tratamiento térmico, se observa la presencia de una matriz ferrítica con morfología hexagonal y una distribución heterogénea de tamaño de grano. Además, se puede apreciar una distribución homogénea de carburos, los cuales precipitan principalmente en los límites de grano, los carburos cuentan con una morfología esferoidal con cierta asimetría y además algunos son irregulares por una posible coalescencia de dos o más carburos, los carburos de mayor tamaño se localizan principalmente en los límites de grano y los de menor tamaño se localizan en el interior de los granos de ferrita.

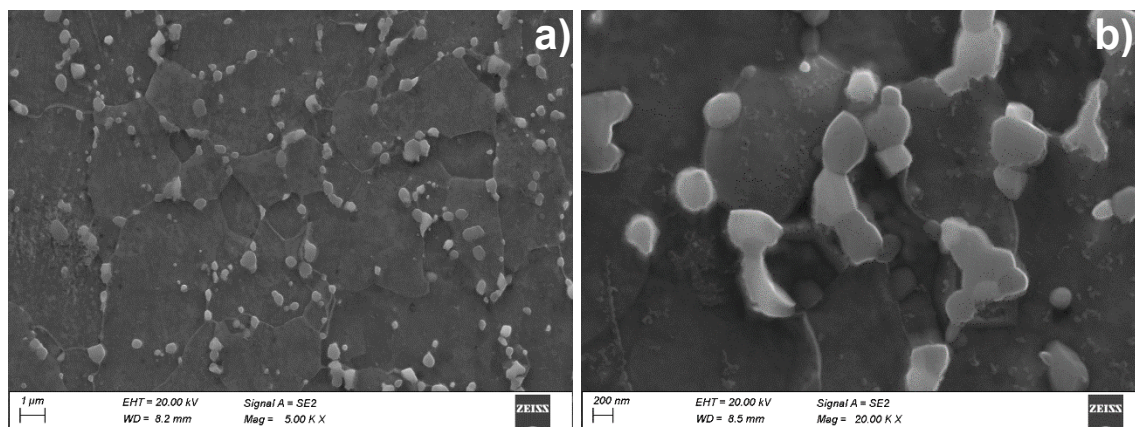


Ilustración 57. Micrografías MEB del acero H13 sin tratamiento térmico obtenidas con el microscopio electrónico de barrido con detector de electrones secundarios. a) 5,000 aumentos, b) 20,000 aumentos.

En la ilustración 58 se presenta la distribución de los elementos que constituyen el acero H13 sin tratamiento térmico. Se observa cómo están dispuestos los elementos de aleación en la zona de estudio. Las partículas dispersadas en la matriz son ricas en elementos de cromo, molibdeno y vanadio y corresponden a los carburos que previamente fueron detectados por la técnica de difracción de rayos X.

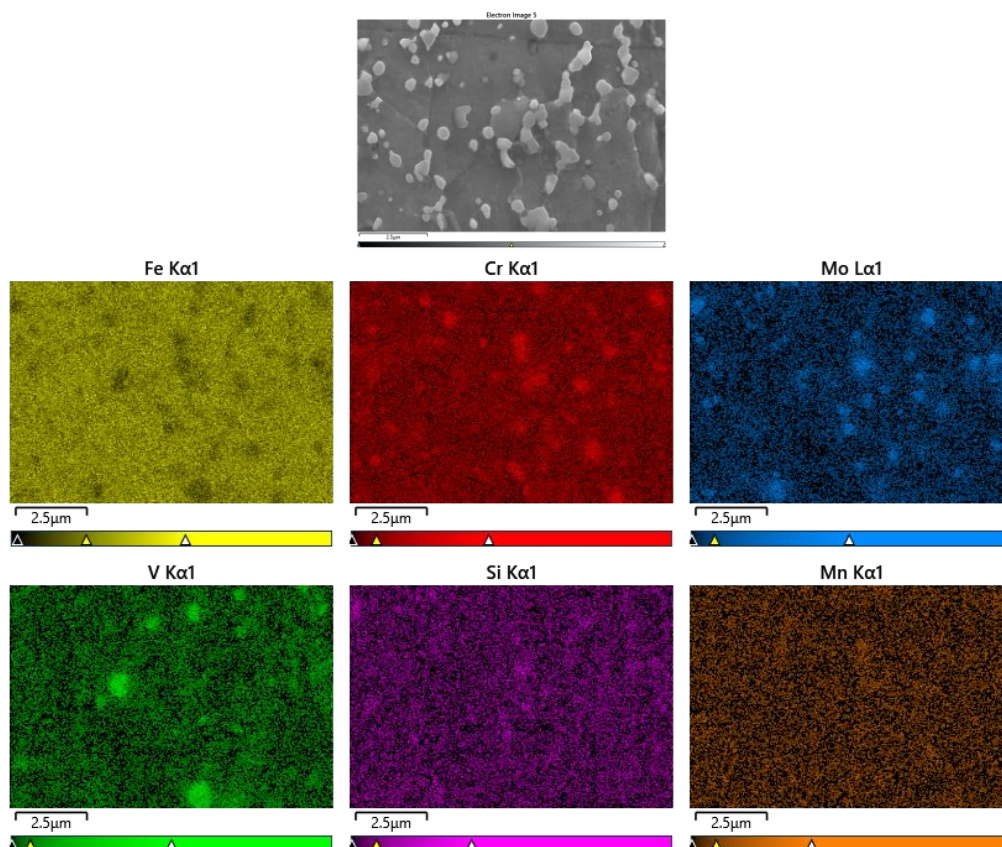


Ilustración 58. Mapeo elemental de elementos del acero H13 sin tratamiento térmico obtenida con el microscopio electrónico de barrido por EDS.

Además, se presenta la tabla 26 en la cual se especifica el porcentaje en pesos de los elementos presentes en el acero y que coincide con la composición química presentada en la ficha técnica.

Tabla 26. Composición química global del acero H13 sin tratamiento térmico mediante EDS

Espectro de suma de mapa		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	0.98	1.94
V	1.47	1.60
Cr	6.37	6.79
Mn	0.53	0.53
Fe	88.57	87.93
Mo	2.09	1.21
Total	100.00	100.00

Adicional al mapeo general de la zona de interés, se realizó un análisis químico puntual en los carburos, en la ilustración 59 se muestran los puntos de interés y en las siguientes tablas e ilustraciones se presenta la composición química de cada punto.

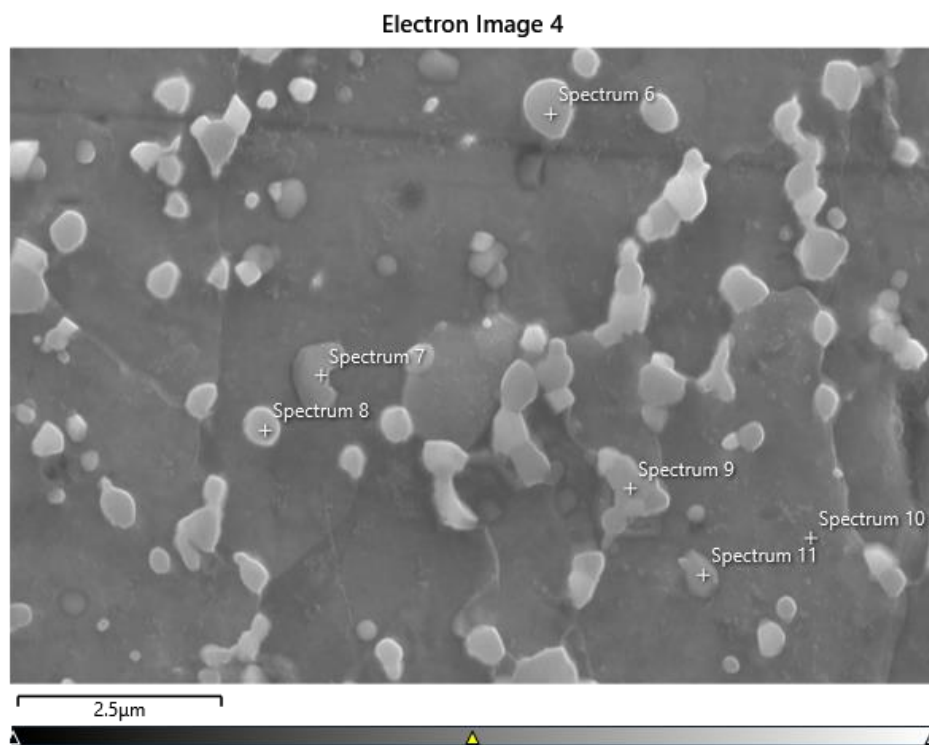


Ilustración 59. Micrografía MEB del acero H13 sin tratamiento térmico obtenido en microscopio electrónico de barrido a 10,000 aumentos con puntos de interés para composición química puntual.

En la ilustración 60 se presenta el análisis puntual del acero marcado como espectro 6 y en la tabla 27 la composición química puntual del carburo, de acuerdo a los

resultados obtenidos el carburo tiene un alto contenido del elemento cromo, por lo que es un carburo de este elemento. En la tabla 28 e ilustración 61 se realizó el estudio en un carburo diferente (espectro 7) y de acuerdo a la composición química resultante, este carburo es rico en vanadio.

Tabla 27. Composición química puntual del espectro 6 en el acero H13 sin tratamiento térmico mediante EDS

Espectro puntual 6		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	0.70	1.36
V	2.87	3.09
Cr	17.20	18.19
Fe	77.61	76.42
Mo	1.62	0.93
Total	100.00	100.00

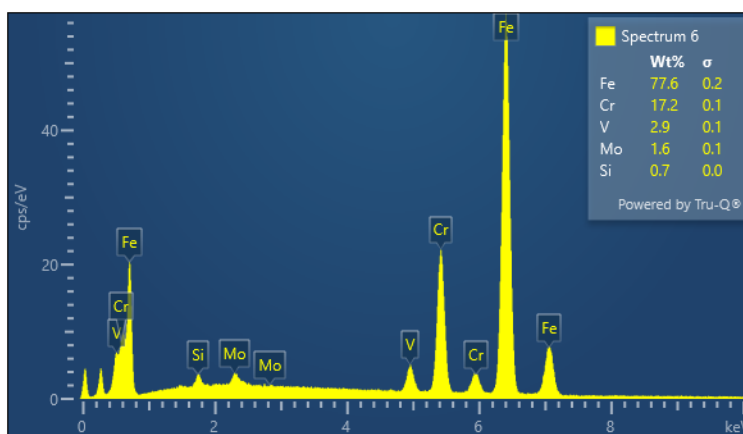


Ilustración 60. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 27

Tabla 28. Composición química puntual del espectro 7 en el acero H13 sin tratamiento térmico mediante EDS

Espectro puntual 7		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	0.53	1.06
V	24.39	26.72
Cr	5.92	6.35
Mn	0.41	0.42
Fe	60.83	60.78
Nb	3.43	2.06
Mo	4.48	2.61
Total	100.00	100.00

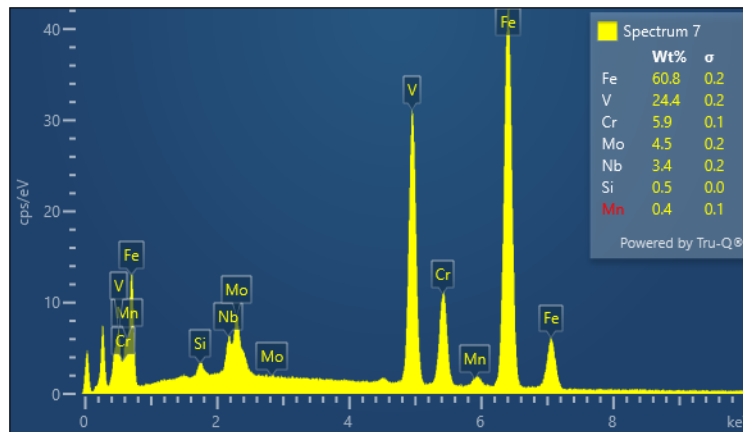


Ilustración 61. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 28.

En la tabla 29 e ilustración 62 se muestran los resultados obtenidos en el espectro 10, en el cual se realizó en la matriz del material. Se puede observar una mayor presencia del elemento hierro, lo cual se relaciona a la presencia de la fase ferrita. Además, hay un pequeño porcentaje de aluminio, esto puede presentarse debido a residuos de la alúmina utilizada en el proceso de metalografía.

Tabla 29. Composición química puntual del espectro 10 en el acero H13 sin tratamiento térmico mediante EDS.

Espectro puntual 10		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	0.90	1.76
V	0.65	0.70
Cr	5.34	5.65
Mn	0.58	0.59
Fe	92.39	91.01
Al	0.14	0.30
Total	100.00	100.00

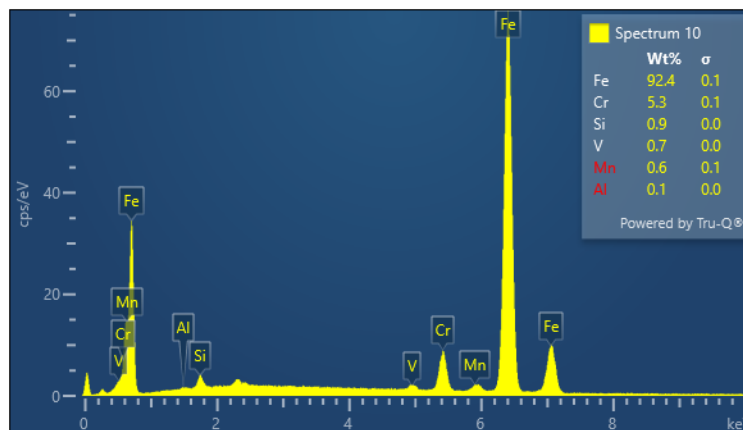


Ilustración 62. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 29.

El histograma que se presenta en la ilustración 63 muestra la distribución del tamaño de carburos (en μm) presentes en la microestructura. Se observa que la mayoría de los carburos presentan un tamaño entre 0.2 y 0.6 μm , con un valor máximo de frecuencia cercano a 90 carburos en el intervalo de 0.3 a 0.4 μm . Para caracterizar estadísticamente la distribución, se realizó un ajuste utilizando una función Gaussiana, representada por la línea roja, dando como tamaño promedio de los carburos de 0.375 μm .

El área estudiada tiene las siguientes dimensiones: 22.756 μm de ancho y 17.067 μm de alto, dando como resultado un área de 388.78 μm^2 . En esta área se encontraron un total de 237 carburos, por lo que en este material se tiene un promedio de 0.61 carburos por μm^2 .

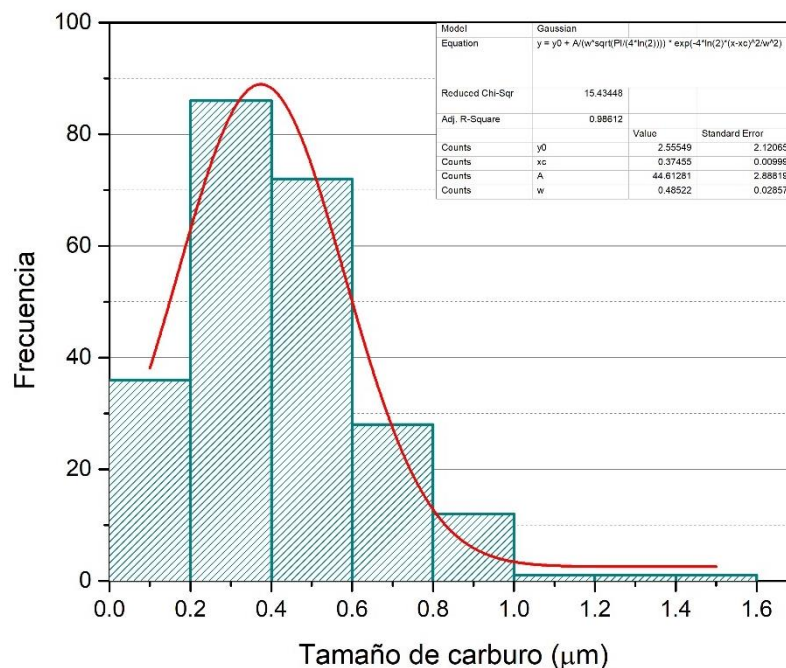


Ilustración 63. Distribución del tamaño de carburos en el acero H13 sin tratamiento térmico con ajuste mediante una curva Gaussiana.

Las micrografías MEB del acero H13 revenido a 300°C se presentan en la ilustración 64 en las cuales se presenta un cambio de matriz ferrítica a martensítica con una morfología de listón, lo cual coincide con el porcentaje de carbono menor al 0.6%. Además, se observan partículas dispersadas en la matriz, las cuales se encuentran principalmente en los límites de grano, estas partículas o carburos cuentan con una morfología esférica irregular y son de tamaño muy pequeño, en comparación con el acero sin tratamiento térmico es evidente una reducción en la presencia de los carburos.

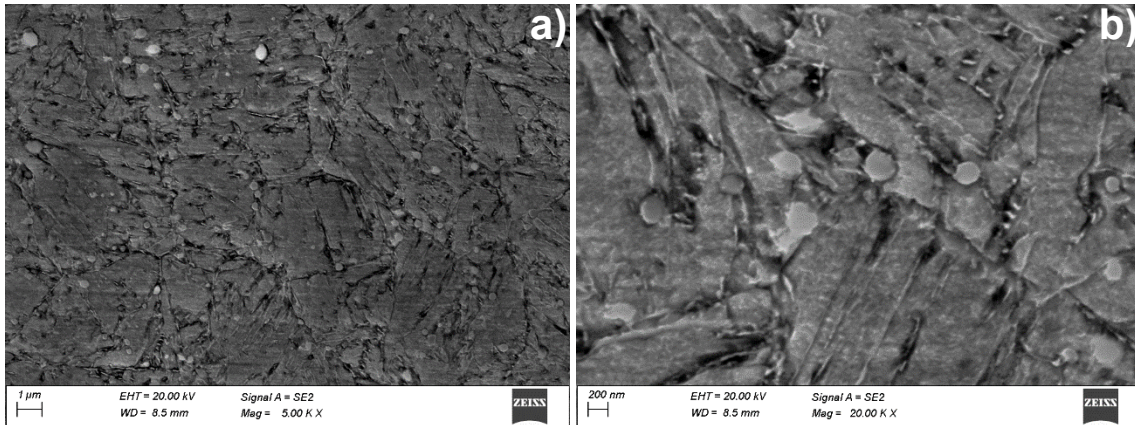


Ilustración 64. Micrografías MEB del acero H13 revenido a 300°C obtenidas con el microscopio electrónico de barrido con detector de electrones secundarios. a) 5,000 aumentos, b) 20,000 aumentos.

La distribución de los elementos que constituyen el acero H13 revenido a 300°C se presenta en las ilustraciones 65 y 66. Los resultados muestran que los elementos aleantes del acero se encuentran en solución sólida con la red cristalina del hierro, en la ilustración 65 se observan partículas dispersadas en la matriz que presentan una mayor concentración del elemento vanadio, por lo cual estas partículas pueden ser presencia de carburos de vanadio. En el caso de la ilustración 66, en otra zona del material, el carburo con morfología elíptica de gran tamaño presenta una mayor concentración del elemento molibdeno, los carburos con morfología esférica presenta una mayor concentración de cromo y vanadio.

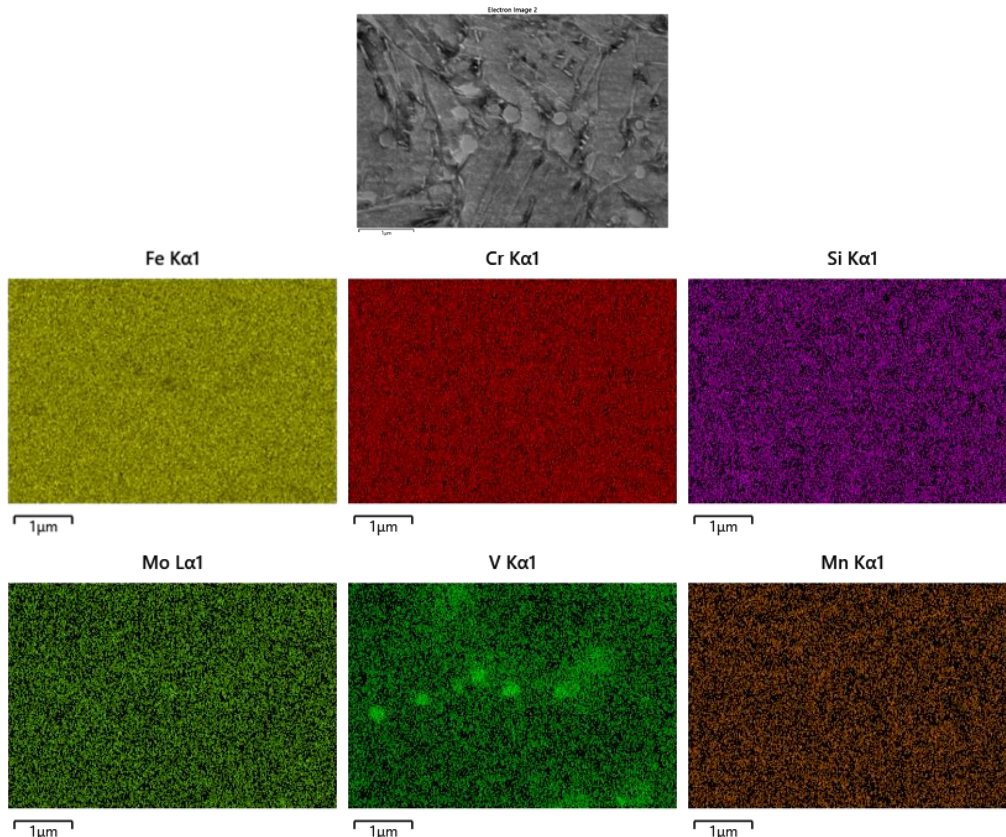


Ilustración 65. Mapeo elemental de elementos del acero H13 revenido a 300°C con la presencia de carburos esferoidales obtenida con el microscopio electrónico de barrido por EDS

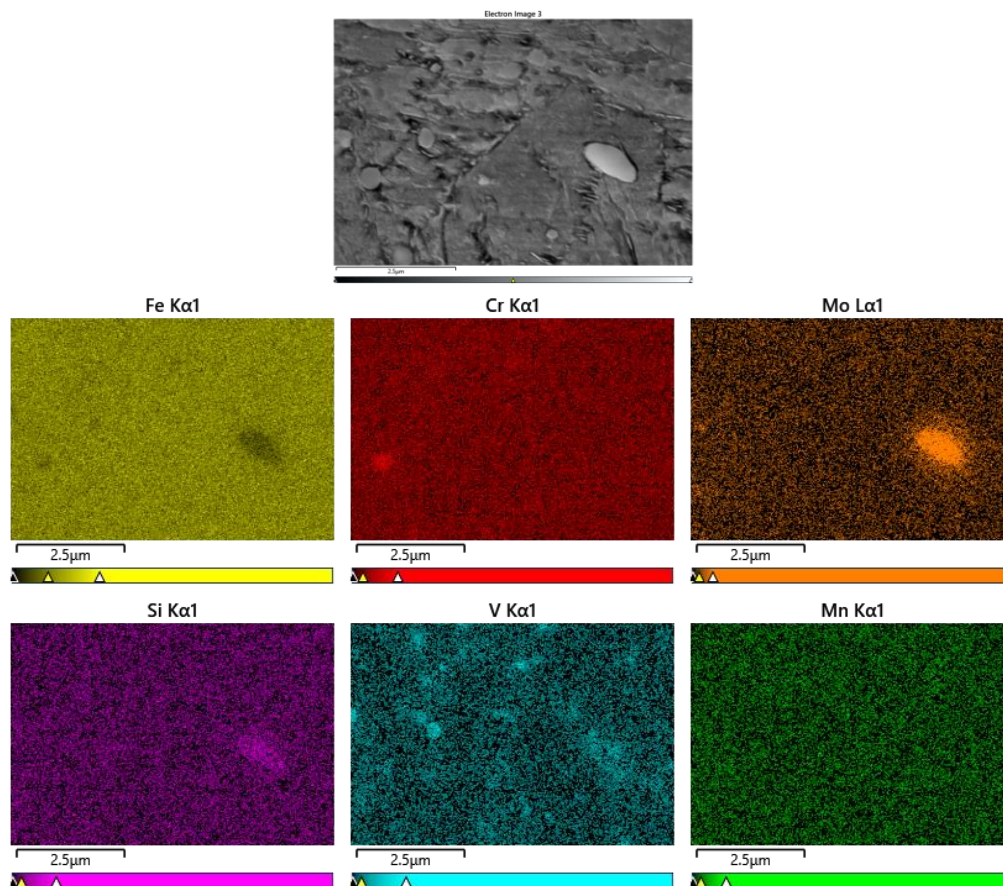


Ilustración 66. Mapeo elemental de elementos del acero H13 revenido a 300°C con la presencia de carburo elíptico obtenida con el microscopio electrónico de barrido por EDS.

Además, en las tablas 30 y 31 se especifica el porcentaje en pesos de los elementos presentes en el acero, coincidiendo con la composición química presentada en la ficha técnica. También se observa un incremento en el porcentaje del elemento molibdeno en la segunda debido a la presencia del carburo de gran tamaño de este elemento.

Tabla 30. Composición química global del acero H13 revenido a 300°C con la presencia de carburos esféricos mediante EDS

Espectro de suma de mapa		
Elemento	% en peso	% atómico
C	3.11	12.88
Si	1.08	1.91
V	1.02	1.00
Cr	5.28	5.04
Mn	0.42	0.38
Fe	87.78	78.11
Mo	1.31	0.68
Total	100.00	100.00

Tabla 31. Composición química global del acero H13 revenido a 300°C con la presencia del carburo elíptico mediante EDS

Espectro de suma de mapa		
Elemento	% en peso	% atómico
C	3.06	12.70
Si	1.02	1.80
V	1.04	1.02
Cr	5.30	5.08
Mn	0.44	0.40
Fe	87.43	78.10
Mo	1.71	0.89
Total	100.00	100.00

Adicional al mapeo general de la zona de interés, se realizó un análisis químico puntual en la matriz y en los carburos, en la ilustración 67 se muestran los puntos de interés y en las siguientes tablas se presenta la composición química de cada punto.

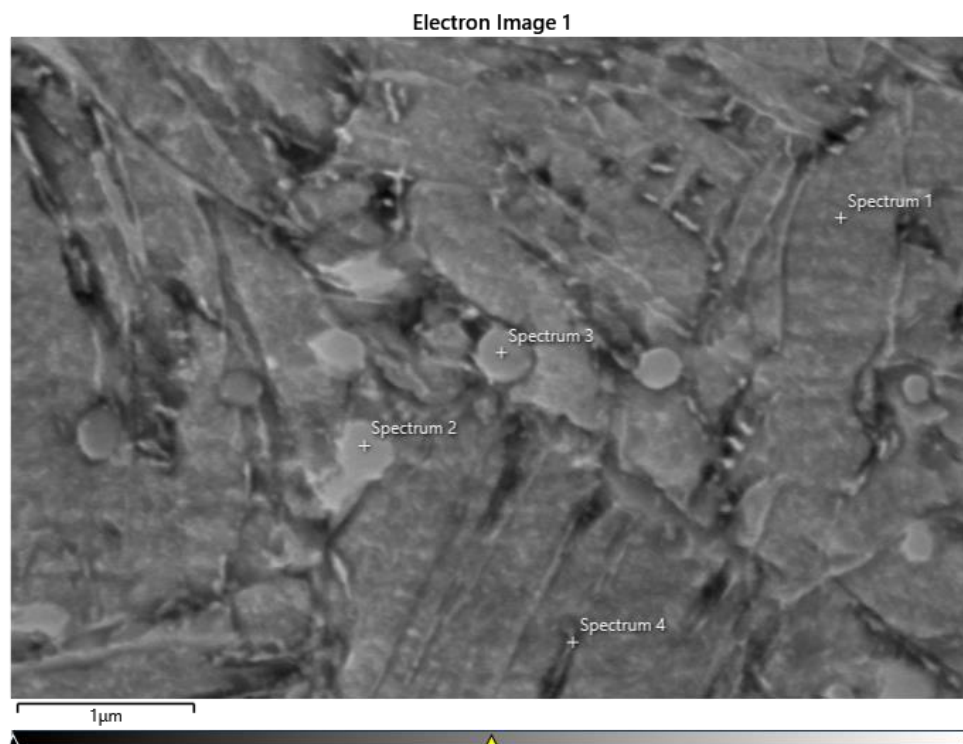


Ilustración 67. Micrografía MEB del acero H13 revenido a 300°C obtenido en microscopio electrónico de barrido a 20,000 aumentos con puntos de interés para composición química puntual.

En la tabla 32 e ilustración 68 se muestra el análisis puntual del acero H13 revenido a 300°C marcado como espectro 1. El sitio de estudio corresponde a la matriz, en donde se presenta una composición química muy similar a la presentada en la ficha técnica. En la tabla 33 e ilustración 69 se presenta el espectro 2, a pesar de tener

una morfología similar a la de un carburo tiene la misma composición de la matriz, por lo cual se puede interpretar que no es la presencia de un carburo.

Tabla 32. Composición química puntual del espectro 1 en el acero H13 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 1		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	1.21	2.37
S	0.43	0.74
V	0.81	0.87
Cr	5.26	5.54
Mn	0.43	0.43
Fe	91.85	90.05
Total	100.00	100.00

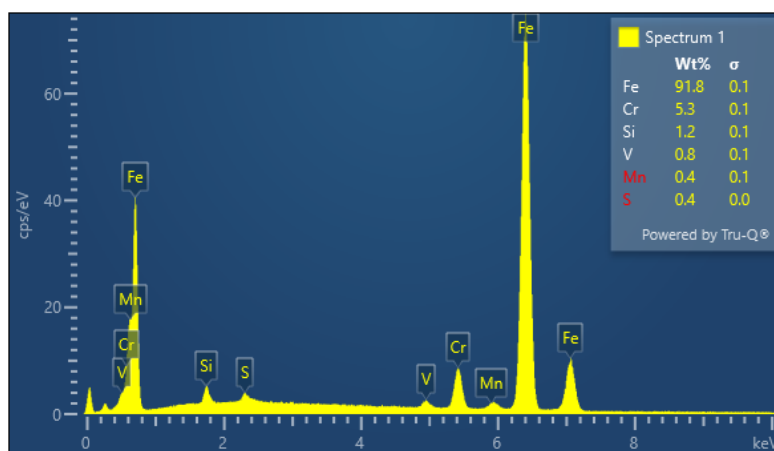


Ilustración 68. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 32

Tabla 33. Composición química puntual del espectro 2 en el acero H13 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 2		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	1.24	2.42
S	0.51	0.88
V	1.27	1.36
Cr	5.24	5.51
Mn	0.46	0.46
Fe	91.27	89.36
Total	100.00	100.00

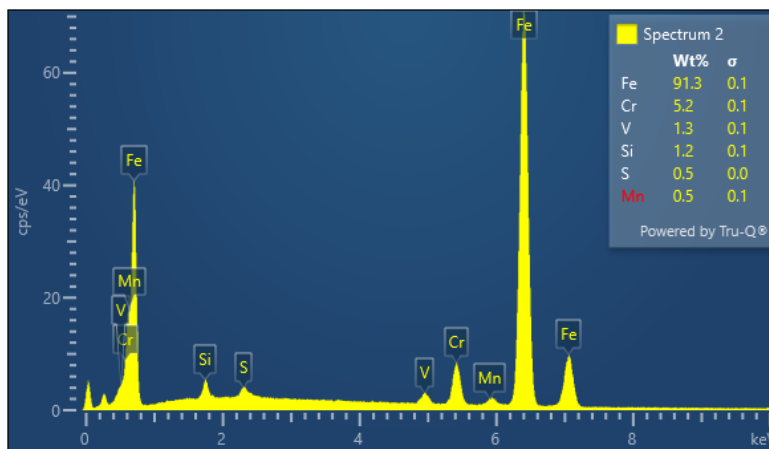


Ilustración 69. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 33

En la tabla 34 y la ilustración 70 se presenta el espectro 3, en donde se observa una diferencia en la composición química. Se presenta un incremento del elemento vanadio, con un contenido del 10.70% en peso, lo que nos indica la presencia de un carburo.

Tabla 34. Composición química puntual del espectro 3 en el acero H13 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 3		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	1.02	2.00
V	10.70	11.62
Cr	5.59	5.94
Fe	79.16	78.40
Mo	3.54	2.04
Total	100.00	100.00

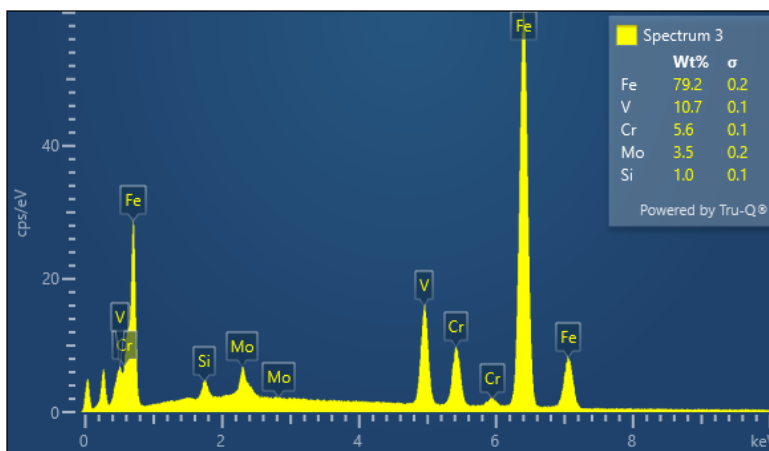


Ilustración 70. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 32.

El espectro marcado como 4 se muestra en la tabla 35 e ilustración 71. El cual presenta una disminución del porcentaje del vanadio y además la presencia del elemento flúor. Debido a que este elemento no se presenta en las demás

composiciones puntuales y en el mapeo del acero, se puede deber a la presencia de una partícula contaminante localizada en la superficie.

Tabla 35. Composición química puntual del espectro 4 en el acero H13 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 4		
Elemento	% en peso	% atómico
F	0.55	1.57
Si	1.06	2.06
V	0.81	0.87
Cr	5.46	5.75
Fe	90.84	89.01
Mo	1.28	0.73
Total	100.00	100.00

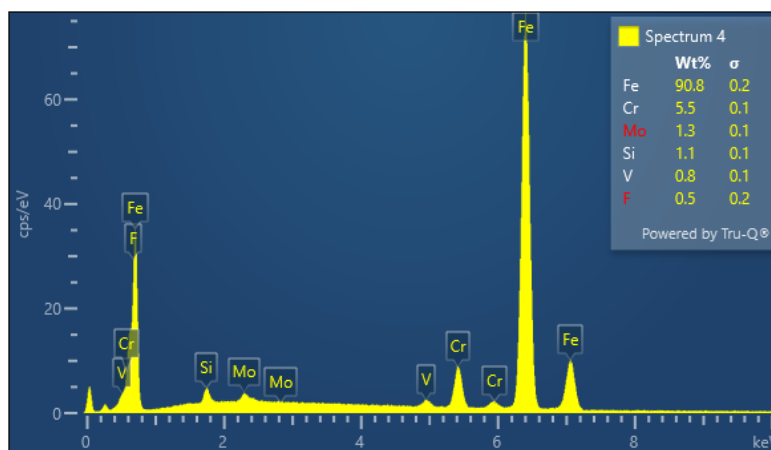


Ilustración 71. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 33.

El histograma que se presenta en la ilustración 72, muestra la distribución del tamaño de carburos (en μm) presentes en la microestructura del acero H13 revenido a 300°C. Se observa que la mayoría de los carburos presentan un tamaño entre 0.2 y 0.4 μm , con un valor máximo de frecuencia cercano a 30 carburos en el intervalo de 0.2 a 0.3 μm . Para caracterizar estadísticamente la distribución, se realizó un ajuste utilizando una función Gaussiana, representada por la línea roja, dando como tamaño promedio de los carburos de 0.293 μm .

El área estudiada tiene las siguientes dimensiones: 22.756 μm de ancho y 17.067 μm de alto, dando como resultado un área de 388.78 μm^2 . En esta área se encontraron un total de 86 carburos, por lo que en este material se tiene un promedio de 0.22 carburos por μm^2 .

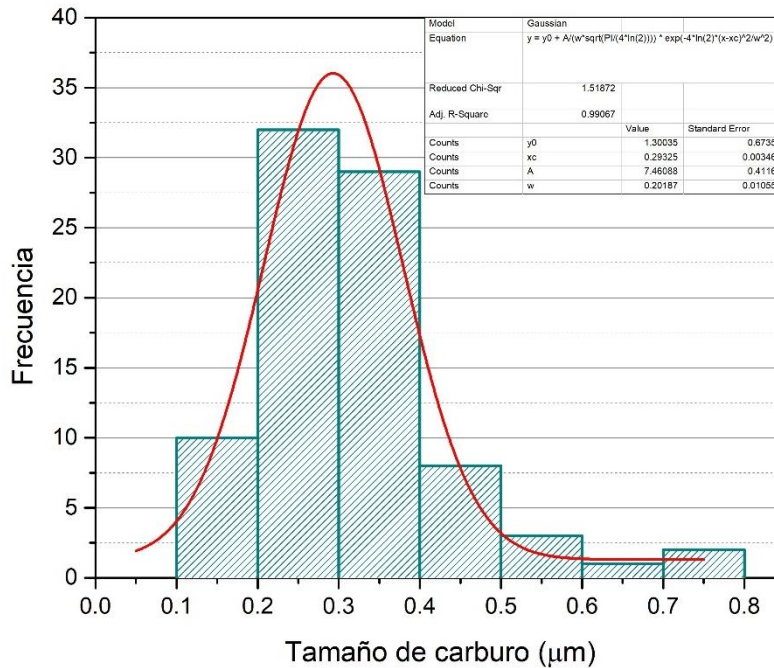


Ilustración 72. Distribución del tamaño de carburos en el acero H13 revenido a 300°C con ajuste mediante una curva Gaussiana.

Las micrografías MEB del acero D2 revenido a 600°C se presentan en la ilustración 73, en las cuales se presenta una matriz martensítica, en comparación con la martensita del acero H13 con morfología de listón, el acero D2 presenta una morfología acicular lo cual coincide con el porcentaje de carbono mayor al 0.6%. Además, se observan partículas dispersadas en la matriz, las cuales se encuentran distribuidas uniformemente, estas partículas o carburos cuentan con una morfología esférica irregular y algunos con morfología elíptica, en este acero precipitan carburos con una distribución heterogénea en tamaño, en algunas zonas también se logra observar coalescencia de carburos.

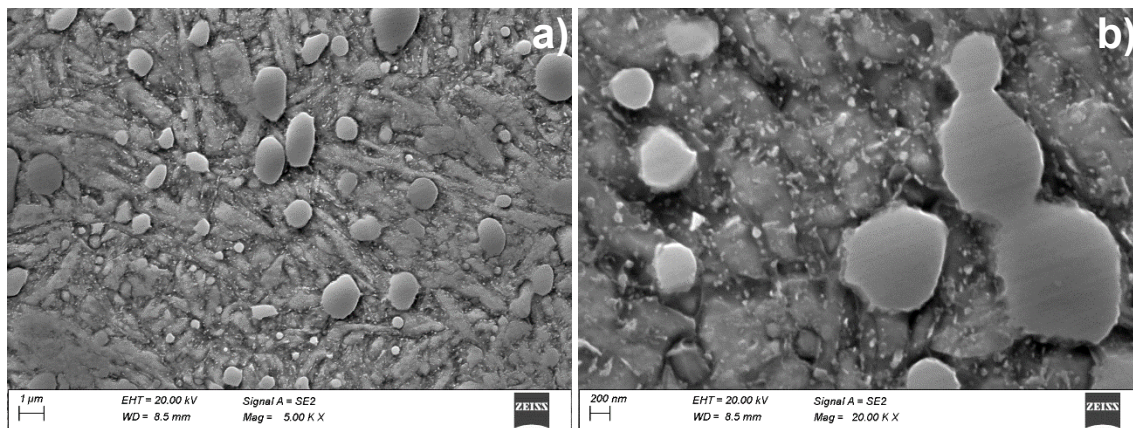


Ilustración 73. Micrografías MEB del acero D2 revenido a 600°C obtenidas con el microscopio electrónico de barrido con detector de electrones secundarios. a) 5,000 aumentos, b) 20,000 aumentos.

Los resultados del mapeo elemental de elementos del acero D2 revenido a 600°C se presenta en la ilustración 74, los elementos aleantes se encuentran en solución sólida con la red cristalina del hierro. Además, se observa que las partículas dispersadas en la matriz presentan una mayor concentración del elemento cromo, vanadio y manganeso, teniendo en cuenta los difractogramas y la composición general se puede definir que estas partículas son carburos de estos elementos.

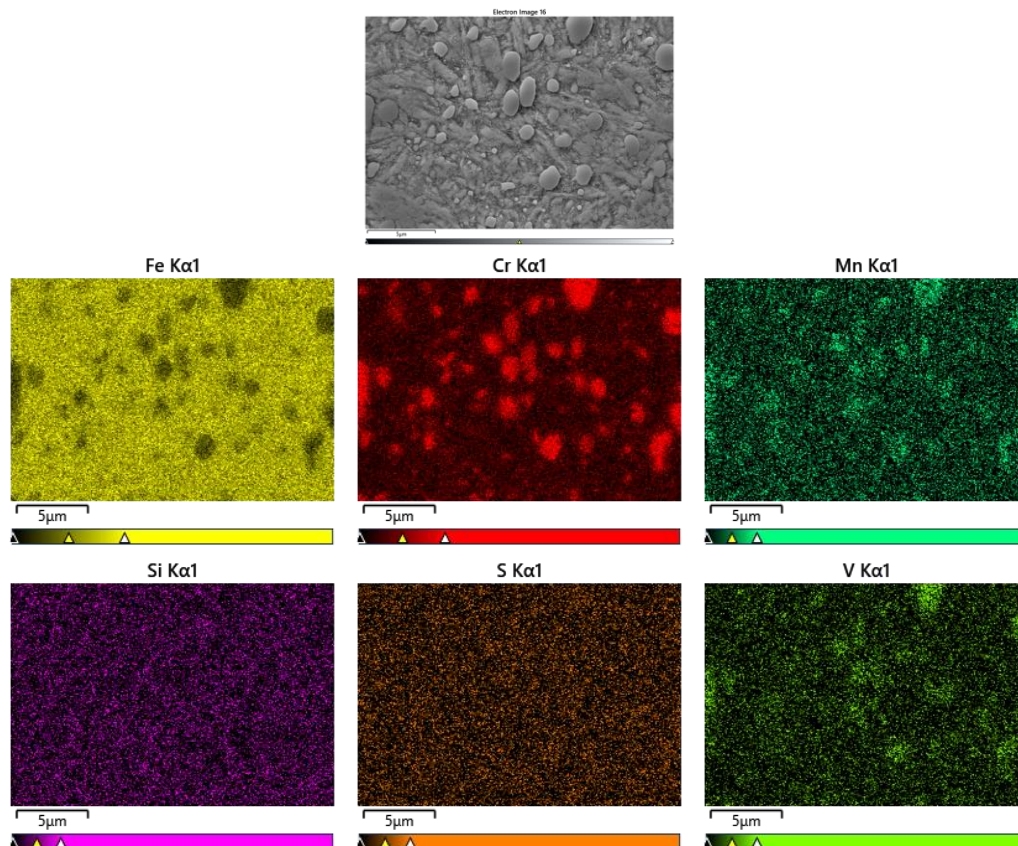


Ilustración 74. Mapeo elemental de elementos del acero D2 revenido a 600°C obtenida con el microscopio electrónico de barrido por EDS.

Adicionalmente se realizó un análisis químico puntual en la matriz y en los carburos, en la ilustración 75 se muestran los puntos de interés y en las siguientes tablas e ilustraciones muestran la composición química obtenida en cada punto.

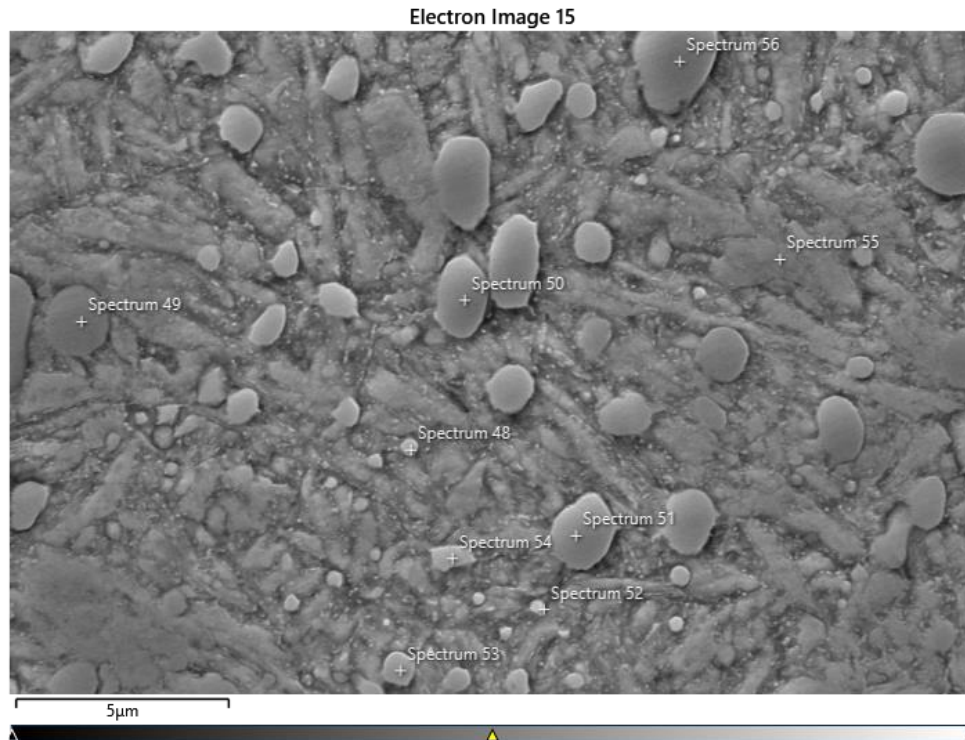


Ilustración 75. Micrografía MEB del acero D2 revenido a 600°C a 5,000 aumentos con puntos de interés para composición química puntual.

De acuerdo a las tablas de las composiciones, se puede determinar que el espectrómetro de las ilustraciones 76, 80 y 83 presentan una composición química similar a la presentada en la ficha técnica.

Los espectrómetros de las ilustraciones 77-79, 81, 82 y 84 se presenta un incremento considerable del porcentaje en peso del elemento cromo, esto es un indicativo que las partículas dispersadas en la matriz en su mayoría son carburos de cromo, tal como se observó en el mapeo general de la zona de estudio.

Tabla 36. Composición química puntual del espectro 48 en el acero D2 revenido a 600°C mediante EDS

Espectro puntual 48		
Elemento	% en peso	% atómico
C	7.20	26.23
Si	0.49	0.76
V	0.82	0.70
Cr	15.19	12.78
Fe	75.58	59.20
Mo	0.72	0.33
Total	100.00	100.00

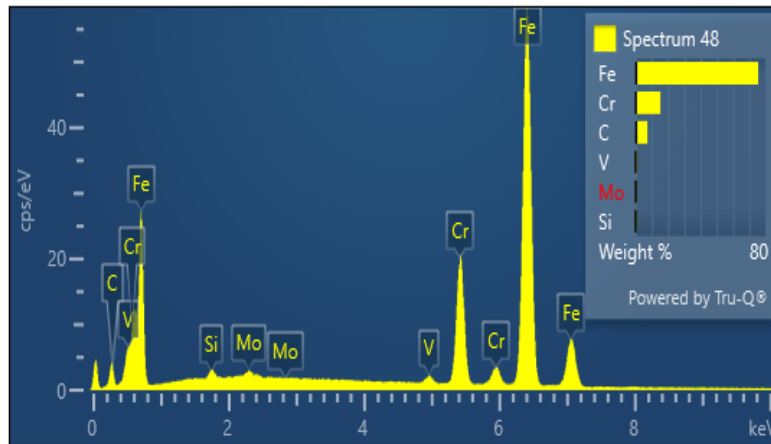


Ilustración 76. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 36.

Tabla 37. Composición química puntual del espectro 49 en el acero D2 revenido a 600°C mediante EDS

Espectro puntual 49		
Elemento	% en peso	% atómico
C	8.32	29.00
Si	0.19	0.28
S	0.36	0.48
V	2.51	2.07
Cr	30.97	24.94
Fe	57.65	43.23
Total	100.00	100.00

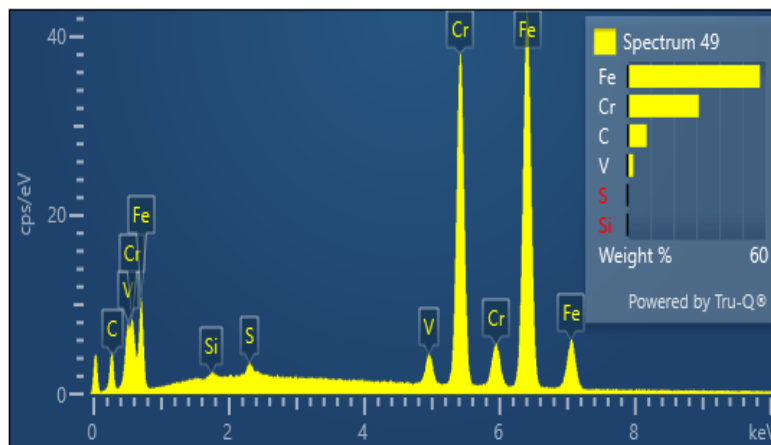


Ilustración 77. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 37.

Tabla 38. Composición química puntual del espectro 50 en el acero D2 revenido a 600°C mediante EDS

Espectro puntual 50		
Elemento	% en peso	% atómico
C	8.53	29.62
V	3.58	2.93
Cr	39.65	31.80
Fe	47.09	35.15
Mo	1.14	0.50
Total	100.00	100.00

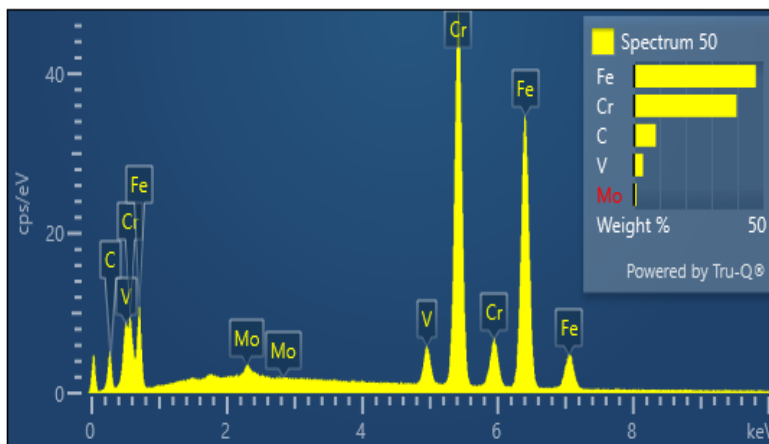


Ilustración 78. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 38.

Tabla 39. Composición química puntual del espectro 51 en el acero D2 revenido a 600°C mediante EDS

Espectro puntual 51		
Elemento	% en peso	% atómico
C	8.95	30.70
V	3.90	3.15
Cr	40.51	32.10
Fe	45.43	33.52
Mo	1.22	0.52
Total	100.00	100.00

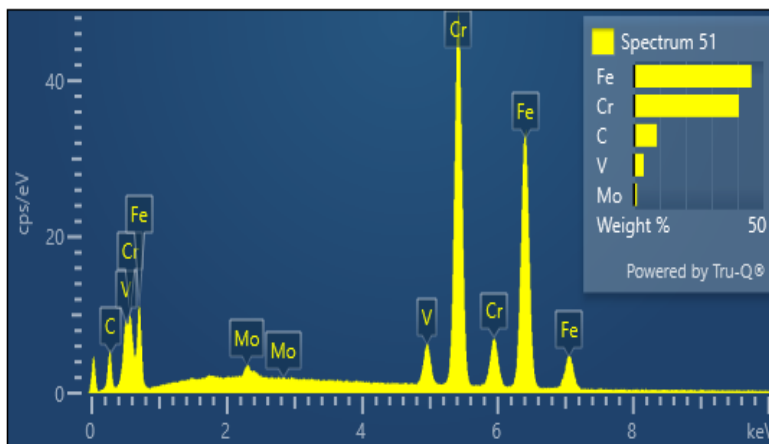


Ilustración 79. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 39.

Tabla 40. Composición química puntual del espectro 52 en el acero D2 revenido a 600°C mediante EDS

Espectro puntual 52		
Elemento	% en peso	% atómico
C	4.64	18.26
Si	0.67	1.13
Cr	9.56	8.69
Mn	0.51	0.44
Fe	84.06	71.20
Mo	0.58	0.28
Total	100.00	100.00

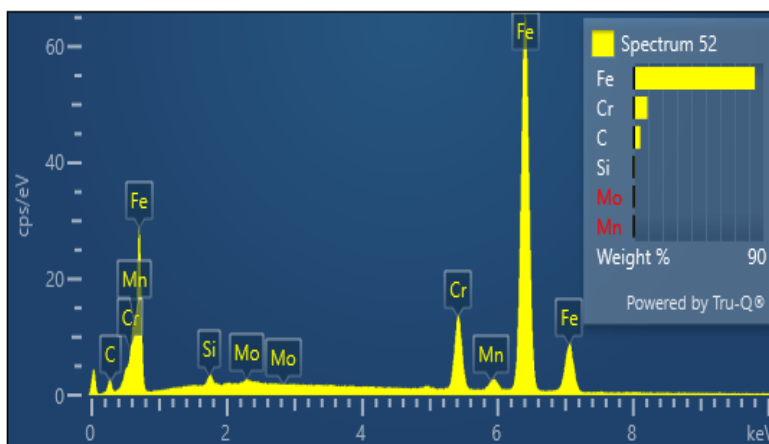


Ilustración 80. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 40.

Tabla 41. Composición química puntual del espectro 53 en el acero D2 revenido a 600°C mediante EDS

Espectro puntual 53		
Elemento	% en peso	% atómico
C	7.88	28.05
V	1.34	1.13
Cr	22.89	18.83
Fe	67.89	51.99
Total	100.00	100.00

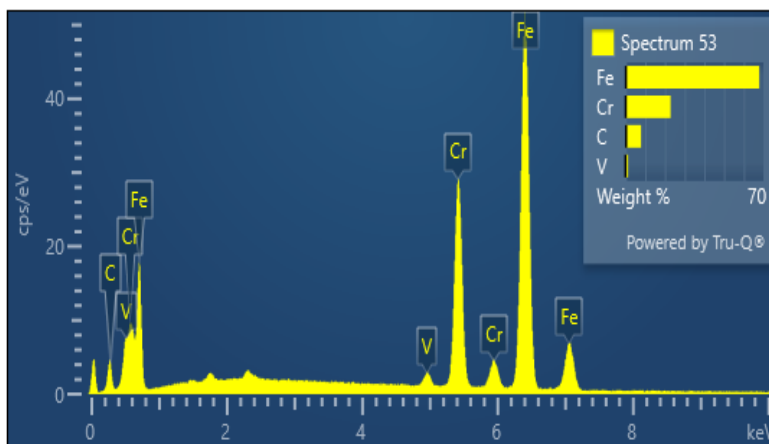


Ilustración 81. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 41.

Tabla 42. Composición química puntual del espectro 54 en el acero D2 revenido a 600°C mediante EDS

Espectro puntual 54		
Elemento	% en peso	% atómico
C	8.13	28.68
Si	0.41	0.62
V	1.09	0.91
Cr	20.90	17.04
Fe	69.48	52.75
C	8.13	28.68
Total	100.00	100.00

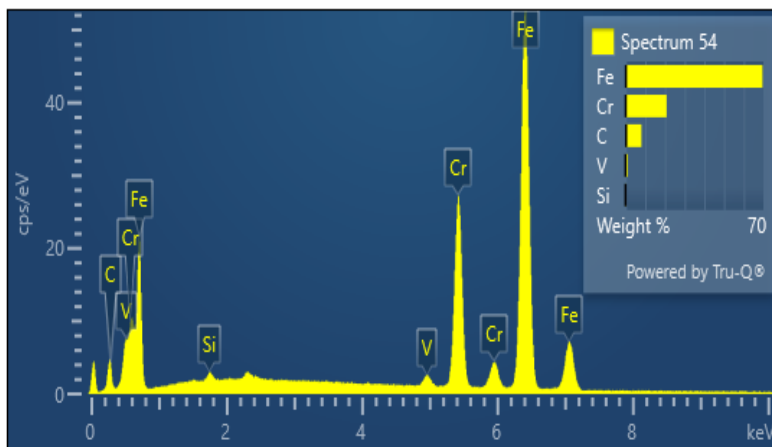


Ilustración 82. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 42.

Tabla 43. Composición química puntual del espectro 55 en el acero D2 revenido a 600°C mediante EDS

Espectro puntual 55		
Elemento	% en peso	% atómico
C	1.85	8.01
Si	0.56	1.03
Cr	7.35	7.33
Mn	0.48	0.45
Fe	89.32	82.94
Mo	0.44	0.24
Total	100.00	100.00

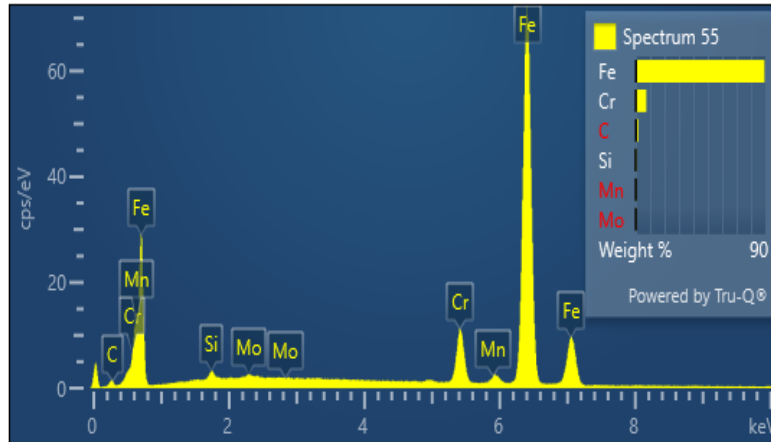


Ilustración 83. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 43.

Tabla 44. Composición química puntual del espectro 56 en el acero D2 revenido a 600°C mediante EDS

Espectro puntual 56		
Elemento	% en peso	% atómico
C	8.46	29.34
V	4.97	4.06
Cr	45.57	36.50
Fe	39.52	29.47
Mo	1.48	0.64
Total	100.00	100.00

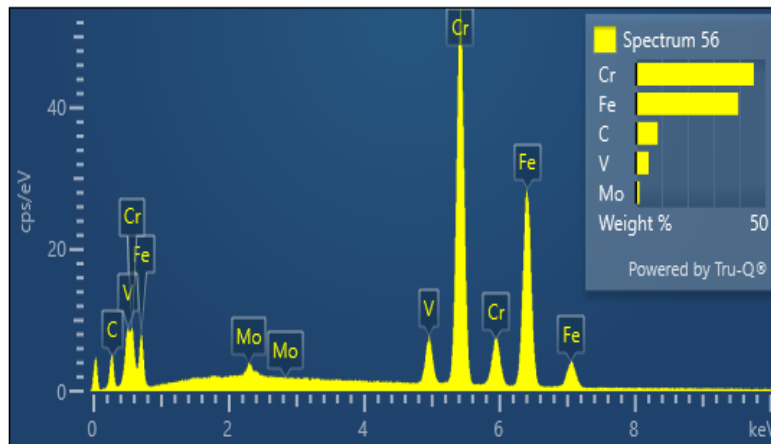


Ilustración 84. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 44.

La ilustración 85 muestra la distribución del tamaño de carburos en una muestra de acero D2 sometido a revenido a 600 °C. En este acero se presentó una distribución heterogénea en el tamaño de los carburos, por lo que se realizó la medición en dos clasificaciones, carburos de menor y de mayor tamaño. En la ilustración 85a se presentan los carburos más pequeños, en donde la mayoría de los carburos se concentran en tamaños entre 0.3 y 0.4 μm , con un pico de frecuencia de 15. Para caracterizar estadísticamente la distribución, se realizó un ajuste utilizando una función Gaussiana, representada por la línea roja, dando como tamaño promedio

de los carburos de 0.362 μm . En la ilustración 85b se encuentra la medición de los carburos de mayor tamaño, con una mayor frecuencia en el intervalo de 1.4 y 1.6 μm . Al realizar el estudio estadístico se obtiene como resultado un tamaño de carburo promedio de 1.454 μm .

El área estudiada tiene las siguientes dimensiones: 22.756 μm de ancho y 17.067 μm de alto, dando como resultado un área de 388.78 μm^2 . En esta área se encontraron un total de 75 carburos, por lo que en este material se tiene un promedio de 0.19 carburos por μm^2 .

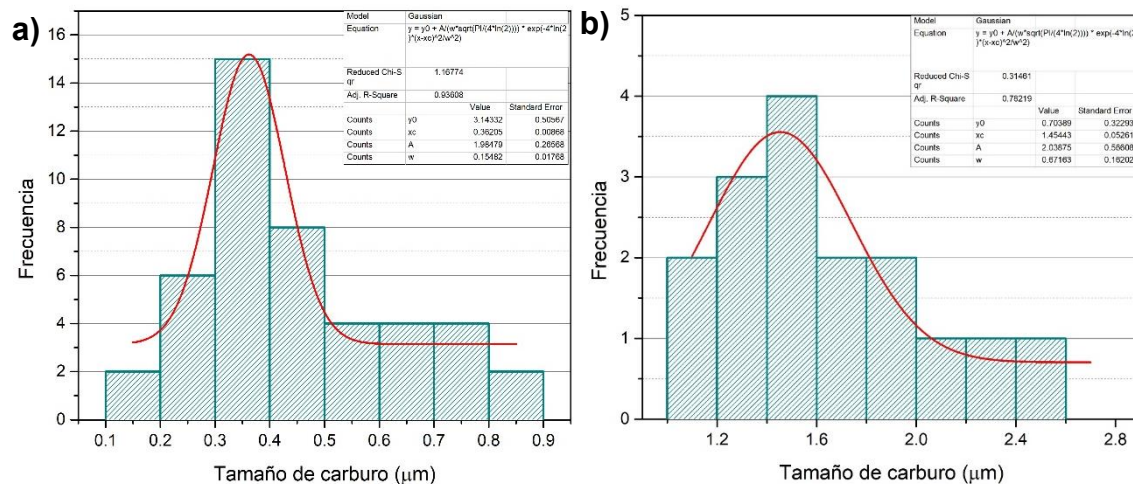


Ilustración 85. Distribución del tamaño de carburos en el acero D2 revenido a 600°C con ajuste mediante una curva Gaussiana. a) Carburos de menor tamaño, b) Carburos de mayor tamaño.

En la ilustración 86 se presentan las micrografías MEB del acero A11 revenido a 300°C. Al igual que los aceros H13 y D2 tratados térmicamente, se presenta una matriz martensítica con morfología acicular, esto concuerda con el porcentaje del acero que es mayor al 0.6% de carbono. Además, se presenta una gran densidad de carburos dispersados en la matriz, los cuales cuentan con morfología esférica, elíptica e irregular y se observan con una aparente distribución homogénea en el tamaño.

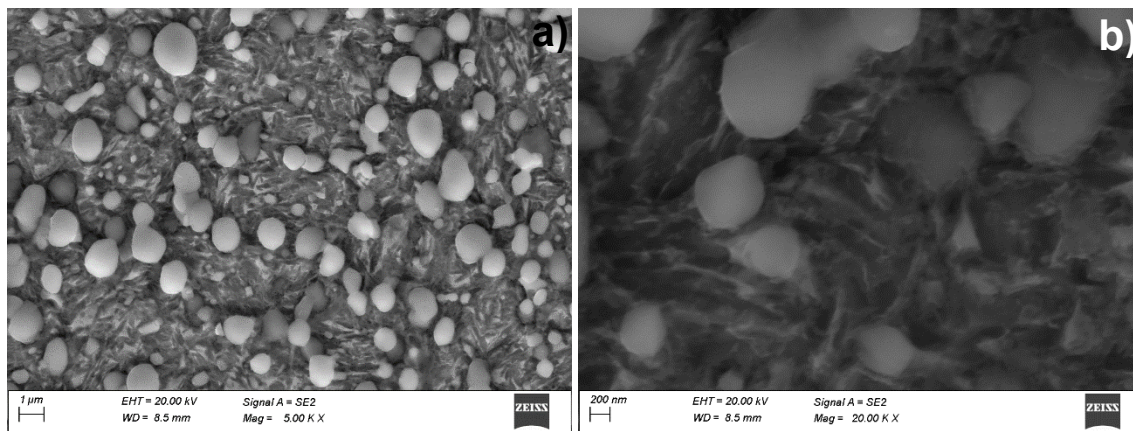


Ilustración 86. Micrografías MEB del acero A11 revenido a 300°C obtenidas con el microscopio electrónico de barrido con detector de electrones secundarios. a) 5,000 aumentos, b) 20,000 aumentos.

Los resultados del mapeo elemental de elementos del acero A11 revenido a 300°C se presenta en la ilustración 87, los elementos aleantes se encuentran en solución sólida con la red cristalina del hierro como en los aceros previamente estudiados. Además, se observa que los carburos dispersados en la matriz presentan una mayor concentración del elemento vanadio, cromo, vanadio y molibdeno, teniendo en cuenta los difractogramas y la composición general se puede definir que estas partículas son carburos de estos elementos.

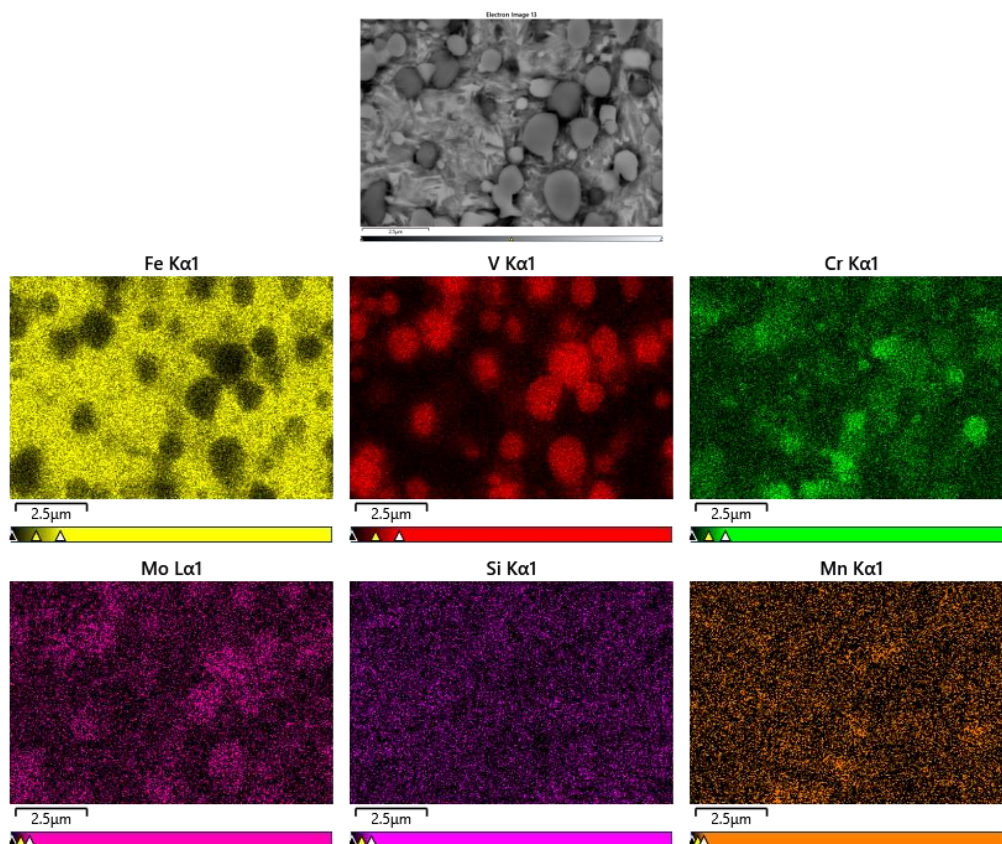


Ilustración 87. Mapeo elemental de elementos del acero A11 revenido a 300°C obtenida con el microscopio electrónico de barrido por EDS.

Al igual que los aceros anteriores, se realizó un análisis químico puntual en la matriz y en los carburos, en la ilustración 88 se muestran los puntos de interés y las tablas muestran la composición química de cada punto.

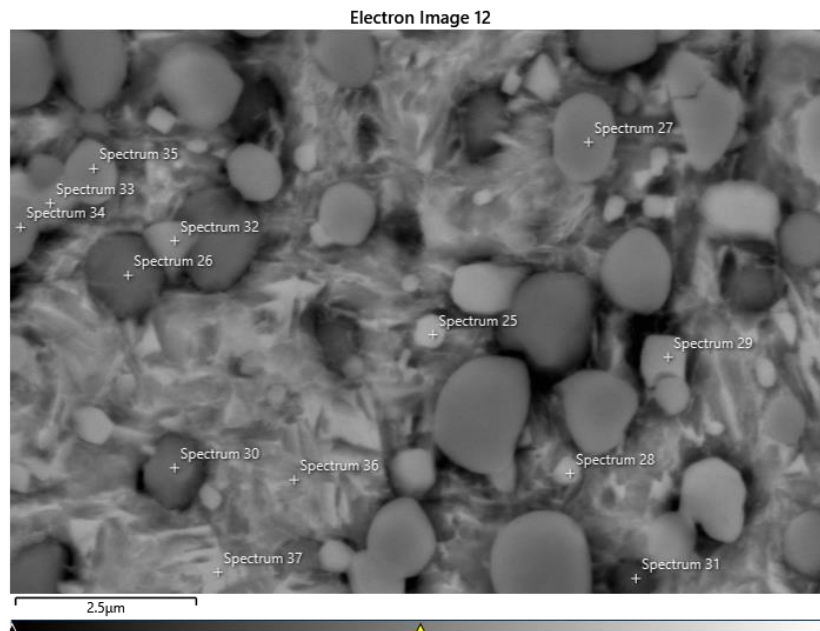


Ilustración 88. Micrografía MEB del acero A11 revenido a 300°C a 10,000 aumentos con puntos de interés para composición química puntual.

Los espectros puntuales 33, 36 y 37 presentan una composición similar a la ficha técnica, lo que nos indica que se realizó el estudio en la matriz del acero.

Los espectros 25 y 28 se realizaron en las partículas de menor tamaño, de acuerdo a su composición se presenta una mayor concentración del elemento cromo, por lo tanto, se pueden definir como carburos de cromo. Los espectros 26, 27, 30, 31, 34 y 35, se realizaron en los carburos de mayor tamaño, de los cuales hay mayor presencia en el acero. De acuerdo a su composición química y a los difractogramas previamente estudiados, nos indica la presencia de carburos de vanadio.

Por último, en los espectros 29 y 32, se presentan coalescencias de carburos y de acuerdo a la composición química se presenta un incremento de los elementos vanadio y cromo. En este caso, se podría presentar un carburo complejo, de acuerdo a la literatura los carburos M_7C_3 y $M_{23}C_6$, los cuales son ricos en cromo y vanadio.

Tabla 45. Composición química puntual del espectro 25 en el acero A11 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 25		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	0.79	1.53
V	7.82	8.42
Cr	17.17	18.12
Mn	0.50	0.49
Fe	71.55	70.29
Mo	1.79	1.02
W	0.39	0.12
Total	100.00	100.00

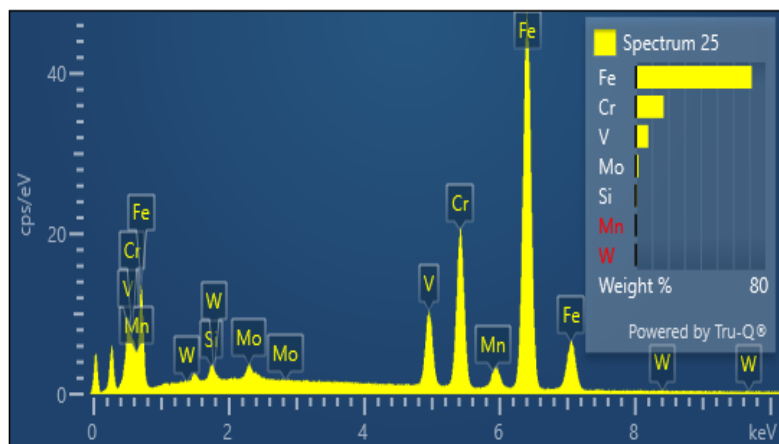


Ilustración 89. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 45.

Tabla 46. Composición química puntual del espectro 26 en el acero A11 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 26		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	0.40	0.78
V	50.06	53.33
Cr	7.21	7.53
Fe	36.35	35.32
Mo	4.69	2.65
W	1.29	0.38
Total	100.00	100.00

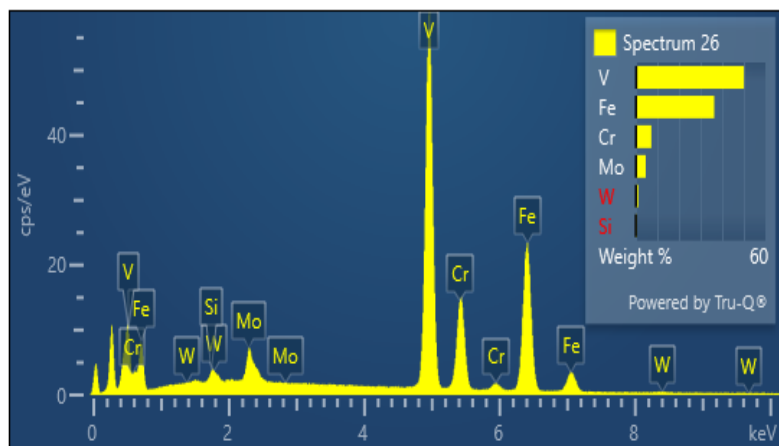


Ilustración 90. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 46.

Tabla 47. Composición química puntual del espectro 27 en el acero A11 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 27		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	0.58	1.13
V	44.57	47.95
Cr	6.86	7.23
Fe	40.79	40.03
Mo	5.55	3.17
W	1.65	0.49
Total	100.00	100.00

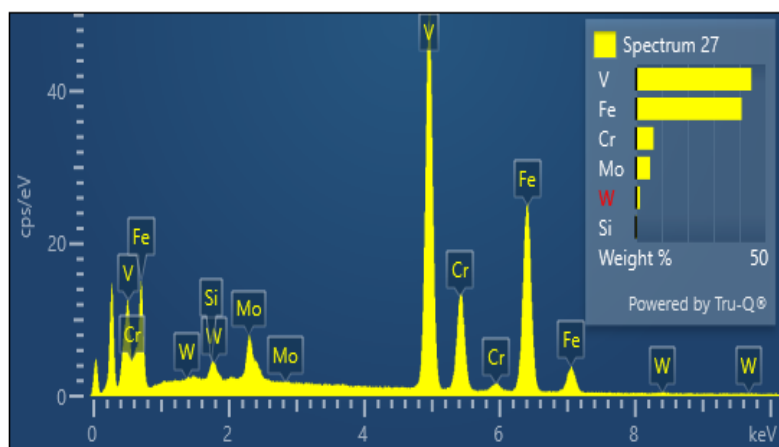


Ilustración 91. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 47.

Tabla 48. Composición química puntual del espectro 28 en el acero A11 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 28		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	0.89	1.73
V	4.52	4.86
Cr	9.84	10.36
Mn	0.68	0.67
Fe	84.07	82.38
Total	100.00	100.00

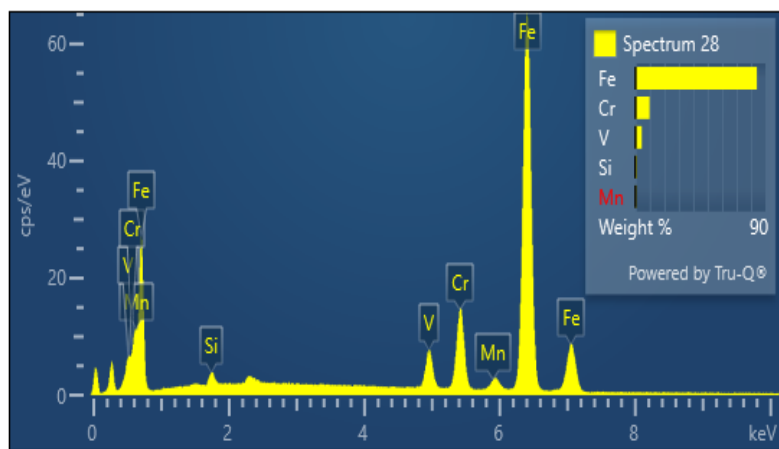


Ilustración 92. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 48.

Tabla 49. Composición química puntual del espectro 29 en el acero A11 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 29		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	0.67	1.27
S	0.88	1.47
V	20.31	21.24
Cr	20.85	21.37
Fe	57.29	54.65
Total	100.00	100.00

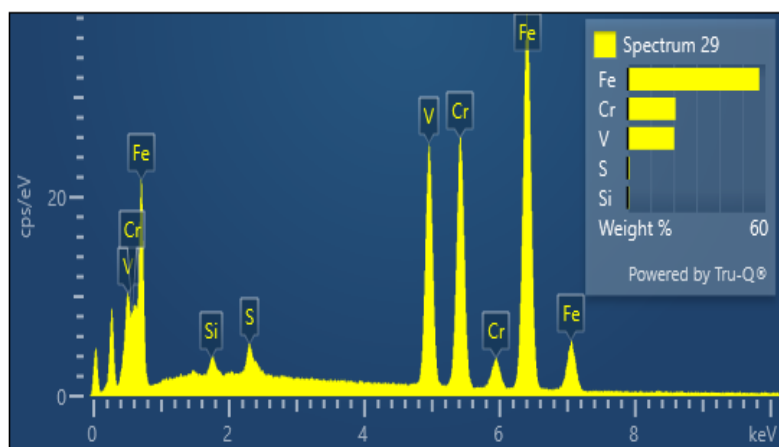


Ilustración 93. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 49.

Tabla 50. Composición química puntual del espectro 30 en el acero A11 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 30		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	0.52	1.00
V	46.83	50.05
Cr	6.33	6.63
Fe	40.09	39.09
Mo	5.08	2.88
W	1.15	0.34
Total	100.00	100.00

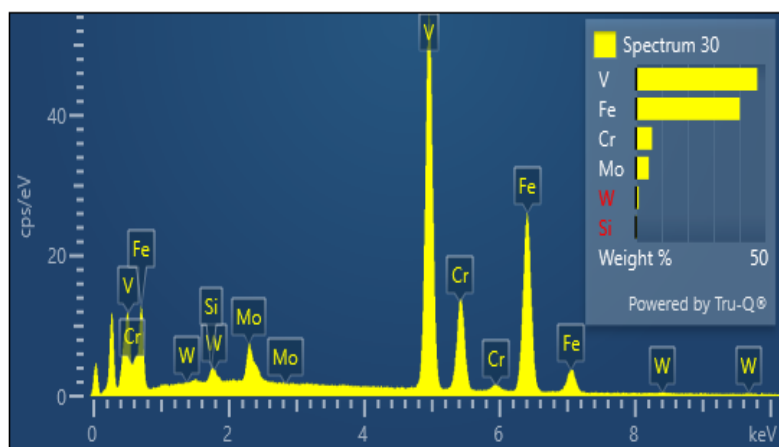


Ilustración 94. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 50.

Tabla 51. Composición química puntual del espectro 31 en el acero A11 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 31		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	0.71	1.39
V	28.32	30.44
Cr	5.98	6.30
Mn	0.32	0.32
Fe	60.75	59.57
Mo	2.98	1.70
W	0.93	0.28
Total	100.00	100.00

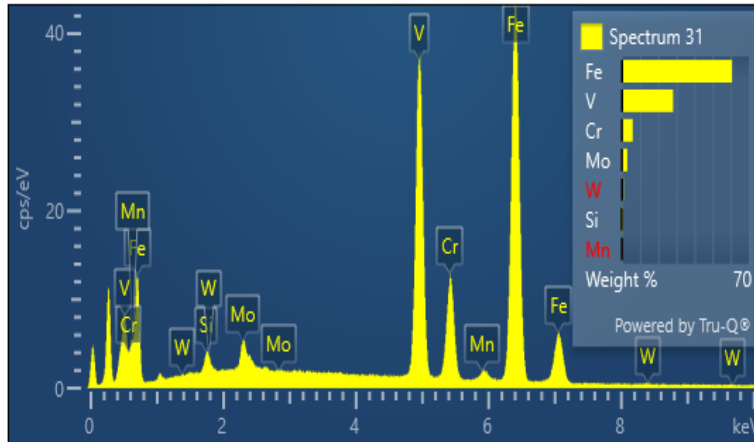


Ilustración 95. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 51.

Tabla 52. Composición química puntual del espectro 32 en el acero A11 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 32		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	0.54	1.03
V	31.53	33.45
Cr	20.05	20.84
Fe	43.76	42.35
Mo	4.12	2.32
Total	100.00	100.00

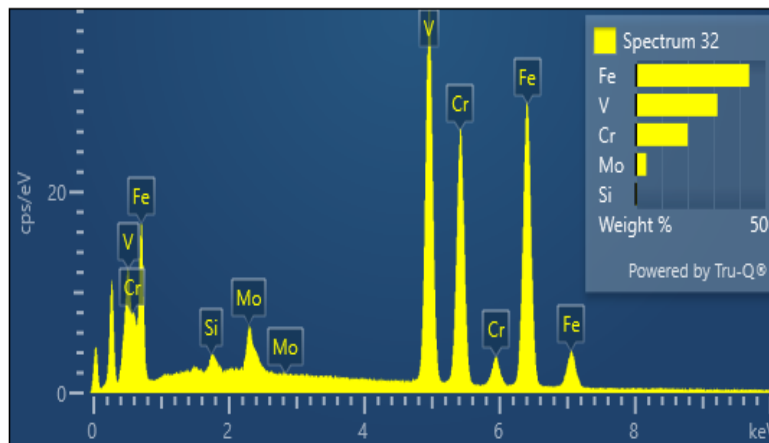


Ilustración 96. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 52.

Tabla 53. Composición química puntual del espectro 33 en el acero A11 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 33		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	1.13	2.19
S	0.52	0.89
V	9.28	9.88
Cr	7.75	8.09
Mn	0.51	0.50
Fe	80.80	78.46
Total	100.00	100.00

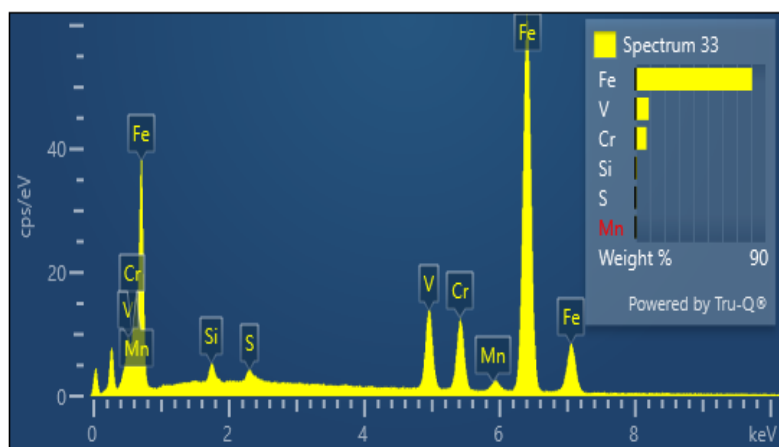


Ilustración 97. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 53.

Tabla 54. Composición química puntual del espectro 34 en el acero A11 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 34		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	0.74	1.45
V	39.17	42.15
Cr	6.17	6.50
Mn	0.44	0.44
Fe	47.10	46.23
Mo	4.84	2.77
W	1.54	0.46
Total	100.00	100.00

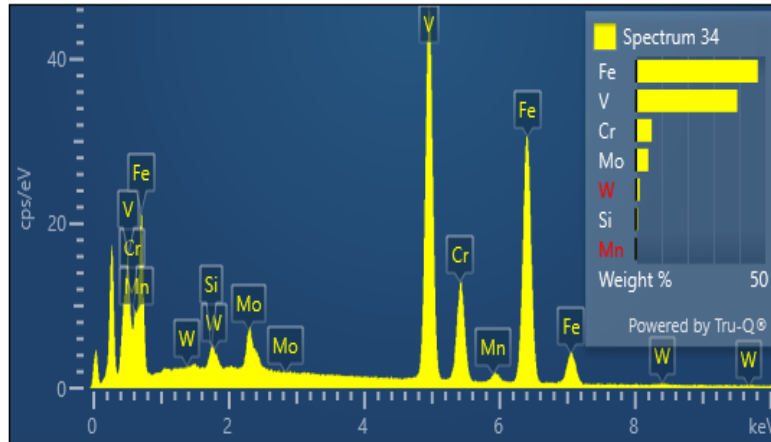


Ilustración 98. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 54.

Tabla 55. Composición química puntual del espectro 35 en el acero A11 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 35		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	0.99	1.92
V	29.37	31.53
Cr	6.01	6.32
Mn	0.36	0.36
Fe	58.84	57.61
Mo	3.47	1.98
W	0.97	0.29
Total	100.00	100.00

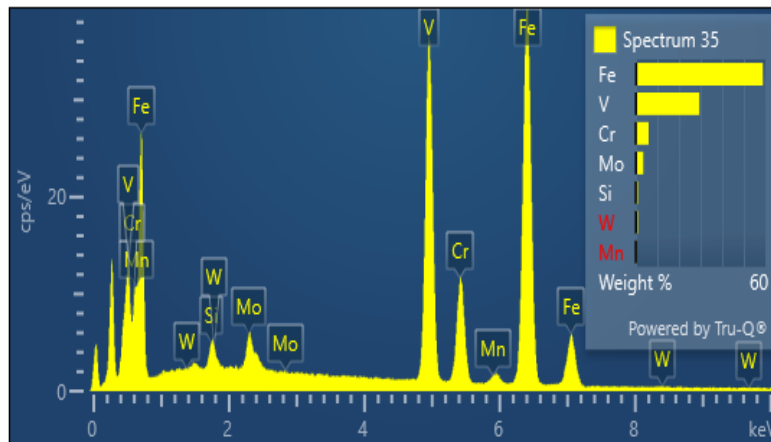


Ilustración 99. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 55.

Tabla 56. Composición química puntual del espectro 36 en el acero A11 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 36		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	0.89	1.74
V	9.41	10.12
Cr	6.79	7.16
Mn	0.47	0.47
Fe	81.45	79.94
Mo	0.99	0.57
Total	100.00	100.00

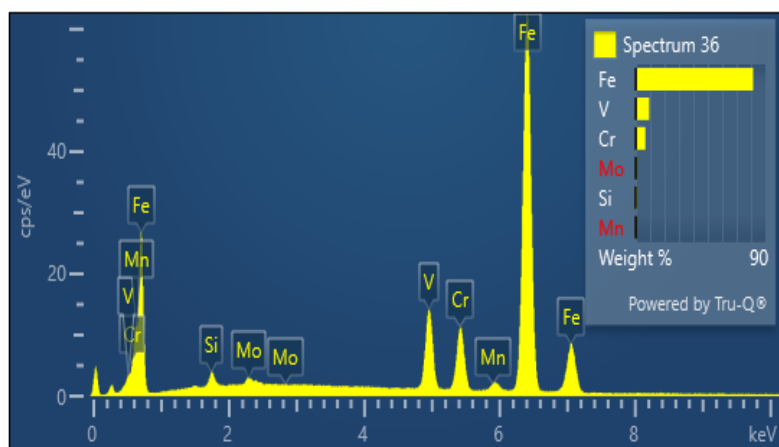


Ilustración 100. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 56.

Tabla 57. Composición química puntual del espectro 37 en el acero A11 revenido a 300°C mediante EDS

Espectro puntual 37		
Elemento	% en peso	% atómico
Si	1.40	2.73
V	2.72	2.92
Cr	5.56	5.85
Mn	0.58	0.58
Fe	89.75	87.93
Total	100.00	100.00

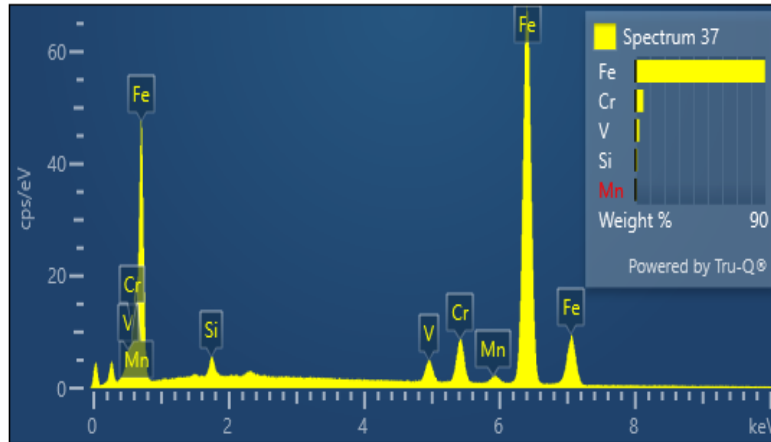


Ilustración 101. Espectro del análisis EDS reportados en la tabla 57.

La ilustración 102 muestra la distribución del tamaño de carburos en una muestra de acero A11 revenido a 300 °C. La mayoría de los carburos se concentran en tamaños entre 0.4 y 1.2 μm , con un pico de frecuencia entre 20 y 30, además se observa una distribución dirigida a los tamaños mayores. Para caracterizar estadísticamente la distribución, se realizó un ajuste utilizando una función Gaussiana, representada por la línea roja, dando como tamaño promedio de los carburos de 0.846 μm .

El área estudiada tiene las siguientes dimensiones: 22.756 μm de ancho y 17.067 μm de alto, dando como resultado un área de 388.78 μm^2 . En esta área se encontraron un total de 157 carburos, por lo que en este material se tiene un promedio de 0.40 carburos por μm^2 .

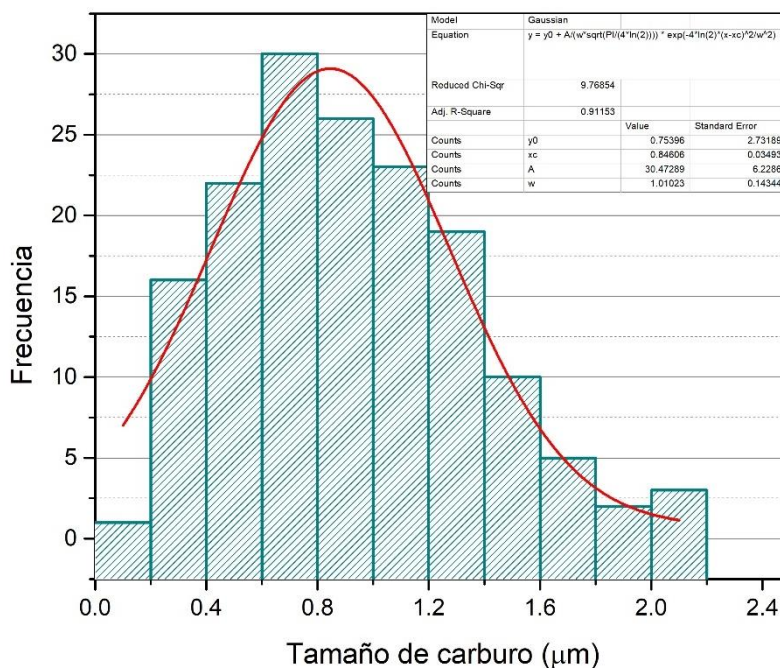


Ilustración 102. Distribución del tamaño de carburos en el acero A11 revenido a 300°C con ajuste mediante una curva Gaussiana.

Macroataque de las herramientas giratorias desgastadas

En la ilustración 103 se muestran imágenes de la herramienta giratoria desgastada del acero H13 sin tratamiento térmico macro atacadas químicamente, con la finalidad de revelar la macro estructura. En la parte superior de la herramienta se logra observar la presencia de líneas de flujo en las regiones deformadas de la herramienta, las cuales se originan con los esfuerzos a los que está sometida la herramienta durante el proceso de soldadura por fricción y agitación. Estas líneas de flujo reflejan la trayectoria del material durante el proceso, y su aparición en las zonas más afectadas por el desgaste sugiere una correlación directa entre la deformación plástica acumulada y la degradación progresiva de la herramienta. Este patrón proporciona información relevante sobre el comportamiento mecánico de las herramientas durante las condiciones térmicas y mecánicas generadas durante el proceso.

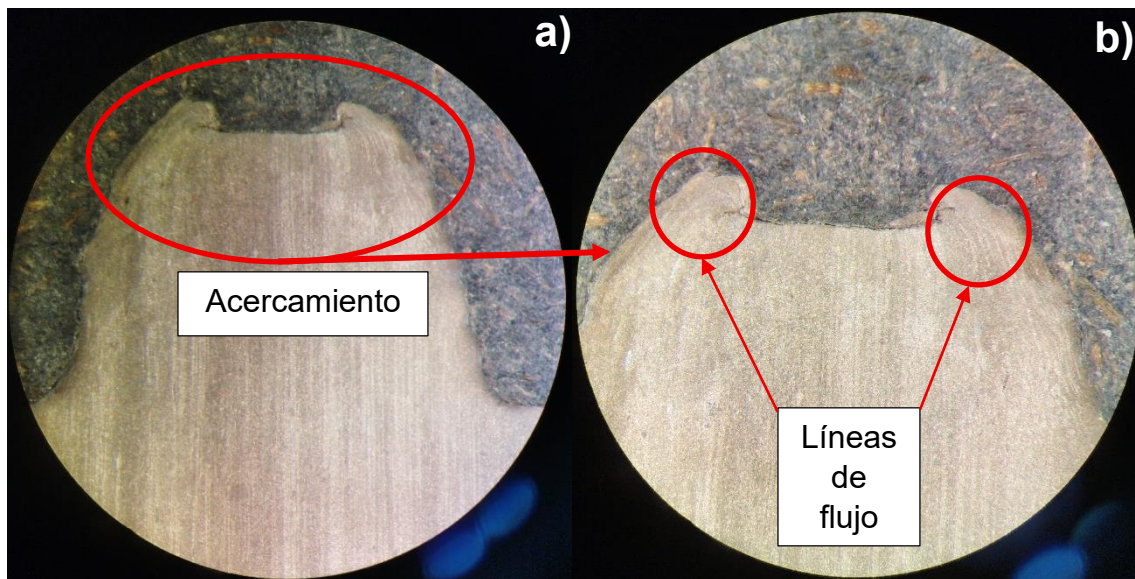


Ilustración 103. Herramienta giratoria desgastada con corte longitudinal del acero H13 sin tratamiento térmico macroatacada con estereoscopio a a) 1 aumento y b) 3 aumentos

En la ilustración 104 se observan imágenes de la herramienta giratoria desgastada del acero H13 revenidas a 300°C macro atacadas químicamente. En la zona del pin, se aprecian marcas de desgaste abrasivo en los extremos, sin embargo, a diferencia de otras herramientas analizadas, no se identifican líneas de flujo definidas que permitan deducir una deformación plástica evidente asociada a la zona en contacto durante el proceso de soldadura.

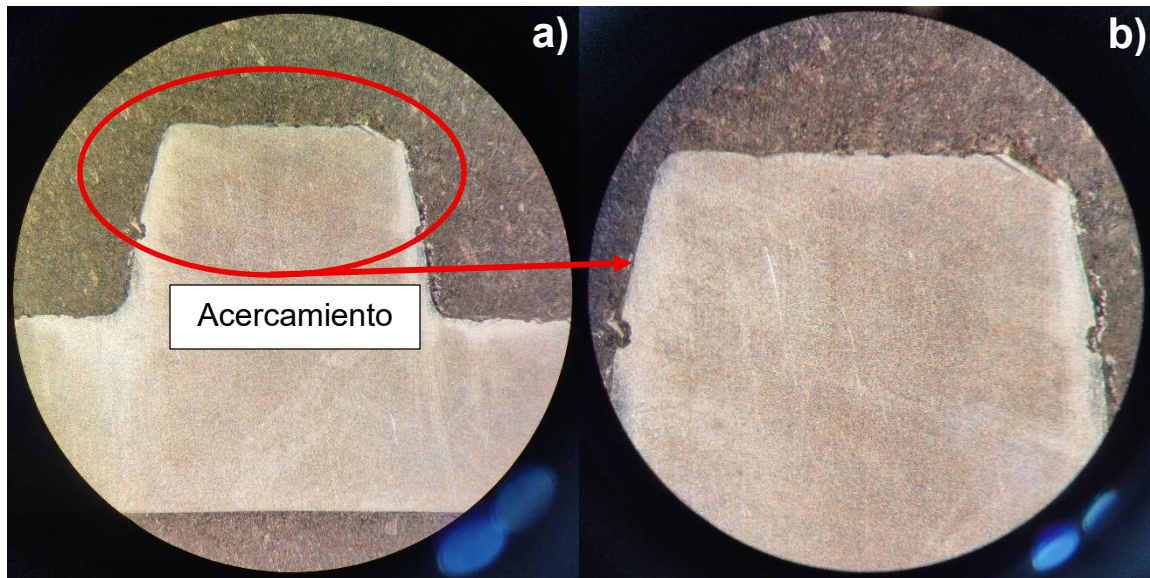


Ilustración 104. Herramienta giratoria desgastada con corte longitudinal del acero H13 revenida a 300°C macroatacada con estereoscopio a a)1 aumento y b) 3 aumentos

Conclusiones

Los resultados obtenidos en la investigación reflejan una influencia significativa de los tratamientos térmicos en la resistencia al desgaste de las herramientas fabricadas con aceros H13, D2 y A11.

En el caso de los aceros testigo se observó que, debido al tratamiento de esferoidización, estos aceros presentaron una dureza muy baja, lo que implicó un incremento en el porcentaje de pérdida de masa en todas las condiciones evaluadas. Además, el pin y el hombro de las herramientas experimentaron cambios significativos en su geometría y dimensiones originales, lo cual podría impactar negativamente en la calidad de los cordones de soldadura obtenidos mediante FSW.

En el tratamiento térmico de temple y revenido a 300°C se esperaba que proporcionara una mayor resistencia al desgaste por las durezas presentadas en los aceros, no obstante, en algunas herramientas predominó el desgaste abrasivo, el cual fue el principal responsable de la pérdida de masa en estas herramientas. El tratamiento de temple y revenido a 600°C y el temple y doble revenido mostraron un comportamiento más estable respecto a la pérdida de masa. Adicionalmente, las herramientas mantuvieron en gran medida sus dimensiones y geometrías originales, por lo que estas condiciones de tratamientos térmicos son una opción viable para minimizar los efectos negativos del desgaste. En general, las herramientas revenidas (en las 3 condiciones) presentaron una pérdida de masa menor en comparación con los aceros testigo, con un impacto mucho menor en sus dimensiones y geometrías. Este comportamiento sugiere que los tratamientos térmicos pueden ser efectivos para aumentar la vida útil de las herramientas.

En el acero H13 se presentó el desgaste abrasivo con el tratamiento térmico de temple y revenido a 300°C. De acuerdo a las micrográficas de todos los aceros H13 tratados térmicamente, se pudo observar que en esta condición el acero presenta carburos de gran tamaño, los cuales durante el proceso de soldadura pudieron desprenderse o como se mencionó anteriormente, pudo presentarse una ruptura de una posible capa de óxido y en cualquier situación ocasionar un desgaste abrasivo de 3 cuerpos. Por lo que esta condición del acero H13 merece una atención adicional para identificar el origen de este mecanismo en lugar del desgaste adhesivo. La condición más adecuada en este acero se presentó con el doble revenido, debido a que el segundo revenido realizado incrementó la dureza del acero y, por consiguiente, mejoró la resistencia al desgaste de las herramientas.

En el caso del acero D2, se mejoró la resistencia al desgaste con todos los tratamientos térmicos, en específico el revenido a 600°C fue la condición con el mejor comportamiento a pesar de presentar la menor dureza de los tratamientos térmicos, esto puede relacionarse con la presencia de carburos estables de mayor tamaño en comparación con los demás aceros como se mostró en la ilustración 85. Estos carburos son partículas de gran dureza y por consiguiente ayudan a incrementar la resistencia al desgaste del acero, incluso a altas temperaturas.

Las herramientas de acero A11 incrementaron su resistencia al desgaste al realizar los tratamientos térmicos en comparación con la condición de testigo. Las herramientas testigo de acero A11 en comparación con los otros dos aceros presentaron menor deformación plástica debido a una mayor presencia de carburos y a una mayor dureza. Al realizar los tratamientos térmicos de temple y revenido, el desgaste de las herramientas disminuyó debido al incremento considerable de dureza de 23 HRC a valores mayores de 50 HRC, influyendo en la pérdida de peso posterior al proceso de soldadura, en la condición de testigo fue del 0.6% y del 0.2% de la herramienta tratada térmicamente con un temple y revenido a 600°C.

Finalmente, se obtuvo que la velocidad de rotación es un parámetro muy importante en el proceso de soldadura, ya que, tiene influencia significativa en el desgaste de las herramientas y en la temperatura de trabajo. Al estudiar el proceso con una mayor velocidad de rotación (1800 rpm), se redujo el desgaste de las herramientas de los tres diferentes aceros y en todas las condiciones estudiadas, como se mencionó en el análisis de resultados, una mayor velocidad de rotación incrementa la temperatura de trabajo y por consecuencia, puede generar diferentes factores que ayudan a la disminución del desgaste, como una disminución de la resistencia del material de prueba o la generación de capas sólidas de óxidos que puedan actuar como lubricantes sólidos.

Referencias

- [1] M. Delgado-Pamanes, J. Alvarez-Montufar, L. Reyes-Osorio, C. Garza, M. Suárez-Rosales, and J. Chávez-Alcalá, "Evaluation of optimal processing parameters for a Zn-based eutectoid alloy processed by friction-stir welding," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 18, 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2022.03.181.
- [2] W. Hou, L. H. Ahmad Shah, G. Huang, Y. Shen, and A. Gerlich, "The role of tool offset on the microstructure and mechanical properties of Al/Cu friction stir welded joints," *J Alloys Compd*, vol. 825, 2020, doi: 10.1016/j.jallcom.2020.154045.
- [3] O. F. Sánchez-Femat *et al.*, "Diseño y Construcción de una Máquina de Soldadura de Fricción por Aglomeración," *Soldagem & Inspeção*, vol. 26, 2021, doi: 10.1590/0104-9224/si26.06.
- [4] P. Sahlot, R. S. Mishra, and A. Arora, "Wear Mechanism for H13 Steel Tool During Friction Stir Welding of CuCrZr Alloy," in *Minerals, Metals and Materials Series*, 2019. doi: 10.1007/978-3-030-05752-7_6.
- [5] E. T. Akinlabi, "Effect of shoulder size on weld properties of dissimilar metal friction stir welds," *J Mater Eng Perform*, vol. 21, no. 7, 2012, doi: 10.1007/s11665-011-0046-6.
- [6] N. A. Villar *et al.*, "Estudio de propiedades mecánicas locales de uniones soldadas por fricción agitación (FSW) en AA6061-T6 mediante Small Punch Test (SPT)," *Matéria (Rio de Janeiro)*, vol. 23, no. 2, 2018, doi: 10.1590/s1517-707620180002.0365.
- [7] R. P. Singh, S. Dubey, A. Singh, and S. Kumar, "A review paper on friction stir welding process," in *Materials Today: Proceedings*, 2020. doi: 10.1016/j.matpr.2020.05.208.
- [8] J. Pratap Kumar, A. Raj, K. Arul, and V. Mohanavel, "A literature review on friction stir welding of dissimilar materials," in *Materials Today: Proceedings*, 2021. doi: 10.1016/j.matpr.2021.04.449.
- [9] D. Trimble, G. E. O'Donnell, and J. Monaghan, "Characterisation of tool shape and rotational speed for increased speed during friction stir welding of AA2024-T3," *J Manuf Process*, vol. 17, 2015, doi: 10.1016/j.jmapro.2014.08.007.
- [10] A. Kumar and L. S. Raju, "Influence of tool pin profiles on friction stir welding of copper," *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 27, no. 12, 2012, doi: 10.1080/10426914.2012.689455.
- [11] Y. Zhang, Y. S. Sato, H. Kokawa, S. H. C. Park, and S. Hirano, "Microstructural characteristics and mechanical properties of Ti-6Al-4V friction stir welds,"

Materials Science and Engineering: A, vol. 485, no. 1–2, 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.08.051.

- [12] R. Rai, A. De, H. K. D. H. Bhadeshia, and T. DebRoy, “Review: Friction stir welding tools,” *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 16, no. 4, pp. 325–342, May 2011, doi: 10.1179/1362171811Y.0000000023.
- [13] M. Almoussawi, A. J. Smith, and M. Faraji, “Wear of Polycrystalline Boron Nitride Tool During the Friction Stir Welding of Steel,” *Metallography, Microstructure, and Analysis*, vol. 7, no. 3, 2018, doi: 10.1007/s13632-018-0439-0.
- [14] A. Fall, M. H. Fesharaki, A. R. Khodabandeh, and M. Jahazi, “Tool wear characteristics and effect on microstructure in Ti-6Al-4V friction stir welded joints,” *Metals (Basel)*, vol. 6, no. 11, 2016, doi: 10.3390/met6110275.
- [15] A. Sierens, J. Vanvooren, K. Deplus, K. Faes, and W. De Waele, “Review on the possible tool materials for friction stir welding of steel plates,” *International Journal Sustainable Construction & Design*, vol. 5, no. 1, 2014, doi: 10.21825/scad.v5i1.1119.
- [16] K. Chiteka, “Friction Stir Welding/Processing Tool Materials and Selection,” *International Journal of Engineering Research and Technology (IJERT)*, vol. 2, no. 11, 2013.
- [17] SISA Aceros, “ACERO H13,” ACERO H13. [Online]. Available: <https://sisa1.com.mx/wp-content/uploads/Acero-SISA-H13.pdf>
- [18] SISA Aceros, “ACERO D2,” ACERO D2. [Online]. Available: <https://sisa1.com.mx/wp-content/uploads/Acero%20SISA%20D2.pdf>.
- [19] SISA Aceros, “ACERO A11,” ACERO A11. [Online]. Available: <https://sisa1.com.mx/wp-content/uploads/Acero-SISA-MET-A11-de-Metalurgia-en-Polvo-PM.pdf>.
- [20] J. A. Pérez Patiño, “Tratamientos térmicos de los aceros,” Universidad Autónoma De Nuevo León, Nuevo León, 1996.
- [21] J. Apraiz Barreiro, *Tratamientos térmicos de los aceros*, Primera., vol. 1. Patronato de Publicaciones de la Escuela Especial de Ingenieros Industriales, 1949.
- [22] J. D. Verhoeven, *Fundamentos de metalurgia física*, First., vol. 1. Limusa, 1987.
- [23] G. E. Totten, *Steel Heat Treatment. Metallurgy and Technologies*, Second., vol. 1. CRC Press, 2006.

- [24] B. Chandra Ray, R. Kumar Prusty, and D. Nayak, *Phase Transformations and Heat Treatments of Steels*, First., vol. 1. CRC Press, 2020.
- [25] R. G. Bayer, *Mechanical wear fundamentals and testing*. M. Dekker, 2004.
- [26] *Wear – Materials, Mechanisms and Practice*. 2005. doi: 10.1002/9780470017029.
- [27] American Society for Testing and Materials, “ASTM G99-Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus”, doi: 10.1520/G0099-17.
- [28] T. Brink and J. F. Molinari, “Adhesive wear mechanisms in the presence of weak interfaces: Insights from an amorphous model system,” *Phys Rev Mater*, vol. 3, no. 5, 2019, doi: 10.1103/PhysRevMaterials.3.053604.
- [29] ASM Metal Handbook Vol. 18, *ASM Metal Handbook, Vol. 18: Friction Lubrication and Wear Technology*, vol. 18. 2017.
- [30] S. Q. Wang, M. X. Wei, F. Wang, X. H. Cui, and C. Dong, “Transition of mild wear to severe wear in oxidative wear of H21 steel,” *Tribol Lett*, vol. 32, no. 2, 2008, doi: 10.1007/s11249-008-9361-y.
- [31] A. Tewari, “Load dependence of oxidative wear in metal/ceramic tribocouples in fretting environment,” *Wear*, vol. 289, 2012, doi: 10.1016/j.wear.2012.04.010.
- [32] Y. Li, P. Schreiber, J. Schneider, and C. Greiner, “Tribological mechanisms of slurry abrasive wear,” *Friction*, vol. 11, no. 6, 2023, doi: 10.1007/s40544-022-0654-1.
- [33] T. Sun, R. bo Song, X. Wang, P. Deng, and C. jing Wu, “Abrasive wear behavior and mechanism of high chromium cast iron,” *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 22, no. 1, 2015, doi: 10.1016/S1006-706X(15)60014-0.
- [34] R. S. Mishra and Z. Y. Ma, “Friction stir welding and processing,” 2005. doi: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
- [35] I. Galvão, J. C. Oliveira, A. Loureiro, and D. M. Rodrigues, “Formation and distribution of brittle structures in friction stir welding of aluminium and copper: Influence of process parameters,” *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 16, no. 8, 2011, doi: 10.1179/1362171811Y.0000000057.
- [36] American Society for Testing and Materials, “ASTM-G133-05-2016. Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear”

- [37] P. Sahlot, K. Jha, G. K. Dey, and A. Arora, "Quantitative wear analysis of H13 steel tool during friction stir welding of Cu-0.8%Cr-0.1%Zr alloy," *Wear*, vol. 378–379, 2017, doi: 10.1016/j.wear.2017.02.009.
- [38] Y. N. Zhang, X. Cao, S. Larose, and P. Wanjara, "Review of tools for friction stir welding and processing," 2012. doi: 10.1179/1879139512Y.0000000015.
- [39] H. Zong, N. Kang, and M. El Mansori, "Impact of applied loads on wear mechanisms in H13 steel at various preheating temperatures during laser powder bed fusion additive manufacturing," *Wear*, vol. 556–557, Nov. 2024, doi: 10.1016/j.wear.2024.205538.
- [40] X. Huang, N. Kang, Q. Wang, M. El Mansori, and F. Guittonneau, "Wear of directed energy deposited H13 steel as a function of its graded microstructure," *Tribol Int*, vol. 207, Jul. 2025, doi: 10.1016/j.triboint.2025.110617.
- [41] P. Chhabra, M. Kaur, and S. Singh, "High temperature tribological performance of atmospheric plasma sprayed Cr₃C₂-NiCr coating on H13 tool steel," in *Materials Today: Proceedings*, 2019. doi: 10.1016/j.matpr.2020.03.536.
- [42] L. Tang, C. Gao, J. Huang, H. Zhang, and W. Chang, "Dry sliding friction and wear behaviour of hardened AISI D2 tool steel with different hardness levels," *Tribol Int*, vol. 66, 2013, doi: 10.1016/j.triboint.2013.05.006.
- [43] B. Podgornik, M. Brunčko, and P. Kirbiš, "Wear resistance of high C high Si steel with low retained austenite content and kinetically activated bainite," *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 5, 2020, doi: 10.3390/met10050672.
- [44] R. Kumar, M. Antonov, T. Berglund, T. H. Pampori, H. S. Maurya, and M. Viljus, "Wear mechanisms of PM-HIP tool steels under low and high-stress abrasion: Role of carbide type and content," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 36, pp. 7016–7025, May 2025, doi: 10.1016/j.jmrt.2025.04.317.
- [45] P. W. R. J. F. C. Lins, S. R. P., P. S. N. Mendes, and R. E. Pereira, "Microstructural evolution under tempering heat treatment in AISI H13 hot-work tool steel," *Int J Eng Res Appl*, vol. 07, no. 04, 2017, doi: 10.9790/9622-0704046771.
- [46] J. X. Zou, T. Grosdidier, B. Bolle, K. M. Zhang, and C. Dong, "Texture and microstructure at the surface of an AISI D2 steel treated by high current pulsed electron beam," *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, vol. 38 A, no. 9, 2007, doi: 10.1007/s11661-007-9146-1.

- [47] S. R. Pearson, P. H. Shipway, J. O. Abere, and R. A. A. Hewitt, "The effect of temperature on wear and friction of a high strength steel in fretting," *Wear*, vol. 303, no. 1–2, 2013, doi: 10.1016/j.wear.2013.03.048.
- [48] S. N. Aqida, D. Brabazon, and S. Naher, "An investigation of phase transformation and crystallinity in laser surface modified H13 steel," *Appl Phys A Mater Sci Process*, vol. 110, no. 3, 2013, doi: 10.1007/s00339-012-7149-2.
- [49] M. Kang, G. Park, J. G. Jung, B. H. Kim, and Y. K. Lee, "The effects of annealing temperature and cooling rate on carbide precipitation behavior in H13 hot-work tool steel," *J Alloys Compd*, vol. 627, 2015, doi: 10.1016/j.jallcom.2014.11.189.
- [50] S. Y. Lu, K. F. Yao, Y. B. Chen, M. H. Wang, Y. Shao, and X. Y. Ge, "Effects of austenitizing temperature on the microstructure and electrochemical behavior of a martensitic stainless steel," *J Appl Electrochem*, vol. 45, no. 4, 2015, doi: 10.1007/s10800-015-0796-1.
- [51] H. Torkamani, S. Raygan, and J. Rassizadehghani, "Comparing microstructure and mechanical properties of AISI D2 steel after bright hardening and oil quenching," *Mater Des*, vol. 54, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.09.043.
- [52] K. Singh, R. K. Khatirkar, and S. G. Sapate, "Microstructure evolution and abrasive wear behavior of D2 steel," *Wear*, vol. 328–329, 2015, doi: 10.1016/j.wear.2015.02.019.
- [53] T. Nagaoka, Y. Kimoto, H. Watanabe, M. Fukusumi, Y. Morisada, and H. Fujii, "Friction stir processing of a D2 tool steel layer fabricated by laser cladding," *Mater Des*, vol. 83, 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.06.040.