



U.N.M.d.P - FACULTAD DE INGENIERÍA
2019

**Aceros inoxidables endurecibles por
precipitación -usados en bandas de
prensas continuas- para la fabricación
de tableros de madera**

Alumno: Badia, Gonzalo

Director: Dr. Massone, Juan M.

Co-Director: Dr. Dommarco, Ricardo C.

Jurado:

Dr. Sosa, Amadeo D.

M.Sc. Martínez Gamba, Matías R.

Dr. Fernandino, Diego O.



RINFI se desarrolla en forma conjunta entre el INTEMA y la Biblioteca de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Mar del Plata.

Tiene como objetivo recopilar, organizar, gestionar, difundir y preservar documentos digitales en Ingeniería, Ciencia y Tecnología de Materiales y Ciencias Afines.

A través del Acceso Abierto, se pretende aumentar la visibilidad y el impacto de los resultados de la investigación, asumiendo las políticas y cumpliendo con los protocolos y estándares internacionales para la interoperabilidad entre repositorios



Esta obra está bajo una [Licencia Creative Commons Atribución-
NoComercial-CompartirIgual 4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/).

Índice

1.	DEFINICIÓN DEL PROBLEMA – MOTIVACIÓN	3
2.	INTRODUCCIÓN	5
3.	CAPÍTULO I.....	7
3.1.	TABLEROS DE FIBRAS DE DENSIDAD MEDIA	7
3.1.1.	<i>Reseña histórica</i>	7
3.1.2.	<i>Definición.....</i>	8
3.1.3.	<i>Clasificación.....</i>	8
3.1.4.	<i>Aplicaciones</i>	9
3.1.5.	<i>Proceso de fabricación – Proceso de desfibrado en seco.....</i>	11
4.	CAPÍTULO II	15
4.1.	ACEROS INOXIDABLES.....	15
4.1.1.	<i>Reseña histórica</i>	15
4.1.2.	<i>Definición.....</i>	16
4.1.3.	<i>Clasificación.....</i>	17
4.1.4.	<i>Aceros inoxidable martensíticos</i>	19
4.1.5.	<i>Aceros inoxidable ferríticos</i>	20
4.1.6.	<i>Aceros inoxidable austeníticos</i>	21
4.1.7.	<i>Aceros inoxidable dúplex</i>	21
4.1.8.	<i>Aceros inoxidable endurecibles por precipitación (PH)</i>	22
4.1.8.1.	<i>Aceros inoxidable PH martensíticos</i>	23
4.1.8.2.	<i>Acero inoxidable 17-4 PH.....</i>	24
4.1.8.3.	<i>Aceros inoxidable PH semiausteníticos.....</i>	26
4.1.8.4.	<i>Aceros inoxidable PH austeníticos.....</i>	27
4.1.9.	<i>Factores de selección</i>	28
4.1.10.	<i>Resistencia a la corrosión</i>	28
4.1.11.	<i>Efectos de la composición</i>	29
4.1.12.	<i>Formas de corrosión de aceros inoxidable.....</i>	33
4.2.	DESGASTE	35
4.2.1.	<i>Definición</i>	35
4.2.2.	<i>Desgaste por abrasión</i>	35
4.2.3.	<i>Grado de desgaste</i>	38
5.	CAPÍTULO III	41
5.1.	OBJETO DE ESTUDIO	41

5.1.1. <i>Objetivo general</i>	41
5.1.2. <i>Objetivos particulares</i>	41
5.1.3. <i>Hipótesis de trabajo</i>	41
5.2. MATERIALES DE PARTIDA	42
6. CAPÍTULO IV	43
6.1. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	43
6.1.1. <i>Caracterización química y microestructural:</i>	43
6.1.1.1. Análisis de composición química.....	43
6.1.1.2. Determinación de fases presentes	43
6.1.1.3. Evaluación metalográfica	44
6.1.2. <i>Caracterización mecánica:</i>	45
6.1.2.1. Ensayo de dureza.....	45
6.1.2.2. Análisis de dureza mediante microindentación	45
6.1.2.3. Ensayo de tracción	46
6.1.2.4. Ensayo de rayado.....	48
6.1.2.5. Ensayo de desgaste por abrasión.....	50
7. CAPÍTULO V	55
7.1. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	55
7.1.1. <i>Caracterización química y microestructural</i>	55
7.1.1.1. Composición química.....	55
7.1.1.2. Determinación de fases presentes	58
7.1.1.3. Análisis microestructural	67
7.1.2. <i>Caracterización mecánica</i>	85
7.1.2.1. Ensayo de dureza.....	85
7.1.2.2. Análisis de dureza mediante micro-indentación.....	86
7.1.2.3. Ensayo de tracción	88
7.1.2.4. Ensayo de rayado.....	90
7.1.2.5. Ensayo de desgaste por abrasión.....	115
8. CONCLUSIONES	119
9. REFERENCIAS	123
10. ANEXOS	127

1. Definición del problema – Motivación

El Proyecto Final es uno de los requisitos para la obtención del título de Ingeniero Mecánico, en la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Mar del Plata y, en este caso, fue realizado en el ámbito del Área Metalurgia y del Grupo Tribología, del Departamento de Ingeniería Mecánica.

Se trabajó sobre la caracterización metalúrgica y tribológica de aceros inoxidables endurecibles por precipitación, a partir de las muestras de bandas de prensa continua, utilizadas para la producción de tableros de madera. Las mismas fueron brindadas por la empresa productora, la cual requirió el asesoramiento del Área Metalurgia, debido a la salida de servicio en forma prematura de determinadas bandas. Al evaluar el catálogo otorgado por el fabricante de bandas (“Catálogo de productos, Berndorf”, 2017), la empresa no pudo identificar cuál de los distintos modelos de banda disponibles eran las utilizadas en sus prensas, como así tampoco indicar cuál era el modelo que brindaba la mayor resistencia al desgaste. De todos modos, disponían de muestras de material de todas las bandas utilizadas en los últimos años y, a su vez, reconocían aquellas que habían tenido menor tiempo de vida en servicio o menor resistencia al desgaste.

A través del estudio de las características metalúrgicas y de las propiedades mecánicas y tribológicas de las bandas utilizadas en la prensa continua, se intentará entender la diferente respuesta en servicio y, a la vez, ayudar en la selección del tipo de banda en futuras compras.

2. Introducción

El tablero de fibra de densidad media, también conocido por sus siglas en inglés MDF (Medium Density Fiberboard), es un aglomerado elaborado con fibras de madera, aglutinadas con resinas sintéticas mediante alta presión y calor, en seco, hasta alcanzar una densidad media. Además, se lo caracteriza por presentar una estructura uniforme y homogénea y una textura fina que permite que sus caras y cantos tengan un acabado excelente. Actualmente son muy utilizados para fabricar todo tipo de muebles, cerramientos o revestimientos de interiores, entre otras aplicaciones (“Características de los tableros o madera MDF”, s.f), (“Tablero de fibra de densidad media”, s.f).

En nuestro país, uno de los principales productores de MDF se encuentra localizado en la Provincia de Entre Ríos (Keil y Spavento, 2009). Allí dispone de dos líneas de fabricación, cada una equipada con una prensa continua, cuyas bandas son de acero inoxidable endurecible por precipitación, también conocido por sus siglas en inglés como PH Steel (Precipitation Hardening).

Los aceros inoxidables endurecibles por precipitación son aleaciones base hierro, con un contenido de cromo entre 12 y 18 % y níquel entre 4 y 9 %, que además poseen elementos como molibdeno, titanio, nitrógeno, cobre, aluminio, tantalio, niobio, boro y vanadio, que permiten el endurecimiento por precipitación. Estos aceros pueden tener una matriz tanto austenítica como ferrítica, y logran endurecerse mediante tratamiento térmico, el cual consiste en un mantenimiento entre 1025 y 1125 °C y luego enfriado en aire o aceite, seguido por un mantenimiento corto en el rango de temperaturas 480 – 620 °C, pudiendo alcanzar una tensión de fluencia superior a 1500 MPa. Esto, junto con la mayor resistencia a la corrosión, comparado con otras aleaciones de igual resistencia mecánica, hacen que los aceros inoxidables PH sean muy utilizados por diseñadores e ingenieros.

Recientemente, la empresa productora de MDF, detectó un desgaste severo y prematuro en la banda de una de las prensas y, frente a esta situación, requirió el asesoramiento por parte del Área Metalurgia, en cuyo marco se desarrolló el presente Proyecto Final.

3. CAPÍTULO I

3.1. Tableros de fibras de densidad media

3.1.1. Reseña histórica

A lo largo de los siglos, el hombre ha utilizado la madera para cubrir sus necesidades más esenciales, como obtención de energía, construcción naval, vivienda, fabricación de herramientas, etc. Con el objetivo de optimizar el uso de este recurso, desde hace más de un siglo se desarrollan investigaciones, a partir de las cuales surgieron los tableros de madera, cuya denominación engloba un amplio número de productos fabricados con distintos elementos de la madera.

Los tableros de fibras de densidad media o MDF, obtenidos por el proceso de vía seca, aparecieron en la década de 1950, tras las investigaciones realizadas por Torbin Yates y los desarrollos de Miller Hofft y Schuber, basados en la obtención de fibras mediante su desfibrado termomecánico utilizando la vía seca. Entre otros aspectos técnicos que se resolvieron, se encuentra la forma de mantener la suspensión de la masa de fibras en el aire y evitar la tendencia natural a concentrarse y congregarse (“Tableros de fibras”, s.f).

La primera fábrica productora de MDF se construyó en 1965, en Deposit, Nueva York (EEUU) y se vendían bajo el nombre comercial “Baraboard”, mientras que en Europa la primera fábrica se instaló en Ribnitz, Damgarten, en la antigua República Democrática Alemana:

Argentina contó con la primera planta de MDF de Sudamérica, en Villa Guillermina, provincia de Santa Fé, hoy Ferrum S.A., la cual comenzó a trabajar en base a maderas nativas pero, posteriormente, incorporó al eucalipto y, hoy en día, emplea fundamentalmente pino.

Ya en los inicios de los años 90’ se estableció la empresa Masisa (hoy Egger S.A.), en la Ciudad de Concordia, provincia de Entre Ríos, con una planta de MDF y otra de tableros de partículas. En el caso de Egger S.A., inició sus actividades exclusivamente con madera de pino, pero posteriormente incursionó en una mezcla de 60 % de eucalipto y 40 % de pino, llegando hoy día, a emplear en ciertos paneles 100 % madera de eucalipto. Actualmente esta empresa produce y comercializa tres tipos de MDF (Keil et al., 2009):

Ultraliviano: tablero con una densidad menor al tipo liviano (500 kg/m³). No se recomienda para usos donde se requiera agarre del tornillo, refuerzo estructural, moldurado exigente y acabado de alta calidad. Es un tablero de fibras de madera que tiene superficie suave y sin imperfecciones, sumándose su resistencia y estabilidad, características que lo convierten en un producto que no sufre deformaciones. Es un tablero fácil de manipular y trabajar y resulta ideal en la fabricación de muebles y trabajos de carpintería en general.

- Liviano: tablero que posee densidad media (600 kg/m³). Esta característica le permite un uso más extenso y general que otros tipos de MDF.
- Estandar: tablero que posee la mayor densidad (700 kg/m³). Por su diseño se recomienda para realizar trabajos estructurales, donde se exige máxima resistencia.

3.1.2. Definición

Según la norma IRAM 11532, se definen a los tableros de fibra como “elementos fabricados con filamentos de madera, obtenidos por procedimientos químicos, mecánicos o combinados, u otros materiales lignocelulósicos fibrosos, aglomerados con sus propias sustancias aglutinantes u otras, adicionadas durante el proceso de elaboración”.

3.1.3. Clasificación

Los tableros de fibra de densidad media son clasificados en función de los siguientes criterios (Keil et al., 2009):

- Según su densidad:
 - MDF Estándar, con densidad de 720-800 kg/m³.
 - MDF Liviano, con densidad de 600 kg/m³.
 - MDF Ultra liviano, con densidad de 500 kg/m³.
- Según su apariencia:
 - Sin acabado o tableros sin cobertura
 - Con caras enchapadas de melamina: es un tablero MDF RH que no requiere de acabados porque se encuentra recubierto con melamínico

decorativo, el cual está termofundido, formando un tablero compacto de superficie homogénea con resistencia a la absorción y abrasión. Recomendado para uso interior en superficies de trabajo, muebles de baño, de cocina y decoración en general

- Enchapado con madera natural: es un tablero MDF enchapado con chapas naturales de maderas finas y decorativas, nativas o importadas. El recubrimiento decorativo puede ser barnizado, laqueado al natural en dos caras o en una y, en este último caso, se recubre la contra cara con una chapa no decorativa para que actúe como balance. Este tipo de tablero se recomienda utilizarlo como entrepaño de bibliotecas, puertas, muebles y decoración en general
 - Ranurados para exhibidores
 - Laqueados
- Según sus espesores:
 - Delgados: entre 2,5 - 4 mm
 - Espesor medio: 18 mm
 - De gran espesor: 40 mm o mayor
 - Según sus medidas:
 - Medida normalizada: (244 x 122) cm
 - Medida especial: (49 x 97) "

3.1.4. Aplicaciones

La amplia variedad de tableros (gruesos, delgados, desnudos y recubiertos) y su gran versatilidad, hacen que el MDF sea la respuesta a las necesidades de muchos diseñadores y arquitectos. El tablero de fibra de densidad media puede ser utilizado en distintas aplicaciones, entre las cuales se destacan ("Características de los tableros o madera MDF", s.f), (Keil et al., 2009):

- Muebles para hogar y oficinas.
- Molduras.
- Paneles enchapados en madera.
- Pisos flotantes y deportivos.

- Paneles ranurados.
- Tabiques y estantes.
- Placards.
- Bases y partes de muebles (puertas y cajones).
- Bastidores de puertas placa.
- Gabinetes de tv y audio.
- Marcos de cuadros y espejos.
- Juguetes.
- Bobinas industriales.
- Interiores de vehículos.

Para las aplicaciones anteriormente citadas, el MDF tiene una muy buena aceptación de pinturas y moldurabilidad, lo que permite excelentes terminaciones, con un importante ahorro de pintura y un menor desgaste de herramientas.

Si bien se clasifican según sus espesores y densidades, existe en el mercado una amplia gama de tableros MDF estándar. Los mismos se detallan en la Tabla 1.

Tabla 1. Características del MDF estándar.

Rango de espesores (mm)	Densidad (kg/m³)	Peso aproximado (kg) Tablero de (2,44 x 1,22) m
2,5 – 3	800	7
4 – 6	780	12
7 – 9	770	16
10 – 16	760	23
18 – 19	755	36
22 - 25	750	43
28 – 32	740	66
35 - 38	730	-
38 - 40	720	-

Además, es posible realizar una división de los tableros MDF en función del espesor del tablero y tipo de aplicación, como se lista en la Tabla 2.

Tabla 2. Tipo de aplicación del MDF según el espesor.

Espesor del tablero (mm)	Usos y aplicaciones
8	Puertas plegadizas, gabinetes de audio, cielorrasos para construcciones.
10	Gabinetes de audio y televisión y otros usos en construcción en general.
13	Gabinetes de audio y televisión, costado de cajones y partes de muebles.
16 – 19	Industria del mueble.
22	Industria del mueble y fines deportivos.
25 – 30	Partes horizontales de muebles: mesadas y tapas de mesas y escritorios.
38	Bastidores de puertas.

3.1.5. Proceso de fabricación – Proceso de desfibrado en seco

Para la fabricación de los tableros de fibra de densidad media se emplean dos procesos muy diferentes, denominados procesos en seco y húmedo, debido a la forma en que se logra el desfibrado de la madera. El proceso en húmedo ha quedado relegado debido al gran consumo de agua y a sus consecuencias ambientales adversas. Por otro lado, el proceso en seco es el más utilizado en la actualidad (Keil et al., 2009).

El diagrama de flujo del proceso de producción de MDF se puede sintetizar de la siguiente manera:

- Trituración
- Humectación (aspersión).
- Descortezado (tambor).
- Chipeado (disco o tambor).
- Lavado de chips.
- Desfibrado (digestores).
- Adición de resina.
- Secado (continuo).
- Separación de grumos.
- Formación del manto (bandeja).
- Pre-prensado (rodillos en frío).
- Prensado (prensa continua caliente).

- Enfriado y control de calidad (rueda).
- Dimensionado (sierras circulares dobles).
- Lijado (lijadora de banda simple o doble cruzada).
- Corte a medida (medida de mercado).
- Almacenamiento (bodega).

El proceso productivo se inicia con el astillado o chipeado de la materia prima mediante astilladoras de alimentación horizontal u oblicua, equipadas con un disco de cuchillas que se encargan de cumplir dicha función. Las astillas obtenidas se clasifican, separando por un lado las gruesas, que irán a un molino para su reducción y, por otro lado, las finas, que se envían a una caldera para producir energía. Sólo el material seleccionado y de tamaño uniforme pasa a la siguiente fase del proceso. Las astillas pueden ser transportadas al patio de astillas o directamente al desfibrador. El contenido de humedad de las astillas es de alrededor del 50 %. La calidad de las astillas juega un papel importante en la fabricación de tableros de fibra, ya que su tamaño y propiedades determinan la calidad del producto final.

Luego de la selección, las astillas se lavan (scraper) para conseguir un tablero con bajo contenido de impurezas minerales. Las astillas de madera una vez elaboradas y limpias, pasan al refinador para ser desfibradas. El desfibrado es la parte más determinante, tanto para las siguientes etapas del proceso como en lo que se refiere a la calidad final del producto. En esta etapa, se establecen las condiciones operativas para lograr una desestructuración de los haces de fibras de madera y obtener una fibra individualizada. Esta rotura se debe hacer en forma selectiva para las capas internas de las fibras e intentando no superar el punto de transición vítrea de la lignina. En el caso del eucalipto se han diseñado equipos especiales de digestión y desfibrado con un amplio rango de operatividad y flexibilidad. El objetivo de esta etapa, es obtener fibras de menor rigidez, más flexibles, más claras, de mayor grado de individualización, contribuyendo así a la calidad final del tablero MDF. Al inicio de este proceso, las astillas son precalentadas a una temperatura de 80 - 85 °C y pasan al digestor donde se someten a una temperatura de 160 - 170 °C y una presión de 7 a 8 bar, durante 1 a 3 minutos.

Las astillas húmedas y calientes pasan bajo presión por el interior de dos discos desfibradores cuya separación define el grosor de la fibra obtenida. Las astillas se inyectan por su parte interior y, por la acción centrífuga, tienden a salir al exterior pasando a través de dos discos desfibradores que giran en sentido contrario.

A la salida del refinador, las fibras son enviadas por la misma presión a la entrada del secadero. Es entre estas dos etapas donde se suele agregar la resina para el encolado. La diferenciación de las fibras que forman la capa exterior e interior, concede gran flexibilidad para realizar diversas formulaciones y dosificaciones a la hora de efectuar el encolado con resinas aminoplásticas.

El secado puede realizarse en una o dos etapas. Un secado en una sola etapa es más económico, pero un secado en dos etapas permite aumentar la capacidad y realizar un proceso más lento y homogéneo. Posteriormente, el material se envía a un silo regulador que lo descarga en la línea de formación. A continuación el material se prensa en frío para eliminar el aire y reducir su espesor, lo que facilita una mejor transmisión de calor hacia el interior de la fibra durante el posterior prensado en caliente.

El proceso de prensado en caliente tiene una duración próxima a los 5 minutos en función del espesor del tablero. El rango de temperaturas empleado oscila entre 180 - 230 °C. Gracias al sistema independiente de desfibrado, encolado, secado y formación por capas, que permite operar con diversos gradientes de humedad y contenidos de resinas, la eficiencia obtenida en el prensado es muy alta. A la salida de la prensa, los tableros se acondicionan mediante un enfriado y apilado. Normalmente, la línea de producción cuenta con un almacén intermedio para prolongar el tiempo de estabilización y curado necesario antes de la etapa de acabado, en maderas que presentan una baja reactividad frente a las colas aminoplásticas convencionales.

Finalmente, los tableros pasan a la línea de acabado, donde se lijan, se cortan a las medidas requeridas y se almacenan en espera de su expedición.

El proceso de fabricación de MDF se esquematiza en la Figura 1, mostrando la ubicación de la prensa continua y de las instalaciones anexas. Las Figuras 2 y 3, muestran en mayor detalle la prensa continua y la ubicación de las bandas superior e inferior, motivo de estudio en este trabajo.

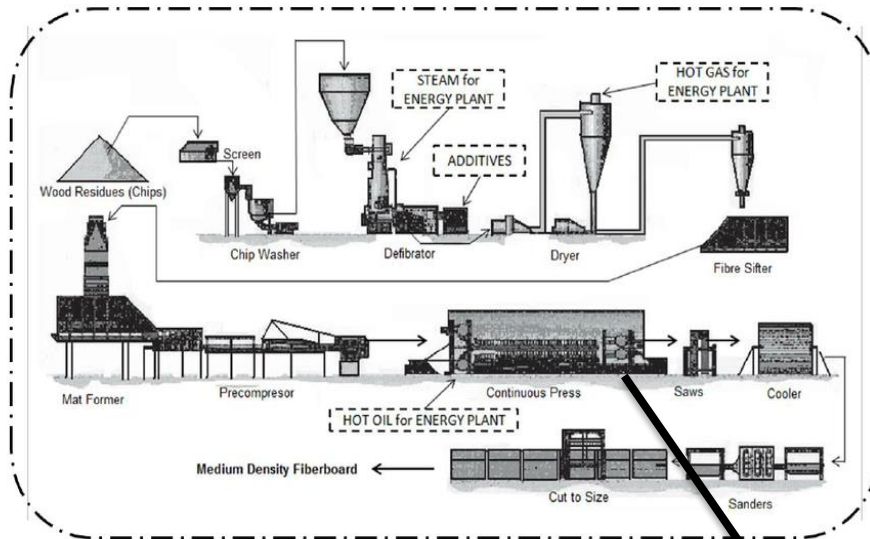


Figura 1. Esquema del proceso productivo de MDF.

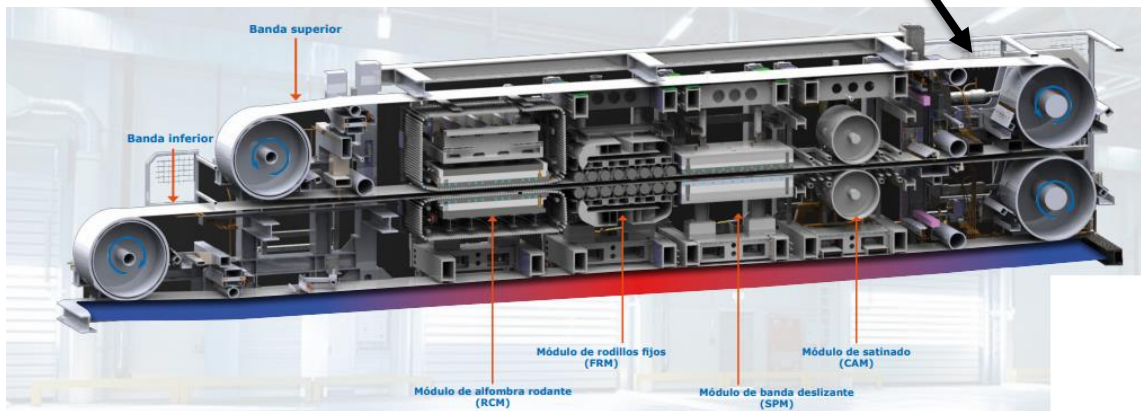


Figura 2. Banda de acero inoxidable PH para la fabricación de MDF.



Figura 3. Prensa continua para la fabricación de MDF.

4. CAPÍTULO II

4.1. Aceros inoxidables

4.1.1. Reseña histórica

Se dice que el acero inoxidable fue inventado por Harry Brearley (1871-1948), quien había comenzado a edad muy temprana a trabajar como operario en la acería de su pueblo natal, Sheffield (Inglaterra). A petición de los fabricantes de armas, en 1912 Brearley comenzó a investigar acerca de aceros resistentes al calor y la erosión, buscando obtener mayor resistencia al desgaste que la experimentada hasta el momento por los materiales utilizados en el interior de los cañones de las armas de fuego, como resultado del calor desprendido por los gases de la detonación (“Historia del acero inoxidable”, s.f).

En 1913 Brearley produjo en un horno eléctrico una aleación con 0,24 %C y 12,8 %Cr, que resultó ser muy resistente a la corrosión y, además, como parte de este estudio, encontró que los aceros con alto nivel de cromo disuelto no eran atacados cuando eran inmersos en soluciones diluidas de ácido nítrico. Su invento no tuvo mayor interés inmediato y fue destinado a la fabricación de cuchillería (“Harry Brearley”, 2017), (“Historia del acero inoxidable”, s.f).

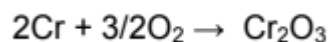
En 1915 Brearley abandonó los laboratorios Firth Brown de Sheffield, Inglaterra, por problemas con los derechos de las patentes. Los trabajos ya iniciados, fueron continuados por William H. Hatfield (1882-1943), quien en 1924 elaboró los aceros inoxidables del tipo 18-8 (18 %Ni y 8 %Cr). Su aparición industrial pareció realizarse simultáneamente en varios países, además de Inglaterra: en Alemania en 1914, Stauss y Maurer estudiaron las propiedades de resistencia a la herrumbre y a los ácidos, de aceros que contenían cantidades considerables de cromo y níquel. En Francia en 1917 se patentaron los aceros que contenían entre 10-15 %Cr y 20-40 %Ni, como resultado de los trabajos realizados por Chevenard. Las características más importantes de estos aceros como la pasividad (formación de una capa de óxido estable), fue estudiada más tarde en Alemania con el fin de determinar el efecto del cromo sobre la corrosión, como así también el efecto de la influencia favorable del molibdeno.

Después de la Segunda Guerra Mundial y gracias a las innovaciones técnicas en el sector siderúrgico, como el desarrollo de la colada continua, se consiguió un gran aumento de la producción de acero inoxidable, con una reducción en el costo de producción y, por lo tanto, un precio menor en el mercado.

4.1.2. Definición

Los aceros inoxidables son aleaciones base hierro que contienen al menos 10,5 %Cr, logrando su característica principal debido a la formación de una capa superficial, invisible y adherente de óxido rico en cromo (“ASM Handbook”, 2005), (Dommarco y Rivera, 2016) ¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.. Usualmente, se añaden otros elementos de aleación para mejorar ciertas propiedades del material. Los más usuales son níquel, molibdeno, cobre, titanio, aluminio, niobio, nitrógeno, carbono, etc.

Existen distintas teorías para explicar el fenómeno de pasividad en los aceros inoxidables, pero la mayoría de los científicos coinciden en la teoría de la capa de óxido. De acuerdo a esta teoría, el material en el estado pasivado se encuentra cubierto por una capa de óxido muy fina e invisible, formada por el cromo que reaccionó con el medio ambiente, que actúa como una barrera entre el acero inoxidable y el ambiente agresivo. Esta capa protectora es continua, no porosa, insoluble y se autorregenera en presencia de oxígeno. El oxígeno puede reaccionar con el cromo libre (no combinado) en la aleación, mediante una reacción del tipo:



Estos grupos, Cr_2O_3 , son adsorbidos en la superficie anódica y de hecho aislados de posteriores reacciones anódicas para así pasivar el metal, como indica la Figura 4.

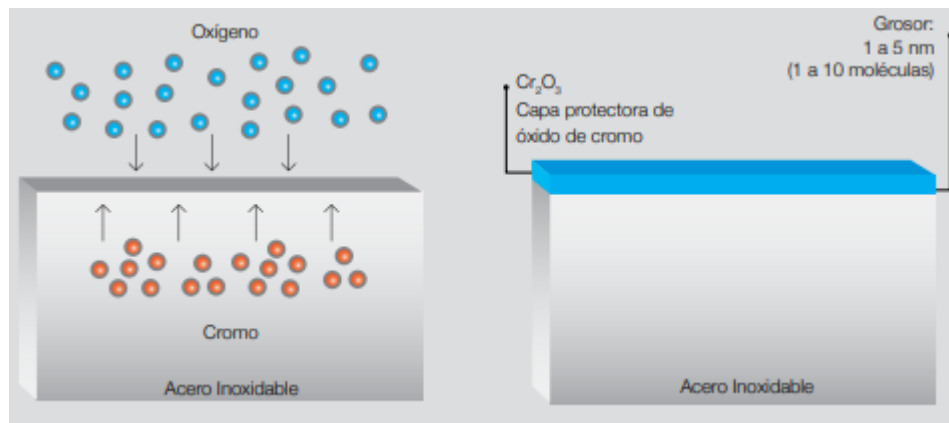


Figura 4. Pasivación del acero inoxidable.

En algunos electrolitos, generalmente aquellos que contienen iones de los halógenos, como por ejemplo cloruros, la capa pasivante reduce considerablemente su estabilidad y esto ocurre porque los cloruros pueden penetrar la capa y destruirla.

La capacidad de ser pasivados es el punto fuerte de los aceros inoxidables y, paradójicamente, también su debilidad. Debido a que en la mayoría de los casos, la pasividad otorga gran resistencia a la corrosión generalizada pero, por otro lado, puede destruirse localmente y, entonces, una gran superficie catódica (área pasivada) acelerará la corrosión de una muy pequeña área anódica (pequeñas zonas activadas) (Dommarco et al., 2016).

La elección de un acero inoxidable debe ser basada en su resistencia a la corrosión, propiedades mecánicas necesarias, características de fabricación, disponibilidad en el mercado, costo, etc. Sin embargo, los dos primeros suelen ser los factores más importantes para una aplicación dada (ASM Handbook, 2005).

4.1.3. Clasificación

Los aceros inoxidables son comúnmente clasificados en cinco grupos según su microestructura, que depende principalmente del contenido de cromo y níquel, como se muestra en la Figura 5. Estos son:

- Aceros inoxidables martensíticos
- Aceros inoxidables ferríticos
- Aceros inoxidables austeníticos
- Aceros inoxidables dúplex

- Aceros inoxidables endurecibles por precipitación

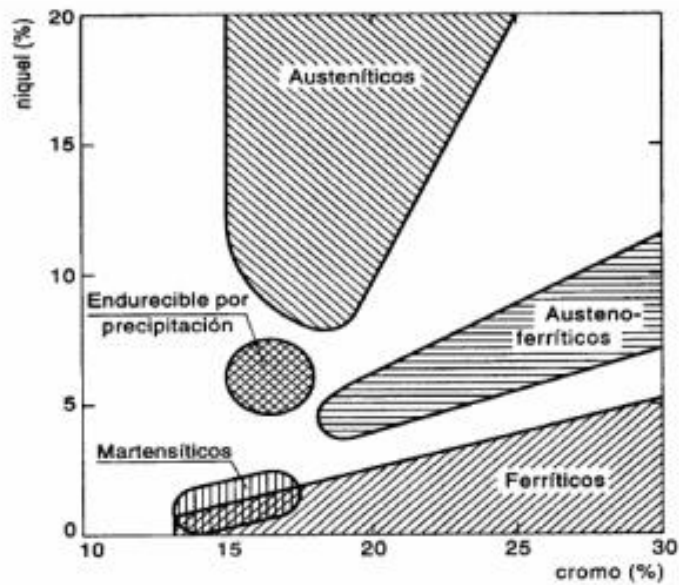


Figura 5. Familia de aceros inoxidables en función de su contenido de níquel y cromo.

La Figura 6 representa el árbol genealógico de los aceros inoxidables.

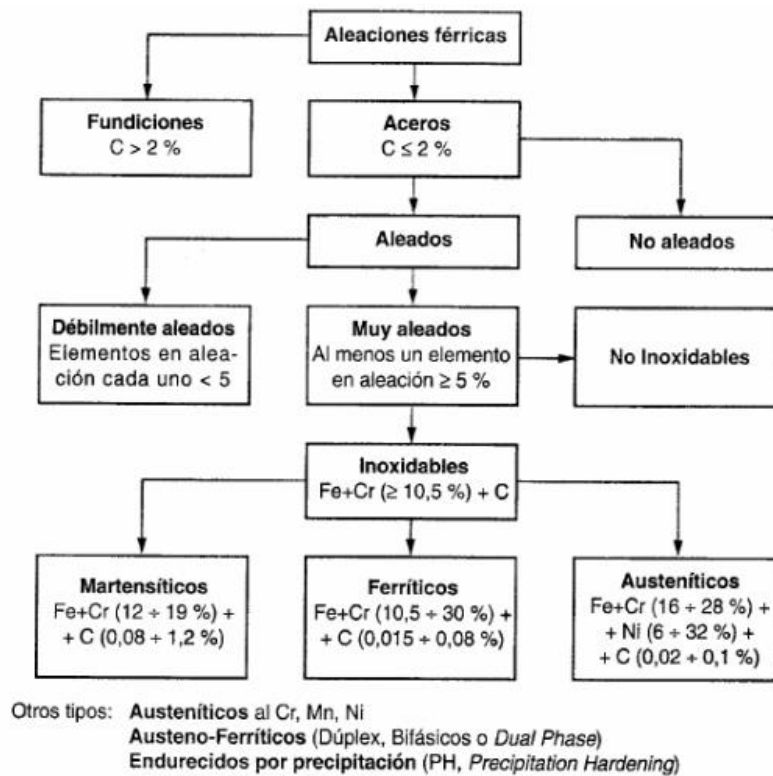


Figura 6. Árbol genealógico de los aceros.

4.1.4. Aceros inoxidables martensíticos

Los aceros inoxidables martensíticos son aleaciones básicas de cromo y carbono que poseen una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo distorsionada en la condición endurecida (ASM Handbook, 2005). Son ferromagnéticos, endurecibles mediante tratamiento térmico, y resistentes a la corrosión en medios relativamente suaves. El contenido de cromo se encuentra generalmente en el rango de 10,5 a 18 %, y el contenido de carbono debe ser alto (0,1-1 %) con el objetivo de obtener austenita (Dommarco et al., 2016), lo cual se muestra en la Figura 7. Luego, a partir de la austenita homogénea y gracias a la templabilidad que también provee la presencia de Cr, puede lograrse la transformación martensítica mediante un enfriamiento lo suficientemente rápido e incluso al aire. El mayor contenido de carbono de estas aleaciones, permite obtener martensita con mayor dureza, sin embargo, existe un límite debido a la disminución de la temperatura de inicio de la transformación martensítica (M_s), que puede ocasionar la presencia de austenita retenida a temperatura ambiente. Elementos como niobio, vanadio, tungsteno, etc. deben ser adicionados para modificar la respuesta al temple luego del endurecimiento. Además, una pequeña cantidad de níquel es utilizada para mejorar la resistencia a la corrosión en ciertos medios, como así también la tenacidad (ASM Handbook, 2005).

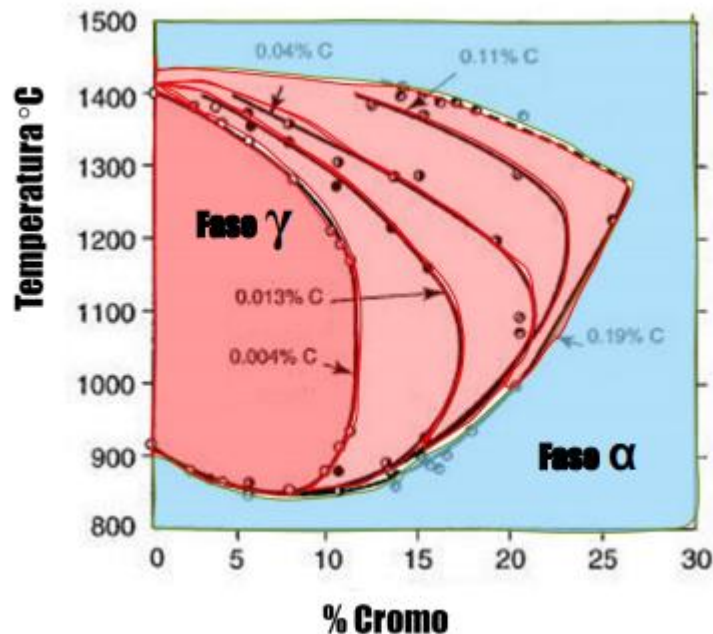


Figura 7. Diagrama de fases Fe-Cr para distintos porcentajes de C.

De la misma manera que en los aceros al carbono, la dura y frágil martensita puede ser revenida para obtener mejores propiedades. Debe tenerse mucho cuidado de evitar el rango de temperaturas de revenido entre 370-600 °C, que ocasiona una disminución de la resistencia al impacto y a la corrosión (ASM Handbook, 2005).

La resistencia a la corrosión de estos aceros es menor a la de los austeníticos y ferríticos, debido a que está limitado el contenido de cromo para poder lograr la formación de austenita.

La composición química de los aceros inoxidable martensíticos usualmente utilizados en la industria, se detalla en el Anexo 1.

4.1.5. Aceros inoxidables ferríticos

Los aceros inoxidables ferríticos son esencialmente aleaciones con contenido de cromo entre 10,5 y 30 % y estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (Dommarco et al., 2016). El contenido de cromo cumple un papel de estabilizador de la ferrita. Es por ello que estos aceros presentan estructura ferrítica en todo el rango de temperaturas desde solidus. Esta ferrita, al igual que la del hierro sin alear, presenta bajo índice de endurecimiento por deformación, es magnética, tiene baja solubilidad de elementos que forman soluciones intersticiales, como el carbono y el nitrógeno, y presenta una transición dúctil-frágil en un estrecho rango de temperatura (Dommarco et al., 2016). Esta transición, para altos contenidos de cromo, carbono y nitrógeno, se da a temperatura ambiente o superior, lo cual los limita para aplicaciones estructurales. Pueden contener también molibdeno, aluminio, titanio y niobio, para lograr determinadas características.

Los aceros inoxidables ferríticos son de interés para el diseño ingenieril porque presentan una resistencia a la corrosión similar a la de los aceros con alto contenido en níquel, pero a un costo menor debido a que este último es un aleante de alto costo. Además, poseen mayor resistencia al tipo de corrosión bajo tensiones, pero comparativamente con los aceros inoxidables austeníticos, presentan menor ductilidad y soldabilidad.

Los aceros inoxidables ferríticos usualmente utilizados en la industria, junto con su composición química, se listan en el Anexo 1.

4.1.6. Aceros inoxidable austeníticos

Los aceros inoxidable austeníticos poseen estructura cristalina cúbica centrada en las caras, la cual es lograda por el uso de elementos estabilizadores de la austenita como níquel, manganeso y nitrógeno (Dommarco et al., 2016). Estos aceros no son ferromagnéticos en estado recocido y pueden ser endurecidos sólo por trabajado en frío. Usualmente poseen excelentes propiedades criogénicas y buena resistencia a altas temperaturas. Su contenido de cromo varía entre 16 y 26 % y níquel mayor a 10 %. Molibdeno, cobre, aluminio, titanio y niobio, pueden ser adicionados para conferir ciertas características como, por ejemplo, resistencia al picado (pitting).

Como mantienen una estructura austenítica a temperatura ambiente, presentan bajo límite elástico y gran índice de endurecimiento por deformación, alta tenacidad a la fractura y baja temperatura de inicio de la transformación martensítica. Son utilizados en aplicaciones a temperatura ambiente, a altas temperaturas (hasta 1000 °C) y a temperaturas criogénicas (ASM Handbook, 2005).

La composición química de los aceros inoxidable austeníticos usualmente utilizados en la industria, se detalla en el Anexo 1.

4.1.7. Aceros inoxidable dúplex

Los aceros inoxidable dúplex son aquellos en los cuales coexisten las estructuras cristalinas cúbica centrada en el cuerpo y cúbica centrada en las caras, debido a que está formado tanto por ferrita como por austenita (Dommarco et al., 2016). La cantidad relativa de cada una de las dos fases presentes es función de la composición, como así también del tratamiento térmico. Muchas aleaciones son diseñadas para tener igual cantidad de ambas fases en la condición recocida. Los principales elementos de aleación son cromo y níquel, pero nitrógeno, cobre, molibdeno y tungsteno pueden ser adicionados para controlar el balance estructural y para lograr ciertas propiedades mecánicas. La resistencia a la corrosión de los inoxidable dúplex es similar a la de los grados austeníticos con elementos de aleación semejantes, pero los dúplex poseen mayor resistencia a la tracción, mayor límite elástico y menor susceptibilidad a la corrosión bajo tensión

(stress-corrosion cracking) (ASM Handbook, 2005). Además, su tenacidad se encuentra en un término medio entre los austeníticos y los ferríticos.

La composición química de los aceros inoxidable dúplex usualmente utilizados en la industria, se detalla en el Anexo 1.

4.1.8. Aceros inoxidable endurecibles por precipitación (PH)

En los años posteriores a la Segunda Guerra Mundial, el desarrollo de la técnica aeroespacial y mecánica que implicaba la evolución de las turbinas de gas, el vuelo supersónico, el inicio del aprovechamiento de la fusión nuclear como fuente de energía y el objetivo a futuro de la exploración espacial como campos más relevantes, requería de un desarrollo equiparable en la metalurgia. Uno de los requerimientos en este campo era el de superar las limitaciones de los aceros inoxidable clásicos. Particularmente, se buscaban nuevos aceros inoxidable con resistencia mecánica y a la oxidación en caliente y en frío, superiores a las de los aceros inoxidable clásicos y que además tuvieran gran ductilidad para los trabajos de embutición y conformado, con buena aptitud para la soldadura. Para satisfacer esas necesidades, se llevaron a cabo numerosos ensayos e investigaciones, que dieron como resultado el descubrimiento de los aceros inoxidable endurecibles por precipitación, que desde entonces forman un grupo muy característico con propiedades de extraordinaria importancia industrial.

Los aceros inoxidable endurecibles por precipitación, en inglés identificados por las siglas PH (Precipitation Hardening), son aleaciones base hierro con cromo entre 12 y 18 % y níquel entre 4 y 9 %. Además contienen elementos como molibdeno, titanio, nitrógeno, cobre, aluminio, tantalio, niobio, boro y vanadio, los cuales permiten el endurecimiento por precipitación. Dependiendo de la estabilidad de la austenita a temperatura ambiente, pueden ser clasificados en tres clases: austeníticos, semiausteníticos y martensíticos.

El endurecimiento de este tipo de aceros se logra luego de la fabricación, mediante un tratamiento de solubilizado y proseguido por un mantenimiento corto en el rango de temperaturas 480-620 °C, pudiéndose alcanzar valores de tensión de fluencia y de resistencia muy superiores, a comparación de otros tipos de aceros inoxidable (“Heat treatment of 17-4 PH Stainless Steel”, s.f), (Leal Alanis, 2011). Posterior al tratamiento de envejecimiento, se debe evitar la exposición a

temperaturas elevadas en servicio o el procedimiento de soldadura, porque se pierden las características de endurecimiento, debido a la coalescencia o engrosamiento de precipitados. Los precipitados formados durante el envejecimiento, no pueden observarse mediante microscopía óptica y sólo es posible observarlos mediante microscopía electrónica.

4.1.8.1. Aceros inoxidables PH martensíticos

Los aceros endurecibles por precipitación de matriz martensítica tienen una estructura predominantemente austenítica a una temperatura entre 1040 y 1065 °C, pero que luego se transforma en martensítica al ser enfriada en aire hasta temperatura ambiente. La temperatura a la que empieza la transformación martensítica durante el enfriamiento - M_s - se encuentra usualmente entre 95 y 120 °C. Cuando la martensita es recalentada entre 480 y 595 °C, ocurre la precipitación y el endurecimiento, promovido por la presencia de más de un elemento de aleación. Molibdeno, cobre, titanio, niobio y aluminio (y sus compuestos) son disueltos durante el recocido y retenidos en solución sólida con un enfriamiento rápido, produciendo la precipitación de partículas submicroscópicas durante el calentamiento posterior, que incrementan la resistencia y la dureza de la matriz martensítica (ASM Handbook, 2005).

El balance de la composición química en este tipo de acero es fundamental, debido a que pequeñas variaciones pueden lograr la formación de una excesiva cantidad de ferrita delta durante el envejecimiento. Además, si la austenita es estable en dicha condición, una gran cantidad quedará retenida a temperatura ambiente luego del tratamiento térmico. Ambas condiciones perjudican el endurecimiento durante el envejecimiento.

Estos aceros pueden ser fácilmente soldados (ASM Handbook, 2005). Los procedimientos de soldadura se asemejan a los utilizados habitualmente para los aceros inoxidables de la serie AISI 300, a pesar de las diferencias en composición y de estructura entre ambas clases. La formación de martensita, la cual ocurre durante el enfriamiento desde temperaturas elevadas, como durante la soldadura, no da como resultado el mayor endurecimiento posible.

La selección del material de aporte depende de las propiedades buscadas en la unión soldada. Cuando se requiere una soldadura con propiedades mecánicas

comparables a las del metal base endurecido, el material de relleno debe tener una composición similar a este, aunque se permiten pequeñas modificaciones para obtener una mejor soldadura.

Cuando la soldadura es de una pasada, el material soldado y la zona afectada por el calor generalmente responden de manera uniforme al tratamiento posterior de endurecimiento por precipitación. Rara vez se presenta una variación significativa en la dureza a lo largo de la unión. Para el caso de soldaduras en pasadas múltiples, se observa una respuesta menos uniforme al tratamiento térmico, debido a la aplicación repetida de calor en cada pasada, que resulta en marcadas variaciones en la estructura del material de aporte, de la zona afectada por el calor y del material base. El recocido, elimina estas variaciones y proporciona una microestructura y una respuesta al endurecido por precipitación más uniforme.

La composición química de los aceros inoxidable endurecibles por precipitación de matriz martensítica usualmente utilizados en la industria, se detalla en el Anexo 1.

4.1.8.2. Acero inoxidable 17-4 PH

El acero inoxidable 17-4 PH es la aleación más utilizada de este tipo de materiales. Su habilidad para alcanzar una dureza elevada sin generar una pérdida importante en la tenacidad, y la mayor resistencia a la corrosión, comparado con aleaciones de similares propiedades mecánicas, han hecho que este material resulte de gran utilidad para diseñadores e ingenieros (Cheruvathur, Lass y Campbell, 2016).

Esta aleación generalmente se somete a un tratamiento de solubilización para lograr que los elementos de aleación se encuentren disueltos (Bhaduri y Venkadesan, 1989). Si bien podría suceder que no se disuelvan por completo, se busca la máxima disolución, lo que se da con un mantenimiento en el rango de temperaturas entre 980 y 1065 °C, por un tiempo determinado. Luego, se realiza un enfriamiento rápido en agua, aceite o aire, para lograr una solución sólida sobresaturada, ya que los aleantes le otorgan una alta templabilidad. Por último, se lleva a cabo un tratamiento de envejecimiento artificial, para obtener las propiedades mecánicas deseadas a través del control de los precipitados, que se

basa en un calentamiento y mantenimiento entre 400 y 620 °C (Mirzadeh y Najafizadeh, 2009), como se observa en la Figura 8.

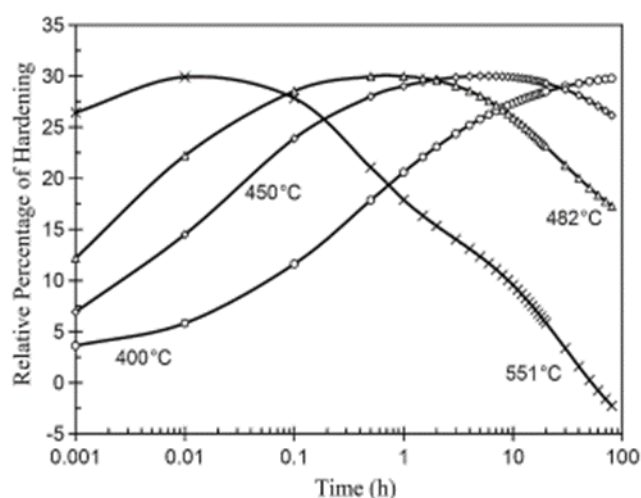


Figura 8. Relación entre tiempo de envejecimiento, temperatura y dureza obtenida para el acero inoxidable 17-4 PH (Mirzadeh et al., 2009).

El principal endurecedor del acero inoxidable 17-4 PH es el precipitado de fases ricas en cobre en la matriz martensítica, que tiene lugar durante el tratamiento de envejecimiento. La condición envejecida generalmente es designada por la letra “H”, proseguida por la temperatura (°F) del tratamiento térmico (Mirzadeh et al., 2009), (Smith, 1993), (Yoo, Leeb, YOUNG y RHYIMD, 2006). En la Tabla 3, se detallan los parámetros de algunos de los tratamientos de envejecimiento standard, aplicables a esta aleación.

Tabla 3. Tratamientos de envejecimiento standard para acero inoxidable 17-4 PH. .

Condición	Temperatura (°C)	Tiempo (h)	Medio de enfriamiento
H900	482	1	Aire
H925	496	4	Aire
H1025	551	4	Aire
H1075	580	4	Aire
H1100	593	4	Aire
H1150	621	4	Aire

Tabla 4. Variación de las propiedades mecánicas del acero 17-4 PH en función del tratamiento térmico.

Condition	Tensile Strength (MPa)	0,2% Yield Strength (MPa)	Elongation (%)	Hardness (HRC)	Impact Energy (ft/lb)
A	1034,3	758,5	10	-	-
H900	1379,0	1275,5	14	44	15
H925	1310,1	1206,6	14	42	15
H1025	1172,2	1137,7	15	38	35
H1075	1137,7	1034,3	16	36	40
H1150	998,8	861,9	19	33	50

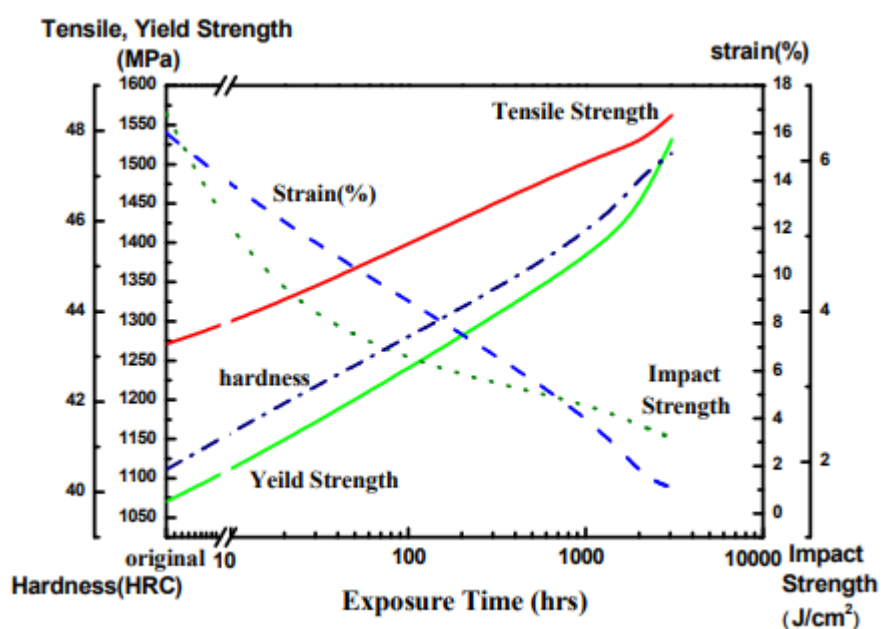


Figura 9. Variación de las propiedades mecánicas del acero 17-4 PH en función del tiempo de exposición a 400°C (Yoo et al., 2006).

4.1.8.3. Aceros inoxidables PH semiausteníticos

A diferencia de los aceros PH martensíticos, estos son lo suficientemente dúctiles en el estado recocido para permitir el trabajado en frío. Cuando se los enfría rápidamente desde la temperatura de solubilizado hasta temperatura ambiente, retienen la estructura austenítica logrando una buena ductilidad y tenacidad. La temperatura de inicio de la transformación martensítica $-M_s-$ se encuentra por debajo de la temperatura ambiente y varía en función de la composición química y de la temperatura de recocido (ASM Handbook, 2005).

Para obtener el endurecimiento, la estructura austenítica debe ser transformada en martensita, lo cual puede lograrse mediante tratamiento térmico o por trabajo en frío. Luego, se somete a un tratamiento de envejecimiento en el rango de temperaturas entre 455 y 595 °C (Dommarco et al., 2016).

Los aceros semiausteníticos PH son normalmente soldados en condición recocida. La estructura austenítica tenaz posee características de soldabilidad similares a las de la serie AISI 300. Además, no son susceptibles a la fisuración al soldar, debido al bajo porcentaje de carbono de la martensita. La elección del material de aporte depende de las propiedades deseadas luego de la soldadura.

Una temperatura de formación de precipitados alta, asegura una buena tenacidad del material soldado con una pequeña pérdida de dureza. Se pueden utilizar distintos parámetros de soldadura y de tratamiento térmico, siempre que se asegure que tanto el metal base, como la zona afectada por el calor, resulten de matriz austenítica.

La composición química de los aceros inoxidables endurecibles por precipitación de matriz semiaustenítica usualmente utilizados en la industria, se detalla en el Anexo 1.

4.1.8.4. Aceros inoxidables PH austeníticos

El contenido de aleantes de este tipo de aceros es lo suficientemente alto como para asegurar una matriz austenítica luego del solubilizado, como así también, luego del envejecimiento y de cualquier tratamiento de endurecimiento. La fase endurecida por precipitación es soluble a una temperatura entre 1095 y 1120 °C y permanece en solución luego del enfriamiento rápido, generando una solución sólida sobresaturada. Cuando estos aceros son recalentados entre 650 y 760 °C, ocurre la precipitación y la resistencia y la dureza de la estructura austenítica aumenta. La dureza alcanzada es menor que la de los aceros martensíticos y semiausteníticos endurecibles por precipitación ¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.(Dommarco et al., 2016).

Los aceros inoxidables PH austeníticos pueden ser soldados a través de la técnica de soldadura por arco, al igual que los inoxidables austeníticos. La gran diferencia se halla en que estos últimos usualmente son tratados térmicamente

luego de la operación de soldado, para lograr ciertas propiedades mecánicas, lo cual suele ser innecesario en los tipos PH (ASM Handbook, 2005).

La composición química de los aceros inoxidable endurecibles por precipitación de matriz austenítica usualmente utilizados en la industria, se detalla en el Anexo 1.

4.1.9. Factores de selección (ASM Handbook, 2005)

El primer y más importante paso, es la elección de aquel material que sea adecuado para la aplicación específica. Existe una larga lista de materiales estándar que difieren uno de otros, según ciertas características a ser consideradas a la hora de la selección del material. Estas son:

- Resistencia a la corrosión.
- Resistencia a la oxidación y sulfatación.
- Resistencia y ductilidad a temperatura ambiente y de servicio.
- Idoneidad para las técnicas de fabricación previstas.
- Idoneidad para los procesos de limpieza previstos.
- Estabilidad de propiedades en servicio.
- Tenacidad.
- Resistencia a la abrasión y erosión.
- Acabado superficial y/o reflectividad.
- Propiedades magnéticas.
- Conductividad térmica.
- Resistividad eléctrica.
- Retención del filo.
- Rigidez.

4.1.10. Resistencia a la corrosión

Los aceros inoxidable son susceptibles a diversas formas de corrosión localizada, y evitarla es el objetivo en la selección de este tipo de material. Las tareas de diseño, fabricación y mantenimiento del acero inoxidable, determinarán el comportamiento de este frente a la corrosión.

La selección de un grado de acero inoxidable para una determinada aplicación, conlleva la consideración de gran cantidad de factores, pero sin lugar a duda, el principal es la resistencia a la corrosión. En primer lugar, siempre es necesario caracterizar el medio ambiente en el cual el material será utilizado. A través de pruebas de laboratorio en medios comparables, se puede estimar la aptitud del material analizado. Una vez que la resistencia a la corrosión ha sido identificada, es apropiado considerar las propiedades mecánicas necesarias, la facilidad de fabricación, los tipos y grados de riesgos presentes en la aplicación, el costo, etc.

4.1.11. Efectos de la composición

La mayoría de los metales no son utilizados en su forma pura, es usual el agregado de elementos de aleación para modificar sus propiedades y esto se puede utilizar para aplicaciones específicas. La presencia de una proporción de un segundo elemento asociado con un metal para formar una aleación, como por ejemplo cromo con hierro para formar aleaciones de Fe-Cr, puede drásticamente alterar algunas de sus propiedades. El hierro puro no presenta propiedades mecánicas para ser utilizado con propósito estructural, pero la adición de pequeñas cantidades de otros elementos (carbono, manganeso o silicio por ejemplo) aumenta mucho su resistencia mecánica.

El cromo es el elemento esencial para la formación de la capa pasivante de óxido de cromo. Otros elementos, pueden influenciar la efectividad del cromo para formar esta capa, pero ningún otro elemento puede por sí mismo crear la propiedad del acero inoxidable. A continuación, se detalla la influencia de algunos elementos sobre dicho material (Dommarco et al., 2016).

Cromo: la capa pasivante puede comenzar a observarse con cantidades mayores a 10,5 %. Incrementar su contenido entre 17 y 20 %, típico de aceros inoxidables austeníticos, o entre 26 y 29 %, típico de los ferríticos, aumenta la estabilidad de la capa. Sin embargo, una cantidad de cromo mayor a 29 %, puede provocar efectos adversos en las propiedades mecánicas, en la facilidad de fabricación, en la soldabilidad, etc. Por lo tanto, a menudo es más eficiente mejorar la resistencia a la corrosión alterando otros elementos, con o sin aumento en la

cantidad de cromo (ASM Handbook, 2005), (Cunat, 2004), (Dalmau, Richard e igual-Muñoz, 2018).

Níquel: en cantidades suficientes, actúa como estabilizador de la estructura austenítica, mejorando notoriamente las propiedades mecánicas. Es efectivo promoviendo la repasivación, especialmente en medios reductores (ASM Handbook, 2005), (Dalmau et al., 2018).

Manganeso: las propiedades de este aleante permiten que actúe como un elemento de aleación y un desoxidante en aceros. Cuando se agrega al acero en estado líquido, el manganeso reaccionará con oxígeno para formar óxido de manganeso -MnO-. El manganeso también se combinará preferentemente con azufre para formar sulfuro de manganeso -MnS-. Además de entrar en combinación con oxígeno y azufre, también influye en el comportamiento del acero debido a que aumenta su templabilidad. El manganeso se encuentra generalmente como un elemento de aleación en todos los aceros (al carbono e inoxidables), para ayudar a la desoxidación y para evitar la formación de inclusiones de sulfuro de hierro, que podrían causar problemas de fisuración en caliente (Cunat, 2004), (Méndez, 2013).

Molibdeno: es utilizado en aceros inoxidables en cantidades menores a 8 % y más comúnmente en el rango de 2 a 4 %. Incluso, porcentajes relativamente pequeños tienen un efecto poderoso en la mejora de la resistencia al picado en ambientes con presencia de cloruros. A su vez, genera grandes beneficios en la estabilización del film pasivante, mejorando la resistencia a la depasivación (Dalmau et al., 2018). El molibdeno reduce la intensidad del efecto oxidante requerido para asegurar la pasividad (Cunat, 2004), (Méndez, 2013).

Carbono: es útil en la medida que permita la templabilidad por tratamiento térmico, lo cual es la base de los grados martensíticos. Provee resistencia a los aceros inoxidables en aplicaciones de alta temperatura. En otras aplicaciones, el carbono es perjudicial a la resistencia a la corrosión debido a su reacción con el cromo (ASM Handbook, 2005), (Méndez, 2013).

Nitrógeno: beneficia a los aceros inoxidables austeníticos, ya que mejora la resistencia al picado y fortalece al material. Es esencial en los grados dúplex, ya que estabiliza el contenido de austenita, disminuyendo la segregación de cromo y molibdeno, e incrementando la resistencia a la corrosión de la austenita. En grados

ferríticos, perjudica a las propiedades mecánicas (Cunat, 2004), (Dalmau et al., 2018).

Niobio: en aceros inoxidable, la adición de este aleante ayuda a prevenir el riesgo de corrosión intergranular en zonas afectadas por el calor. El niobio es agregado en cantidades variables dependiendo de los niveles de carbono y nitrógeno (tipos ferríticos). La cantidad teórica requerida para una estabilización completa basada en estequiometría se describe mediante la ecuación: $\%Nb \geq 0,2 + 5 (\%C + \%N)$ (Cunat, 2004).

En aceros inoxidable ferríticos, la adición de niobio es uno de los métodos más efectivos para mejorar la resistencia a la fatiga térmica.

Titanio: es un elemento altamente reactivo que forma precipitados de TiN estables en la fase líquida, en presencia de nitrógeno. En presencia de carbono y nitrógeno, nitruros de titanio –TiN- en la fase líquida y carburos de titanio –TiC- en la fase sólida. El titanio es el elemento estabilizador más común utilizado en aceros inoxidable. La cantidad estequiométrica de Ti requerido para la estabilización completa se describe por la siguiente ecuación: $Ti \geq 4 (\%C) + 3,4 (\%N)$. Sin embargo, se requieren mayores cantidades de titanio para la estabilización completa porque este reacciona con azufre para formar sulfuros de titanio estables -Ti₂S-. En la práctica, el nivel aceptado de titanio requerido para estabilizar completamente un acero inoxidable debe satisfacer el siguiente criterio: $Ti \geq 0,15 + 4 (\%C + \%N)$ (Cunat, 2004), (Méndez, 2013).

En aceros de baja aleación, el titanio tiene una gran afinidad con el carbono, nitrógeno y oxígeno. Cuando se disuelve en acero, se cree que el titanio aumenta la templabilidad; sin embargo, la tendencia a la formación de carburos de este elemento es tan fuerte que con frecuencia está en la estructura del acero como carburos sin disolver y en esta forma disminuye la templabilidad.

La adición de Ti en tenores inferiores a los requeridos por el tenor de N disuelto permite formar nitruros muy estables y finos, que a su vez confieren temperaturas de crecimiento de grano superiores. Por ello, se reconoce al titanio como un refinador de grano (Han, Shi, Xu, Cao y Dong, 2012).

Silicio: en pequeñas cantidades, dicho aleante confiere mayor templabilidad al acero. Pequeñas adiciones de silicio y cobre son generalmente utilizadas en aceros inoxidable austeníticos que contienen molibdeno para mejorar la

resistencia a la corrosión en ácido sulfúrico y, además, previene la carburización a temperaturas elevadas (Méndez, 2013), (Murthy, 2012), (Wilde, 1987).

El silicio comúnmente se agrega a los aceros inoxidable para mejorar su resistencia a la oxidación y, además, actúa como estabilizador de la fase ferrita.

Se han realizado diversas investigaciones respecto a la influencia del silicio en aceros inoxidable (Evans, Hilton, Holm y Webster, 1983), encontrando una relación de tipo parabólica entre el espesor de la capa de óxido rica en cromo, con la cantidad de silicio, como se muestra en la Figura 10. Siendo $k_p = \epsilon^2 / t$. Donde ϵ es el espesor de la capa de óxido y t el tiempo de oxidación. Dicha relación permite afirmar la influencia del silicio en la resistencia a la oxidación del material.

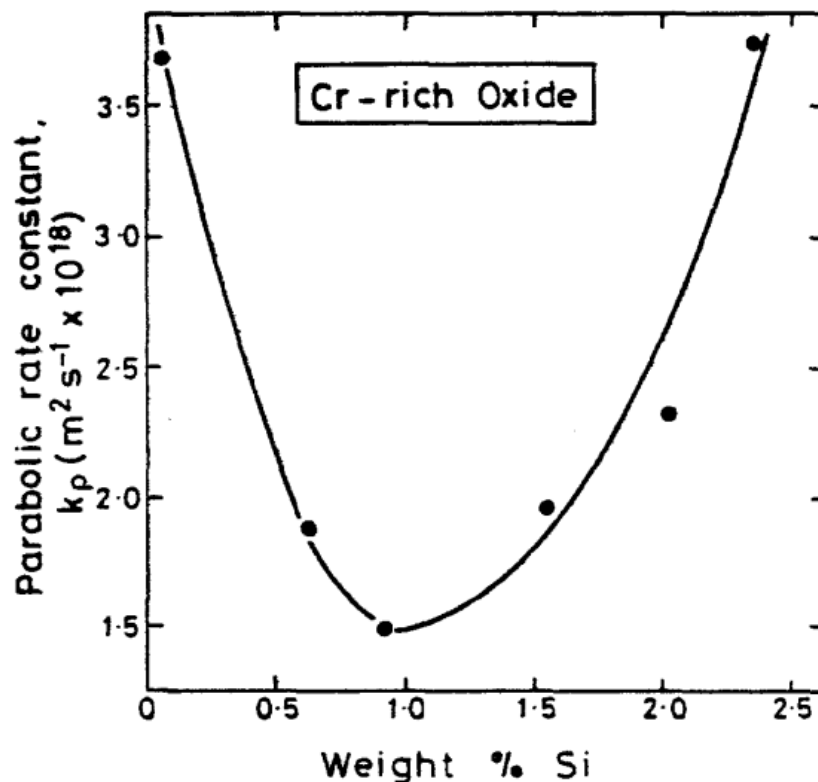


Figura 10. Relación entre espesor de capa de óxido rico en cromo, con el %Si en peso.

Cobre: es utilizado principalmente para lograr endurecimiento por tratamiento térmico. Los precipitados ricos en cobre se forman a partir del cambio en la solubilidad del mismo, al pasar de austenita a martensita a través del tratamiento térmico, y resultan esenciales para lograr el endurecimiento (Lo, Shek y Lai, 2009). La solubilidad del cobre en la austenita (fcc) es mucho mayor que en la ferrita (bcc) y su precipitación desde el estado sobresaturado, genera nano-precipitados (bcc)

de Cu que endurecen la matriz (Murthy, 2012), (Bhattacharya, Jayakumar, Moorthy, Vaidyanathan y Bladev Raj, 1993).

Un estudio realizado (Hombogen y Glenn, 1960) propone que ante un cierto envejecimiento, los precipitados de Cu (bcc) cuyo tamaño supera un dado valor crítico transforman a precipitados fcc. Precipitados de tamaño menor a 5 nm de diámetro presentan estructura cristalina bcc y aquellos superiores a 30 nm, fcc. El endurecimiento máximo logrado por estos precipitados se da cuando son coherentes con la matriz.

4.1.12. Formas de corrosión de aceros inoxidables (ASM Handbook, 2005)

Corrosión generalizada: sugiere un entorno capaz de romper la película pasivante y que no permita la reconstrucción de la misma. De ocurrir, indicaría un error en la selección del grado de acero inoxidable.

Corrosión galvánica: se presenta cuando dos materiales distintos entran en contacto eléctrico en un medio corrosivo. Como los aceros inoxidables son altamente resistentes a la corrosión, actúan generalmente como cátodos al entrar en contacto con un metal menos noble, como por ejemplo un acero. Sin embargo, este efecto puede ser utilizado beneficiosamente para proteger componentes críticos de acero inoxidable, dentro de una larga construcción de acero. Si el acero inoxidable se encuentra pasivo en el medio ambiente, la interacción galvánica con otro metal de menor nobleza, no generará una corrosión significativa en él. En caso contrario, si se encontrara activo, la interacción galvánica con un metal de menor nobleza produciría una corrosión rápida y sostenida del acero inoxidable, sin repasivación.

Picado (pitting): es un ataque localizado que puede producir la perforación de un acero inoxidable, con una pérdida de peso insignificante para la totalidad de la estructura. El pitting está asociado a una discontinuidad localizada de la capa pasivante. Esta puede ser una imperfección de tipo mecánica como por ejemplo, una inclusión o daño superficial, como así también puede ser por la modificación local de la composición química de la capa. Los cloruros, son los agentes químicos más comunes para la iniciación del picado. La estabilidad del film pasivante con respecto a la resistencia a la iniciación del pitting, es controlada principalmente por el contenido de cromo y molibdeno.

Crevice: puede ser considerada como una forma severa de picado. Cualquier rendija, ya sea el resultado del contacto metal-metal o una junta, incrustación o depósito, tienden a restringir el acceso del oxígeno generando el ataque. Un alto contenido en cromo y, especialmente, un alto contenido en molibdeno, permiten una mayor resistencia al crevice.

Corrosión intergranular: es el ataque preferencial sobre los bordes de grano de un acero inoxidable. Generalmente, es el resultado de la sensitización. Esta condición ocurre cuando un ciclo térmico genera precipitación de carburos, nitruros o fases intermetálicas en los bordes de grano, sin disponer del tiempo suficiente para la difusión del cromo hacia los lugares empobrecidos en él. Los bordes de grano donde han ocurrido los precipitados, no son las zonas susceptibles a corroerse, sino que se corroerán las zonas adyacentes a estas por disponer de una cantidad de cromo menor a la necesaria.

Corrosión bajo tensión (stress-corrosion cracking): es un mecanismo de corrosión en el cual una aleación susceptible, una sollicitación de tensión sostenida y un medio ambiente particular, conducen al agrietamiento del material. La gran mayoría de aceros inoxidables con matriz ferrítica o de tipo dúplex son inmunes o altamente resistentes a este tipo de corrosión, a diferencia de los grado austenítico que poseen una gran susceptibilidad a este mecanismo. SCC es difícil de detectar mientras está ocurriendo y puede conducir a la falla catastrófica de una pieza o equipo.

Erosión-corrosión: la corrosión de un acero puede ser acelerada cuando hay una eliminación abrasiva de la capa pasivante. Este mecanismo es especialmente importante cuando el espesor del film de óxido es un factor clave en la resistencia a la corrosión.

Oxidación: el tipo más común de corrosión corresponde a un proceso electroquímico de oxidación. Rigurosamente hablando, oxidación, es la remoción de electrones de un átomo. Cuando esto ocurre, el metal pasa de su forma elemental a su forma iónica u oxidada, con cesión de electrones. Es decir, el metal, a través de la corrosión, retorna a la forma combinada en la que se encontraba en la naturaleza, formando óxidos, sulfuros, hidróxidos, etc., porque son formas más estables termodinámicamente.

4.2. Desgaste

4.2.1. Definición (Dommarco, 2017)

Se define al desgaste como todo desplazamiento o remoción no deseada de material de una superficie, debido al contacto y movimiento relativo respecto de una contraparte, en un elemento cuya integridad es de interés. Una importante fracción del PBI de un país se consume todos los años debido a las pérdidas originadas en la fricción y en el reemplazo de partes de maquinaria que sufren desgaste en servicio. Esto ha generado, ya desde tiempos inmemoriales y con especial énfasis en las últimas décadas, el creciente desarrollo de la ciencia que estudia la forma de mitigar la fricción y el desgaste, y que hoy se conoce como tribología.

La norma ASTM G40, "Standard Terminology Relating to Wear and Erosion", define a la tribología como "la ciencia que estudia los fenómenos relativos a la interacción de superficies, incluyendo la fricción, el desgaste y la lubricación". En un sistema tribológico, no sólo se analizan las superficies en contacto, sino también el entorno mecánico, físico, químico, térmico, etc., conocido como tribosistema, y que posee una gran influencia en el comportamiento del material.

Se considera que el desgaste, según la norma DIN 50320, se produce según cuatro mecanismos denominados básicos o elementales, como: adhesión, fatiga de contacto, abrasión y tribo-corrosión. Otras formas de clasificar el desgaste pueden incluir otros mecanismos, aunque los mismos podrían ser considerados como una variante o combinación de los propuestos por la citada norma, tales como erosión, fretting, etc.

4.2.2 Desgaste por abrasión (Dommarco, 2017)

De acuerdo a la norma ASTM G40, el desgaste por abrasión, se debe a la acción de partículas o protuberancias duras que son forzadas contra una superficie sólida, y se mueven a través de ella dejando un surco y removiendo material.

El costo del desgaste por abrasión es alto y ha sido estimado en un rango entre 1 y 4 % del PBI de un país industrializado. Es importante remarcar que los sistemas lubricados también sufren el efecto de la abrasión, ya sea porque el

espesor de la película lubricante se ve disminuido por alguna razón, o porque el aceite se encuentra contaminado con partículas sólidas.

Cuando dos superficies entran en contacto puede producirse desgaste en ambas partes. Sin embargo, generalmente, se focaliza la atención en la superficie desgastada que representa la mayor pérdida económica, y la otra es considerada como la superficie abrasiva. La velocidad a la cual las superficies se abradan, depende de sus características, en particular su microestructura, de la presencia de abrasivo suelto entre ellas, de la velocidad de contacto y de otras condiciones del medio.

La forma más usual de clasificar el desgaste por abrasión es por situación, es decir, en función de las condiciones macroscópicas que producen abrasión, tales como geometría de contacto, esfuerzo aplicado, velocidad de contacto o deslizamiento, elementos involucrados, etc. En esta clasificación se distinguen los modos de abrasión por dos y tres cuerpos, es decir, se analizan los elementos que componen al tribosistema. El concepto de dos y tres cuerpos se origina en la aplicación del análisis de sistemas al desgaste por abrasión, en el cual un conjunto de elementos de entrada se transforman en un conjunto de elementos de salida, una vez que sufren cierta transformación en una “caja negra”. Dichos elementos principales son:

Primer cuerpo: el cuerpo cuyo desgaste interesa prioritariamente, generalmente por su significancia económica.

Segundo cuerpo: cualquier cuerpo que actúe de contracara, cuyo desgaste no interesa en primera instancia, y que se encuentra en movimiento relativo respecto al primer cuerpo, y en contacto directo o indirecto con éste de modo de poder transmitir fuerzas. Generalmente es el principal causante del desgaste en el primer cuerpo.

Tercer cuerpo: es un elemento interfacial que puede ser externo o haber sido generado por el desgaste mismo, o cualquier otra condición especial que se encuentre en la interfaz de los dos anteriores. Ejemplos son las partículas producidas en el desgaste o debris, el lubricante, las partículas sólidas embebidas, los reactivos químicos, etc.

El significado que se le daba a la abrasión por dos y tres cuerpos cuando surgió esta clasificación ha cambiado y, en la actualidad, posibilita el uso de dos

interpretaciones dispares, la dominante y la alternativa. En la primera de ellas, la característica principal de la abrasión de dos cuerpos es que las partículas o asperezas están rígidamente adheridas al segundo cuerpo por lo que son capaces de cortar profundamente al primero, Figura 11. Por el contrario, en la abrasión de tres cuerpos, las partículas son libres de rodar, utilizando sólo una parte del tiempo para cortar el metal, Figura 12. Esto hace que en la abrasión de dos cuerpos la tasa de desgaste sea de uno a tres órdenes de magnitud mayor que en la de tres cuerpos, bajo condiciones de carga comparables.



Figura 11. Abrasión por dos cuerpos.

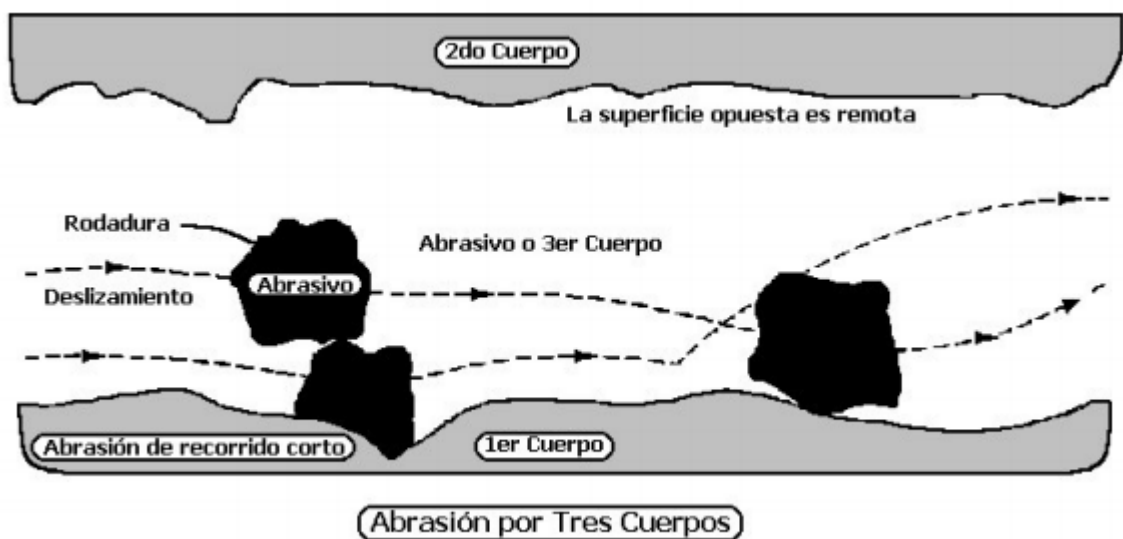


Figura 12. Abrasión por tres cuerpos.

Otra forma de clasificar al desgaste por abrasión, es según el mecanismo de remoción. En esta, se distinguen cuatro modos: micro-surcado, micro-corte, micro-

fatiga y micro-fisuración y está basada en el mecanismo microscópico por el cual se producen las partículas de desgaste.

En el micro-surcado ideal, el volumen de material correspondiente al surco es desplazado por deformación plástica hacia los bordes sin producir pérdida de material, Figura 13-a. La remoción de material tiene lugar por el solapamiento de surcos sucesivos, produciéndose micro-fatiga de las protuberancias formadas sobre los bordes del surco, como se muestra en la Figura 13-b. En el micro-corte ideal, se observa una pérdida de volumen, por la formación de virutas que poseen igual volumen que el surco de desgaste, como se muestra en la Figura 13-c. La micro-fisuración, ocurre cuando la tensión concentrada que impone una partícula abrasiva, es aplicada sobre la superficie de un material frágil. En este caso, al deslizar se desprenden partículas de desgaste debido a la formación y propagación de fisuras, cuyo volumen puede ser superior al del surco, como se muestra en la Figura 13-c.

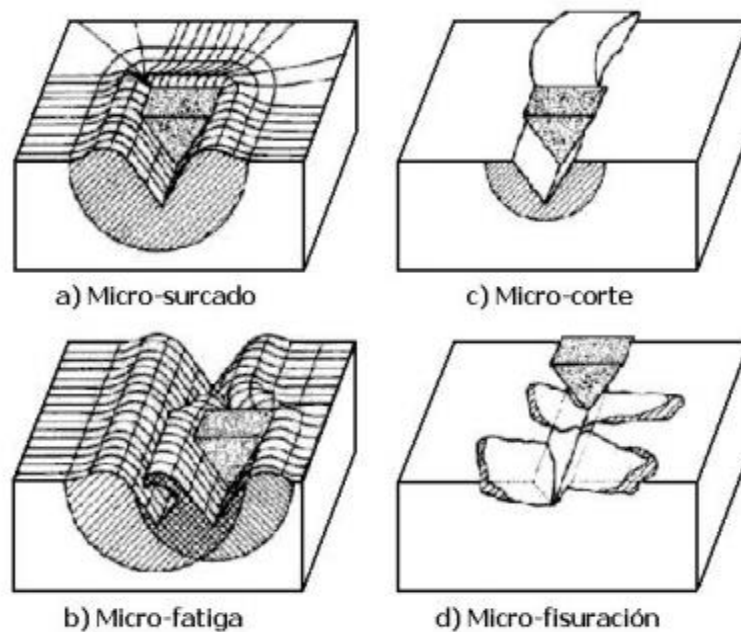


Figura 13. Micro-mecanismos de desgaste. a) Micro-surcado b) Micro-fatiga

c) Micro-corte d) Micro-fisuración.

4.2.3. Grado de desgaste (Dommarco, 2017)

El estudio de los surcos producidos por abrasión, permitió observar que sólo una porción de su volumen es removido en forma de viruta o debris y que el volumen restante es desplazado hacia los bordes por deformación plástica. El cálculo de la

relación entre el volumen de material removido por corte y el volumen del surco se conoce como "grado de desgaste" o factor f_{ab} .

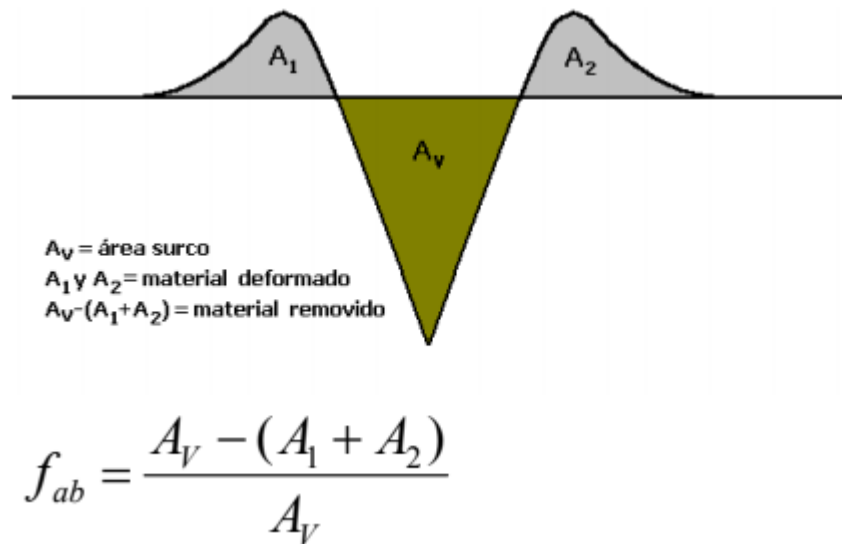


Figura 14. Cálculo del grado de desgaste o factor f_{ab} .

Los valores observados para el grado de desgaste muestran que, en general, el daño por abrasión se produce por una combinación de micro-mecanismos. En un material dúctil, domina el micro-surcado, aunque también existe una proporción de micro-corte, mientras que en un material con baja ductilidad, domina el micro-corte. Entonces, $f_{ab} = 1$ en el micro-corte ideal y $f_{ab} = 0$ para micro-surcado ideal. En la micro-fisuración, se produce el escamado (spalling) desde los bordes del surco de desgaste, dando como resultado valores negativos de A_1 y A_2 y, por lo tanto, $f_{ab} > 1$.

El factor f_{ab} pondera el balance existente entre la dureza, propiedad a través de la cual se limita la sección del surco, A_V , y la plasticidad del material, que es una propiedad relacionada con la capacidad de deformación y absorción de energía y que controla, A_1 y A_2 . Lo interesante del concepto que encierra una idea tan simple como el factor f_{ab} , es que coincide con los resultados prácticos, al resaltar que la dureza del material desgastado por sí sola, no es suficiente para definir la resistencia a la abrasión. Características microestructurales como el tamaño de grano, la cantidad de austenita retenida o la presencia de fases de refuerzo también influyen sobre la tasa de desgaste. En materiales de igual dureza, la resistencia a la abrasión aumenta si f_{ab} disminuye. También se ha observado que

es posible obtener diferentes valores de resistencia a la abrasión en materiales con dureza similar, lo cual se debe a la diferencia en la capacidad de deformación.

5. CAPÍTULO III

5.1. Objeto de estudio

5.1.1. Objetivo general

- ✓ Caracterizar las muestras de banda de prensa continua a nivel microestructural, mecánico y tribológico, procurando identificar diferencias entre ellas que justifiquen la diferencia en la vida en servicio.

5.1.2. Objetivos particulares

- ✓ Identificar posibles diferencias de composición química de las muestras.
- ✓ Establecer fases presentes e identificar diferencias microestructurales.
- ✓ Identificar signos de degradación microestructural debido a la temperatura en servicio de las bandas.
- ✓ Medición y comparación de la dureza de las muestras.
- ✓ Evaluar el comportamiento del material sometido a tracción uniaxial.
- ✓ Identificar el mecanismo de desgaste presente como así también comparar la resistencia al mismo de las muestras evaluadas.
- ✓ Analizar si los problemas detectados en servicio en una de las bandas, pueden tener origen o estar influidos por las características del material de la banda.

5.1.3. Hipótesis de trabajo

- ✓ Es posible identificar diferencias en la microestructura de las muestras.
- ✓ Es posible identificar diferencias en las propiedades mecánicas.
- ✓ Es posible identificar diferencias en la resistencia al desgaste.
- ✓ Es posible identificar si el menor tiempo de vida en servicio de una de las bandas se justifica por diferencias en las características metalúrgicas, mecánicas o tribológicas del material.

5.2. Materiales de partida

La empresa productora de MDF proveyó seis muestras correspondientes a cuatro bandas de prensa continua, utilizadas en los últimos años en las dos líneas de producción de la empresa. Las muestras fueron identificadas y se caracterizaron de la siguiente manera:

- Muestra A: de aquí en adelante A, la cual ha tenido deficiencias en cuanto a su performance y un tiempo en servicio de 1,47 años.
- Muestra B: de aquí en adelante B, banda utilizada con anterioridad a la banda de la muestra A, ya fuera de servicio, que cumplió con el tiempo de vida esperado, alcanzando 5,5 años.
- Muestra 1: de aquí en adelante 1, muestra de la misma banda de la cual se obtuvo la muestra A, pero tomada de una porción de la banda que nunca entró en servicio, por lo tanto, se encuentra en condición nueva.
- Muestra 2: de aquí en adelante 2, muestra de la misma banda que la muestra B, pero tomada de una porción de la banda que nunca entró en servicio, por lo tanto se encuentra en condición nueva.
- Muestra 3L1: de aquí en adelante 3L1, banda utilizada en Línea de Producción 1, extraída de una zona que nunca ha entrado en servicio (nueva).
- Muestra 3L2: de aquí en adelante 3L2, banda utilizada en Línea de Producción 2, extraída de zona que ha entrado en servicio (usada). Cumplió con su tiempo de vida esperado, alcanzando 5,14 años.

Cabe destacar que el personal de la empresa, no sólo reconocía a las bandas según la fecha en que estas fueron utilizadas, sino también como bandas de material “duro” y bandas de material “blando”. Esta clasificación se debió a diferencias observadas durante el proceso de corte para la instalación de las mismas, donde en ciertos casos el corte con amoladora era sencillo y en otros mucho más dificultoso, demandando aproximadamente el doble de tiempo.

6. CAPÍTULO IV

6.1. Metodología experimental

6.1.1. Caracterización química y microestructural:

6.1.1.1. Análisis de composición química

El análisis químico fue realizado empleando un espectrómetro de excitación por chispa marca Baird, modelo DV6, disponible en el Área Metalurgia de la Facultad de Ingeniería. Este es un método estándar para el análisis directo de muestras metálicas que permite determinar los elementos presentes en una muestra, como así también el porcentaje de cada uno de ellos. Consiste básicamente en detectar las longitudes de onda característica de cada elemento cuando sus electrones son excitados mediante una chispa.

Para llevar a cabo el ensayo fue necesario la preparación de las muestras y de los correspondientes materiales de referencia. A partir de ello, se procedió a “chispear” los materiales citados anteriormente con el espectrómetro.

El cálculo de la composición química de las muestras fue llevado a cabo con el software del equipo y los valores reportados resultaron del promedio de tres mediciones.

Los patrones de calibración y de estandarización utilizados, se encuentran descriptos en la Tabla 5.

Tabla 5. Composición química de patrones utilizados.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
Patrón primario de calibración	0,019	0,27	1,40	0,025	0,019	18,5	10,2	0,27	0,28
Patrón de estandarización	0,03	0,33	1,60	0,03	0,03	16,3	11,4	2,20	0,43

6.1.1.2. Determinación de fases presentes

El análisis y cuantificación de fases de las muestras fue llevado a cabo mediante difracción de rayos X. Se obtuvieron patrones de difracción utilizando un difractómetro marca Rigaku, modelo SmartLab -Figura 15- con radiación K_{α} de Cu con monocromador. El tubo de rayos X fue operado a una tensión de 40 kV y una

corriente de 40 mA. Los difractogramas fueron registrados en un rango de 2θ entre 30° y 150° , en pasos de $0,02^\circ$ y con una velocidad de 1 s/paso.

Se procedió a analizar los resultados utilizando el software PowderCell 2.4, que cuenta con los difractogramas teóricos correspondientes a las fases ferrita, martensita y austenita. Para lograr reconocer la presencia o ausencia de alguna de estas tres fases, se compararon los valores de 2θ de los picos de intensidad de los difractogramas teóricos, con los obtenidos en los ensayos.

El objetivo de este ensayo fue identificar las fases presentes en las muestras y, en caso que alguna muestra presente una estructura con más de una fase, cuantificar cada una de ellas.



Figura 15. Difractómetro marca Rigaku, modelo SmartLab.

6.1.1.3. Evaluación metalográfica

Para observar la microestructura en el microscopio óptico, fue necesario la preparación de las muestras mediante un corte transversal refrigerado. Posteriormente, las muestras fueron incluidas en baquelita, utilizando una prensa marca BUEHLER, modelo Simplimet 1000, las cuales pueden observarse en la Figura 16. Luego, se llevó a cabo el desbaste y pulido mediante métodos convencionales. Por último, se atacaron químicamente las muestras con el reactivo Vilella (5 ml HCl, 1 g ácido pícrico, 100 ml etanol o metanol), durante 285 segundos.

Se utilizó un microscopio óptico marca Olympus, modelo PMG3, conectado a una computadora y a través del software QCapture Pro se tomaron las imágenes de las microestructuras de las seis muestras.

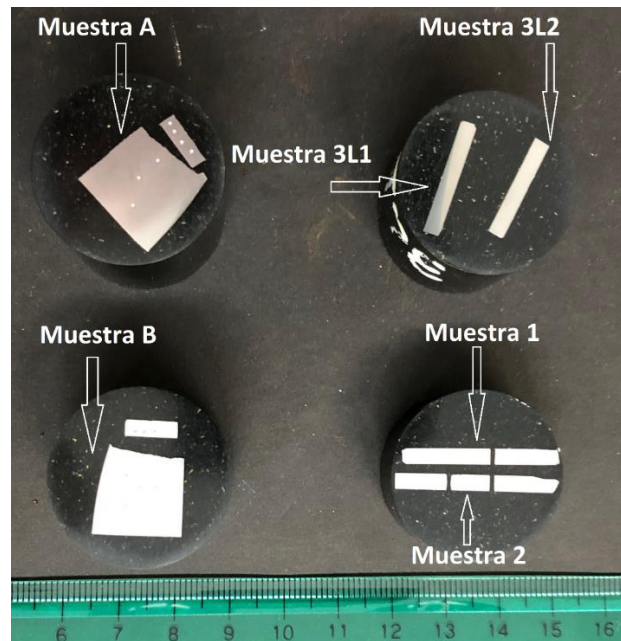


Figura 16. Muestras para estudio metalográfico, incluidas en soporte de baquelita.

6.1.2. Caracterización mecánica

6.1.2.1. Ensayo de dureza

La dureza se midió con un durómetro universal marca Ibertest, modelo DU-250, bajo el método Rockwell escala C, conforme lo indica la norma ASTM E18. Se configuró la máquina con una carga de trabajo de 150 kg y un penetrador cónico de diamante con punta de 0,2 mm de radio. Antes de efectuar las mediciones, se corroboró el funcionamiento del durómetro utilizando un patrón de 60 HRC. Para cada muestra se realizaron diez mediciones y se tomó como valor final el promedio de ellas.

6.1.2.2. Análisis de dureza mediante microindentación

Las mediciones se llevaron a cabo con un microdurómetro marca ISOTEST, modelo PMH1000Z, utilizando un penetrador Vickers y una carga de 9,8 N. Se realizaron cinco mediciones por cada muestra de material y como resultados finales se expresaron los valores promedio de las mismas.

El ensayo se realizó según lo indica la norma ASTM E384. El valor de dureza fue obtenido a partir de la medición de la longitud de las diagonales de la impronta.

6.1.2.3. Ensayo de tracción

Se utilizó una máquina marca Instron 8501, conectada a una computadora, que registró y almacenó los datos de carga y deformación. Las probetas fueron preparadas de acuerdo a la norma ASTM E8, cuyas dimensiones se detallan en la Figura 17 y Tabla 6.

Se configuró la máquina para el ensayo con una precarga de 0,5 kN. Se utilizó una velocidad de avance del cabezal inferior de 0,5 mm/min, hasta que las probetas comenzaron a registrar deformación permanente. Durante el período plástico, el cabezal avanzó a una velocidad de 2 mm/min. Además, se utilizó un tiempo entre mediciones consecutivas (posición relativa de cabezales y carga) de 0,1 s.

Desde el comienzo del ensayo hasta momentos antes de comenzar a registrar deformación plástica, se utilizó un extensómetro conectado a las probetas, de modo de obtener una medición más precisa de la deformación y definición del límite elástico.

Si bien el estudio bajo norma ASTM E8 recomienda el ensayo de tres probetas por cada material a analizar, esto no fue posible de llevar a cabo debido a la escasa cantidad de material disponible. Se realizaron dos ensayos de cada una de las muestras de bandas provistas.

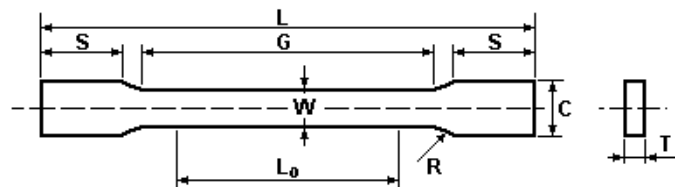


Figura 17. Dimensiones probeta para ensayo de tracción de acuerdo a la norma ASTM E8.

Tabla 6. Medidas de probeta para ensayo de tracción según norma ASTM E8

Cota	Dimensión [mm]
G	25,0 ± 0,1
W	6,0 ± 0,1
T	Espesor del material
R	6
L	100
A	32
B	30
C	10

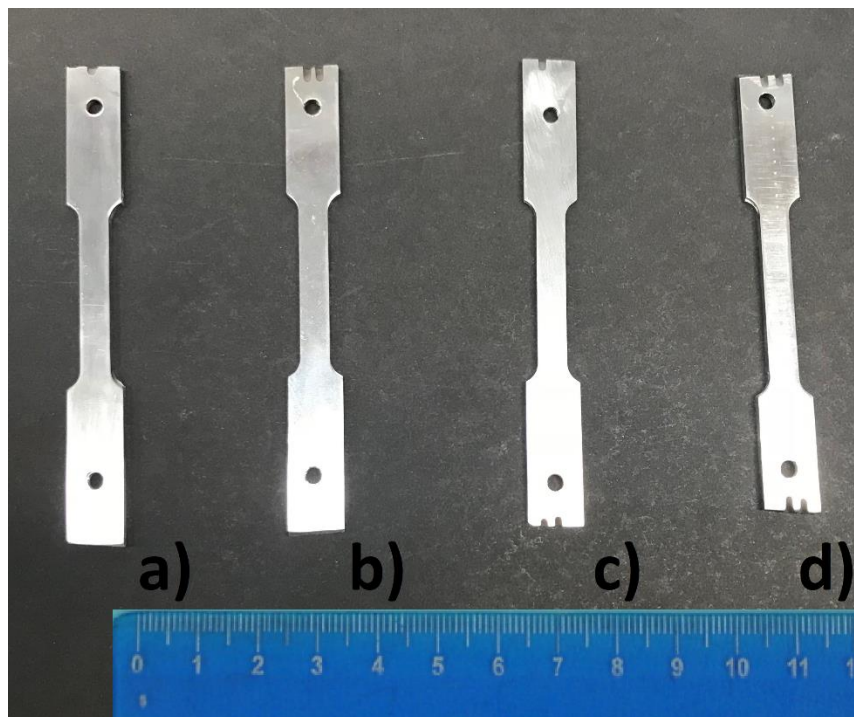


Figura 18. Probetas para ensayo de tracción según norma ASTM E8.

a) Muestra 1. b) Muestra B. c) Muestra 3L2. d) Muestra 3L1.

Mediante el ensayo de tracción se midió el límite elástico, la tensión de rotura y el alargamiento.

El cálculo del límite elástico ($\sigma_{0,2}$) se efectuó conforme la norma ASTM E8, es decir, en forma gráfica. Partiendo de una deformación de 0,2 % de L_0 , se trazó una recta paralela al período elástico hasta intersectar la curva del ensayo. Por último, se leyó el valor de tensión obtenido. Este procedimiento se esquematiza en la Figura 19:

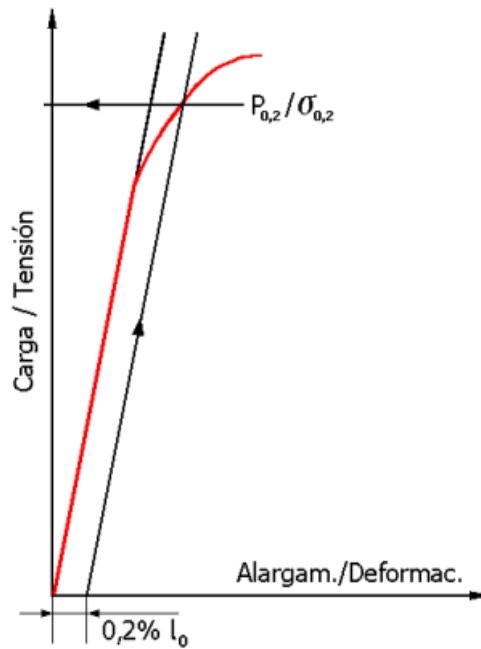


Figura 19. Cálculo del límite elástico.

El cálculo del alargamiento a la rotura se realizó utilizando los datos de posición brindados por la máquina.

6.1.2.4. Ensayo de rayado

El estudio de la resistencia a la abrasión y los micro-mecanismos asociados a la degradación de la superficie bajo este mecanismo de desgaste, es importante para numerosos componentes industriales expuestos a la abrasión. En este sentido, el ensayo de rayado es una herramienta útil para la caracterización de materiales frente a la abrasión (Francoa y Sinatora, 2017).

Los ensayos de rayado se realizaron sobre pequeñas muestras de material, extraídas utilizando disco de corte y líquido refrigerante para evitar el calentamiento de las mismas. Estas fueron pulidas a espejo a través de métodos convencionales de desbaste y pulido.

El objetivo del ensayo es obtener el factor de desgaste o f_{ab} , cuyo método de cálculo se encuentra detallado en el Punto 4.2.3. El rayado se llevó a cabo utilizando el durómetro con el indentador Vickers y desplazando la muestra 5 mm aproximadamente. Las cargas empleadas fueron 0,5 y 1 kg.

Posteriormente, los surcos se observaron utilizando el microscopio óptico y se relevaron sus perfiles a través de tres métodos. En primer lugar se utilizó un

rugosímetro marca Taylor-Hobson, modelo Surtronic 3+, con una punta de radio 5 μm (Figura 20). El mismo fue conectado a una computadora para el almacenamiento y procesamiento de datos. A través del software TalyProfile Lite 6.1 se graficaron los perfiles medidos y, a su vez, se midieron las áreas A_v , A_1 y A_2 .

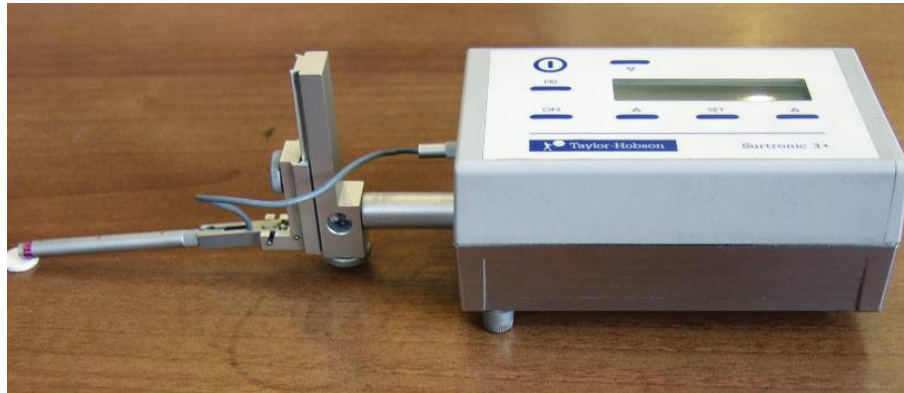


Figura 20. Rugosímetro Taylor-Hobson, Surtronic 3+.

En segundo lugar se utilizó un Triboindenter-Multirange Nano Probe (MRNP) Hysitron, Figura 21. El palpado o relevamiento de los surcos se realizó con dos puntas, ambas de geometría cono esférica y de 1 y 2 μm de radio. Los datos fueron procesados utilizando los softwares Gwyddion y Origin Pro 9.1, para graficar los surcos y calcular las áreas, respectivamente.

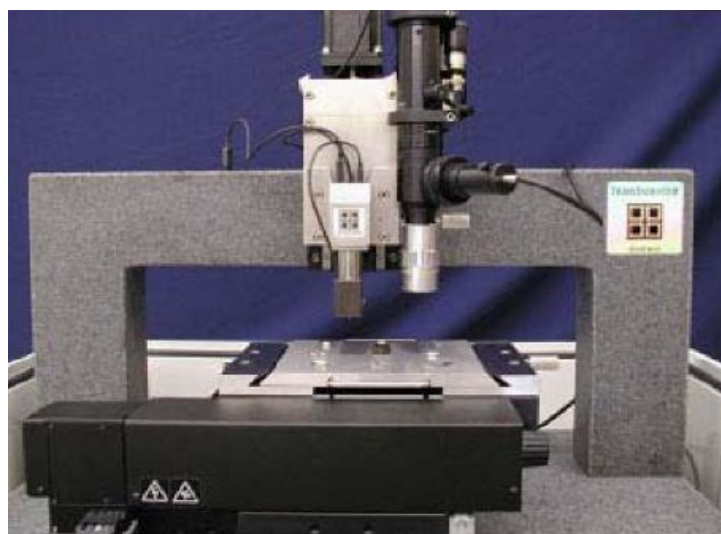


Figura 21. Triboindenter-Multirange Nano Probe (MRNP) Hysitron.

En tercer lugar, las muestras que habían sido sometidas al rayado con el durómetro, con cargas de 0,5 y 1 kg fueron enviadas a Bahía Blanca, donde sus dimensiones pudieron ser relevadas utilizando un microscopio láser confocal marca Leica, modelo SP2, Figura 22. Se analizaron tres secciones por surco y el valor del factor de desgaste surgió del promedio de las mediciones realizadas.



Figura 22. Microscopio láser confocal Leica SP2.

6.4.2.5. Ensayo de desgaste por abrasión

La resistencia al desgaste se evaluó a través del ensayo de rueda de goma y arena seca, el cual responde a la norma ASTM G65. El mismo simula condiciones de abrasión deslizante a presión moderada, utilizando arena seca clasificada, entre una rueda de goma y una muestra del material que se evalúa, como se esquematiza en la Figura 23. El ensayo permite comparar materiales según su resistencia al desgaste, por su pérdida de volumen. En este caso, se consideró constante la densidad de los materiales a analizar, por lo cual se utilizó la pérdida de masa como parámetro comparativo.

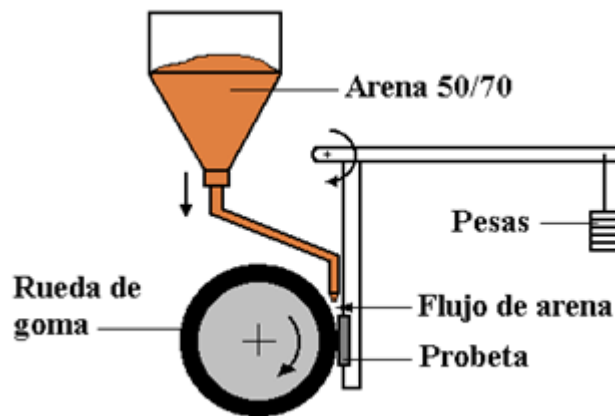


Figura 23. Esquema de la máquina de ensayo según norma ASTM G65.

La norma recomienda cinco procedimientos. Cada uno de ellos, apropiados para un cierto grado de resistencia al desgaste o espesor del material a analizar. Se eligió para el estudio el procedimiento “A”, el cual es particularmente útil para la clasificación de materiales de resistencia a la abrasión media a extrema.

Se utilizó una carga $P=130$ N, una rueda de goma de diámetro 225 mm y ancho 12,5 mm, con una velocidad de giro de 200 rpm. La duración total de cada ensayo fue de 30 minutos.

La probeta fue colocada en posición tangente a la rueda y normal al diámetro horizontal de la misma. Se aplicó la carga a través del accionamiento del brazo de palanca que sostiene el peso de referencia, como se esquematiza en la Figura 23. Se introdujo entre la probeta y la rueda de goma un flujo de arena controlado, entre 300 y 400 g/min. El sentido de rotación de la rueda fue determinado de tal forma que coincidiera con el sentido del flujo de arena.

El desgaste se evaluó por pérdida de masa, ΔP , la cual se midió con una balanza que posee una aproximación de 0,1 mg. Dada la limitada cantidad de material disponible, se ensayaron ambas superficies de cada muestra (A, B, 1, 2, 3L1 y 3L2). Las mismas debieron tener forma rectangular y dimensiones tales, que permitieran incluir la totalidad de la huella de desgaste, como se muestra en las Figuras 24 y 25. Además, si bien en el presente caso la finalidad del estudio fue evaluar comparativamente la resistencia al desgaste por abrasión de las muestras provistas, la norma indica que es necesario el empleo de un material de referencia, el cual, para estos ensayos fue acero SAE 1010.

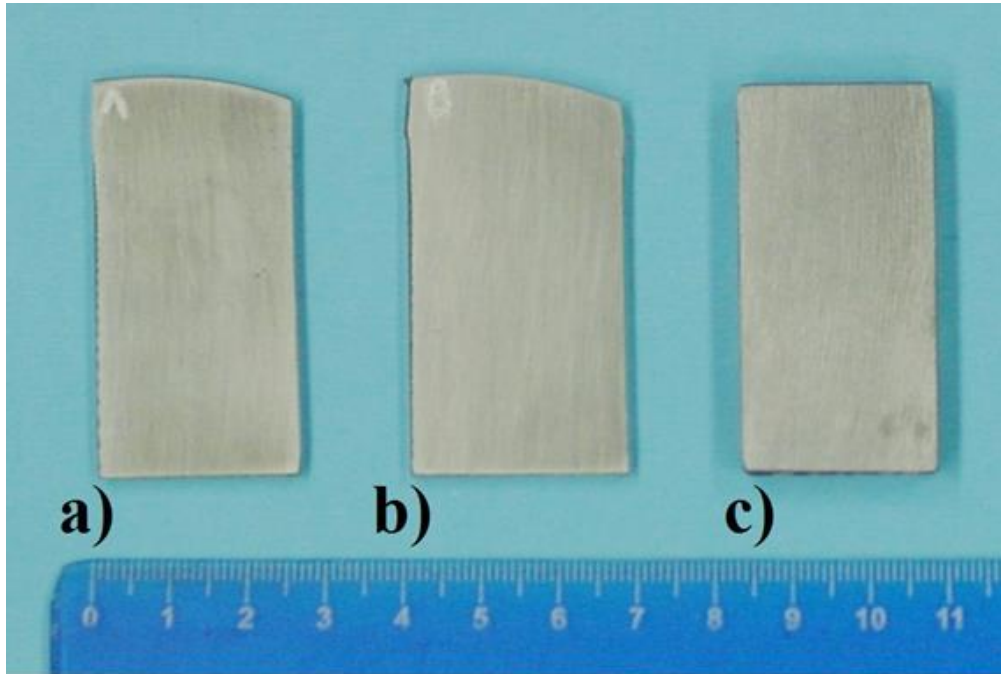


Figura 24. Muestras para ensayo según norma ASTM G65.

a) Muestra A. b) Muestra B. c) Acero SAE 1010.

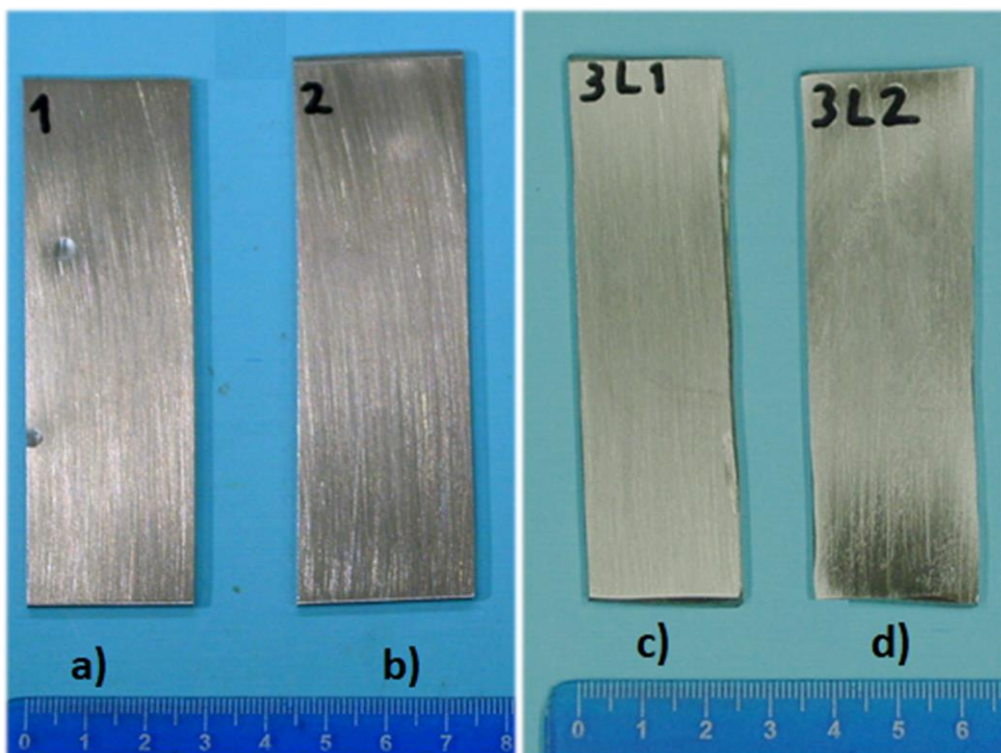


Figura 25. Muestras para ensayo según norma ASTM G65.

a) Muestra 1. b) Muestra 2. c) Muestra 3L1. d) Muestra 3L2.

Luego de obtenidos los valores de pérdida de masa, ΔP , se debió ajustar el resultado en función del diámetro práctico de la rueda (en este caso, 225 mm) y el teórico expresado por la norma (228,6 mm), a través de la siguiente expresión:

$$\Delta P_{\text{ajustado}} = \Delta P \cdot \frac{228,6 \text{ mm}}{225 \text{ mm}}$$

7. CAPÍTULO V

7.1. Resultados y discusión

7.1.1. Caracterización química y microestructural

7.1.1.1. Composición química

En la Tabla 7 se listan los valores de composición química determinados mediante espectrometría de emisión óptica por chispa, procediendo según lo mencionado en el punto 6.1.1.1.

Tabla 7. Composición química de las muestras bajo análisis.

Muestra	Elemento / Contenido (%)											
	Cr	Ni	Ti ^{*1}	C	Si	P	S	Mn	Cu	Mo	Nb ^{*1}	V ^{*1}
A	16,8	4,83	--	0,015	0,50	0,027	<0,01	0,71	3,53	0,23	0,104	0,046
B	16,9	5,10	--	0,012	0,66	0,026	<0,01	0,61	3,71	0,40	0,027	0,047
1	16,71	5,06	--	0,015	0,67	0,022	<0,01	0,58	3,49	0,39	0,112	0,052
2	16,68	4,98	--	0,016	0,67	0,021	<0,01	0,58	3,47	0,39	0,111	0,051
3L1	15,06	7,43	0,27	0,017	2,02	0,023	<0,01	0,28	0,6	0,82	0,027	0,036
3L2	15,20	7,42	0,24	0,016	1,98	0,023	<0,01	0,28	0,6	0,82	0,026	0,036
17-4 PH	15,0-17,0	3,0-5,0	--	<0,07	<1	<0,04	<0,03	<1,2	3,0-5,0	--	0,15-0,45	--
Nicro 52.6	13,95	6,82	0,45	0,04	1,46	0,031	--	0,40	--	--	--	--
Nicro 62.5	15,1	4,8	--	0,03	0,46	0,033	--	0,73	3,1	--	--	--

^{*1} **Nota:** En las muestras que poseen Ti, Nb y V, su contenido real puede presentar alguna desviación respecto al medido ya que el patrón primario utilizado para calibrar el espectrómetro, para este acero inoxidable PH, no posee dichos elementos de referencia.

En función de los valores obtenidos, se observa que las muestras A, B, 1 y 2 poseen una composición química similar, mientras que las muestras 3L1 y 3L2 también poseen composición química similar, pero diferente a las anteriores. Si bien, por tratarse de un acero de tipo inoxidable, el contenido de cromo es uno de los más importantes, ya que es el encargado junto al oxígeno de formar la capa

pasivadora, se destaca la presencia de titanio en las muestras 3L1 y 3L2. A su vez, se identificaron diferencias en los contenidos de níquel, silicio, manganeso, cobre y molibdeno.

Todos los aceros inoxidables PH contienen níquel, debido a que es un elemento indispensable para la obtención de austenita, para luego, a través de cierto tratamiento térmico, obtener martensita. El contenido de cromo de estos aceros es bajo a comparación de los grados austeníticos, o PH austeníticos, por lo cual el níquel cumple un rol fundamental a la hora de incrementar la resistencia a la corrosión de los grados martensíticos, o PH martensíticos. Si bien en general, el agregado de Ni en estas aleaciones tiene efectos beneficiosos, su contenido es limitado debido a su alto costo.

Para el caso del silicio, se conoce su importancia en la resistencia a la oxidación. Un contenido mayor de silicio genera modificaciones en las propiedades mecánicas, entre ellas, aumento de la resistencia a la tracción y del límite elástico, disminución de la ductilidad y, a su vez, produce mejoras en la resistencia a la corrosión bajo tensión (SCC) en ambientes con presencia de iones cloruro.

Las muestras A, B, 1 y 2 presentaron un alto contenido en cobre. Como se menciona en el Punto 4.1.11, este elemento es utilizado principalmente para lograr el endurecimiento del material mediante tratamiento térmico.

Las seis muestras en estudio presentaron un bajo contenido de manganeso. Este aleante suele utilizarse en aceros inoxidables, en conjunto con el azufre, para formar sulfuros ricos en manganeso, los cuales cumplen el rol de aumentar la resistencia del material al picado (pitting).

Otra diferencia entre las muestras es el contenido de molibdeno. Este aleante, usualmente utilizado en aceros inoxidables PH, genera una mayor resistencia a la corrosión y al SCC en ciertos ambientes, a medida que su cantidad aumenta. Además, se lo reconoce como "ferritizante", ya que tiene gran influencia en la cantidad de ferrita delta formada, por ello, su contenido debe ser equilibrado con elementos que estabilizan la austenita como el carbono o el níquel.

En relación al contenido de carbono, este resultó bajo para las seis muestras. Dicho aleante resulta fundamental en las propiedades mecánicas de la martensita y en la cantidad de austenita retenida.

Conocer la composición química de las muestras permite también calcular la temperatura de inicio (M_s) de la transformación martensítica, según diversos autores, como se muestra en el Anexo 2. Dichas expresiones permiten afirmar que el carbono es el elemento que mayor influencia posee sobre M_s (Capdevila, Sokolowski, Mesquita y Barbosa, 2008).

El contenido de Nb y V resultó bajo para las seis muestras analizadas.

Tras analizar las composiciones de los distintos aceros inoxidable endurecibles por precipitación detalladas en el Anexo 1, se encontraron ciertas semejanzas entre las muestras A, B, 1 y 2 con el acero S17400, también reconocido como 17-4 PH. Lo mismo pudo establecerse entre las muestras 3L1 y 3L2 y el acero S17700.

El catálogo de bandas de acero inoxidable PH para la industria maderera marca Berndorf (“Catálogo de productos, Berndorf”, 2017), presenta cuatro opciones. En función de los datos brindados en el certificado de calidad otorgado por el fabricante de bandas, donde se menciona la composición química de las muestras -Tabla 7-, se logró establecer que las muestras A, B, 1 y 2 corresponden al modelo NICRO 62.5 ®, mientras que las muestras 3L1 y 3L2 al modelo NICRO 52.6 ®. Ambos modelos no son sólo utilizados para la producción de MDF, sino que tienen diversos usos, Tabla 8. En la Tabla 9, se brindan las dimensiones de las bandas según Berndorf al momento de la entrega (anterior a las operaciones de corte y soldado).

Tabla 8. Aplicaciones y criterios de elección para bandas Nicro 52.6 y Nicro 62.5 ¡Error! No se encuentra el origen de la referencia. (“Steel belt”, s.f).

Modelo	Aplicación	Productos	Criterio
Nicro 52.6 Nicro 62.5	Paneles de construcción y muebles	-MDF -OSB -LVL -Tablero de partículas	-Planeidad -Rectitud axial -Resistencia -Espesor uniforme
Nicro 52.6 Nicro 62.5	Polímeros reforzados con fibra	-GMT -Revestimiento de skies -Paneles de contenedor	-Terminación superficial -Espesor uniforme -Conductividad térmica
Nicro 52.6 Nicro 62.5	Goma y plásticos	-Planchas de goma -Planchas sintéticas -Pisos	-Terminación superficial -Espesor uniforme -Planeidad
Nicro 52.6 Nicro 62.5	Fibras y lana	Fibras sintéticas	-Perforación adecuada -Alta resistencia a la fatiga

Tabla 9. Dimensiones de las bandas según Berndorf.

Modelo	Largo (mm)	Ancho (mm)	Espesor (mm)
Nicro 52.6	51300 +50/-100	2850 ± 2	2,70 ± 0,2
Nicro 62.5	51323 +50/-100	2850 ± 2	2,70 +0,2/-0,1

A partir del análisis de composición química de las muestras y de las tablas mostradas anteriormente, se logró un primer indicio sobre posibles diferencias en las propiedades mecánicas y en el comportamiento durante el servicio de los dos modelos de bandas, debido a que el fabricante menciona mayores aptitudes de un modelo por sobre los demás, en función de la aplicación y el criterio de elección.

7.1.1.2. Determinación de fases presentes

Como se mencionó en el punto 6.1.1.2, para la identificación de fases se utilizó difracción de Rayos X y a partir del análisis utilizando el software PowderCell 2.4, fue posible comparar los difractogramas obtenidos, con los teóricos correspondientes a la estructura martensítica, ferrítica y austenítica.

Las muestras analizadas fueron cuatro: dos cuya composición química no registró presencia de titanio (una usada y otra nueva), muestras A y 1, respectivamente, y otras dos cuyo análisis de composición química sí presentó titanio (una nueva y otra usada) 3L1 y 3L2, respectivamente.

El resultado de la comparación entre los difractogramas obtenidos y aquellos correspondientes a ferrita, martensita y austenita se vuelca en las Figuras 26-33.

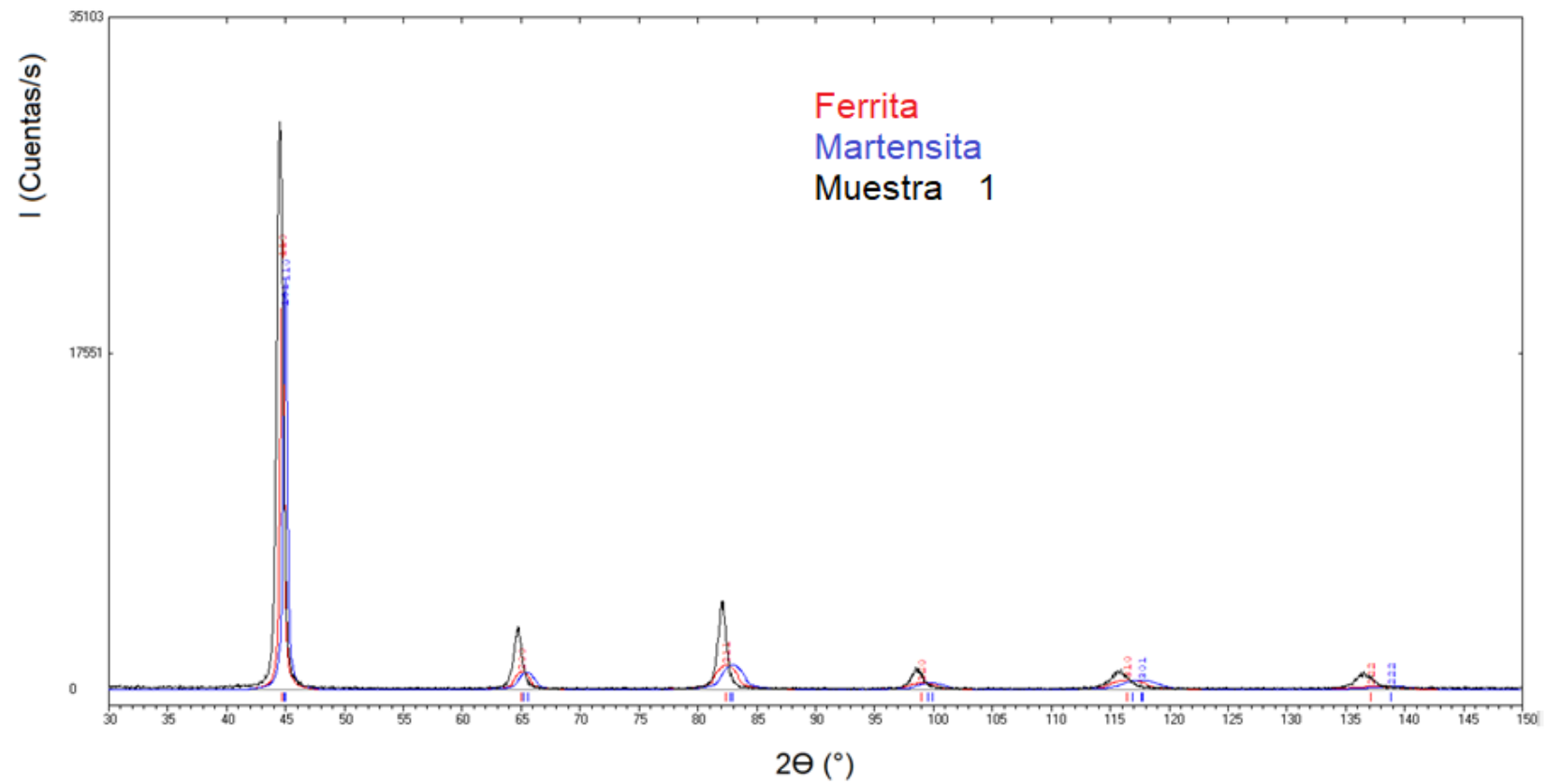


Figura 26. Difractograma correspondiente a la muestra 1. Comparación con fase martensítica y ferrítica.

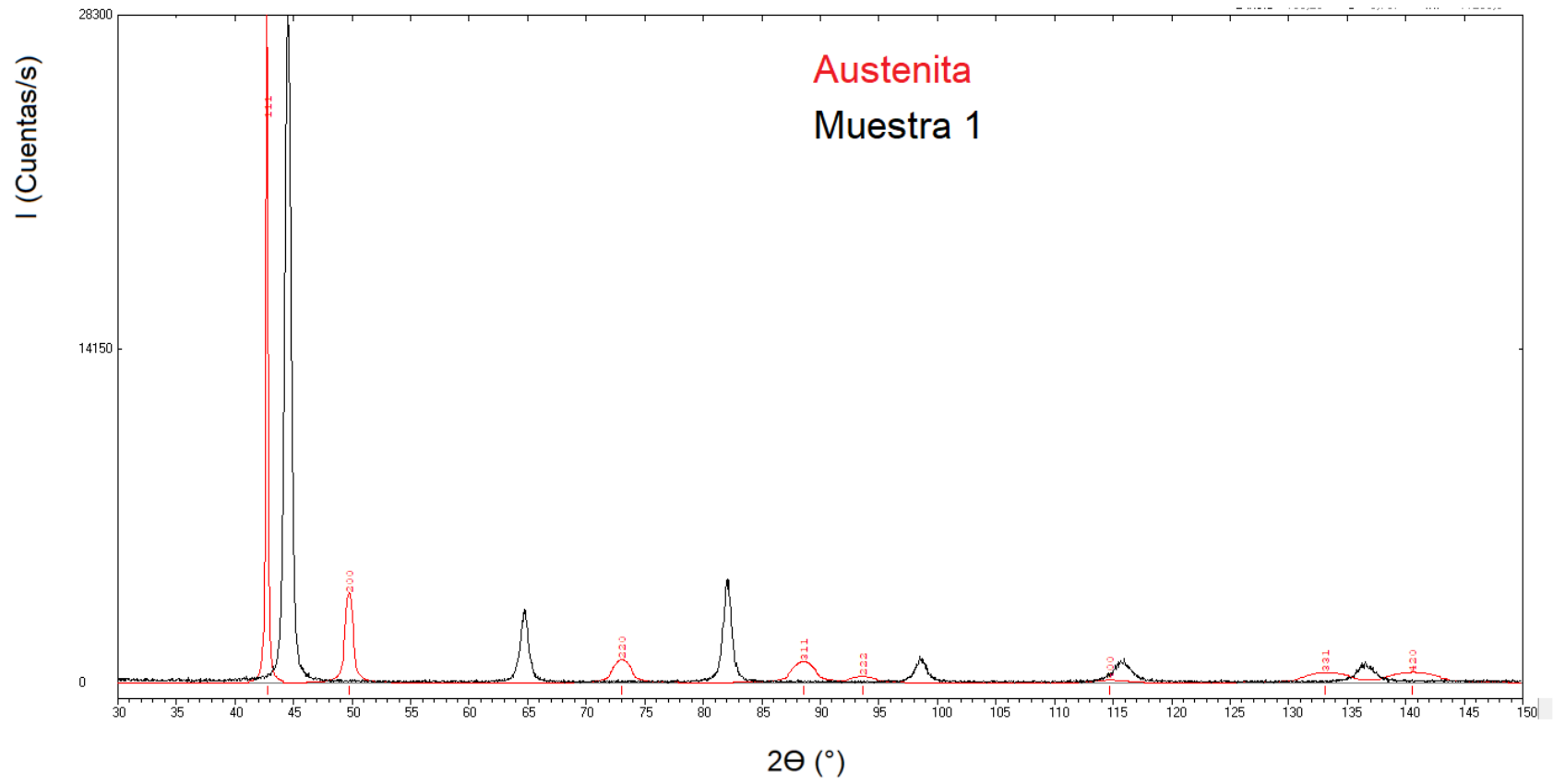


Figura 27. Difractograma correspondiente a la muestra 1. Comparación con fase austenítica.

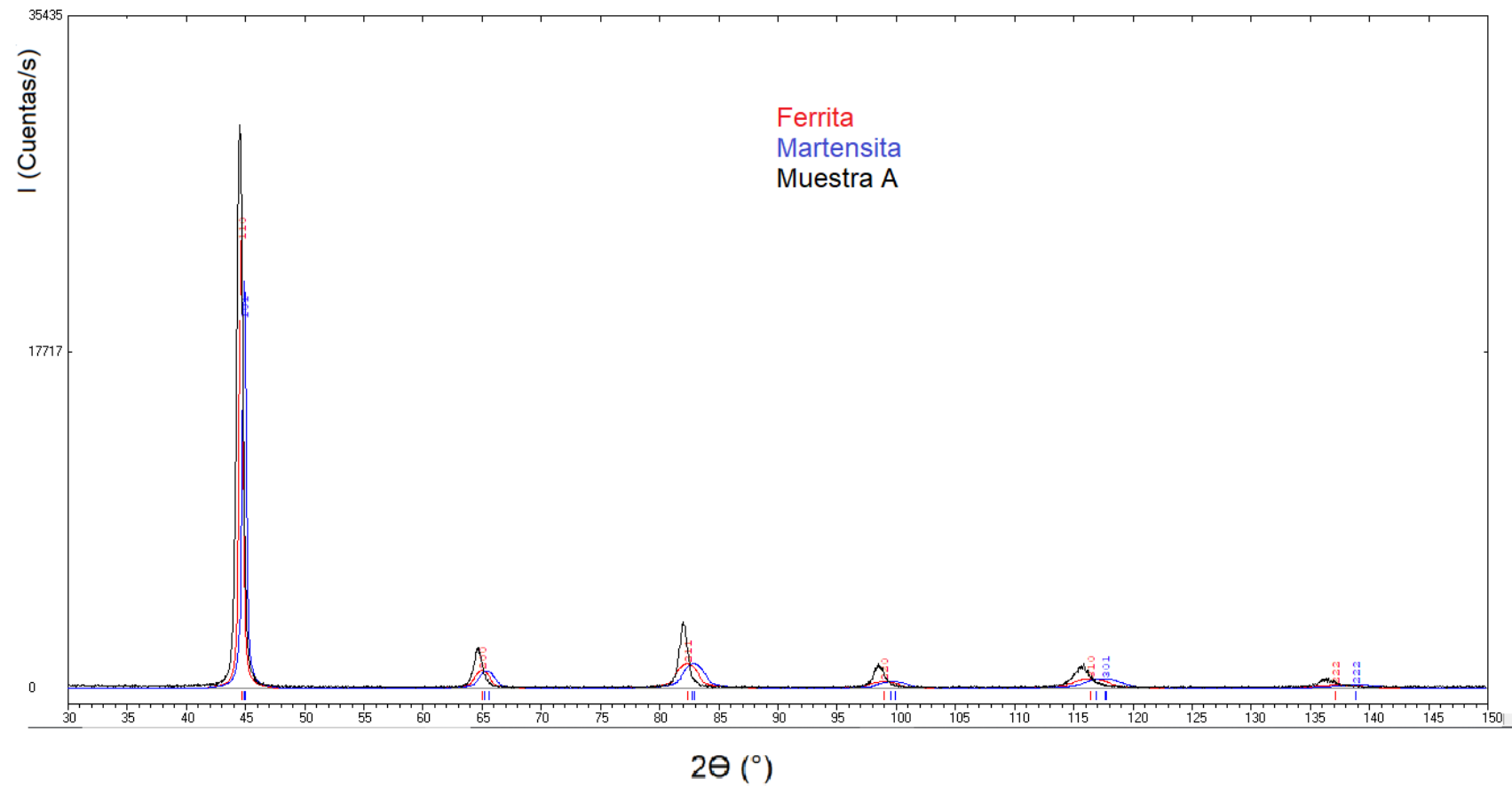


Figura 28. Difractograma correspondiente a la muestra A. Comparación con fase martensítica y ferrítica.

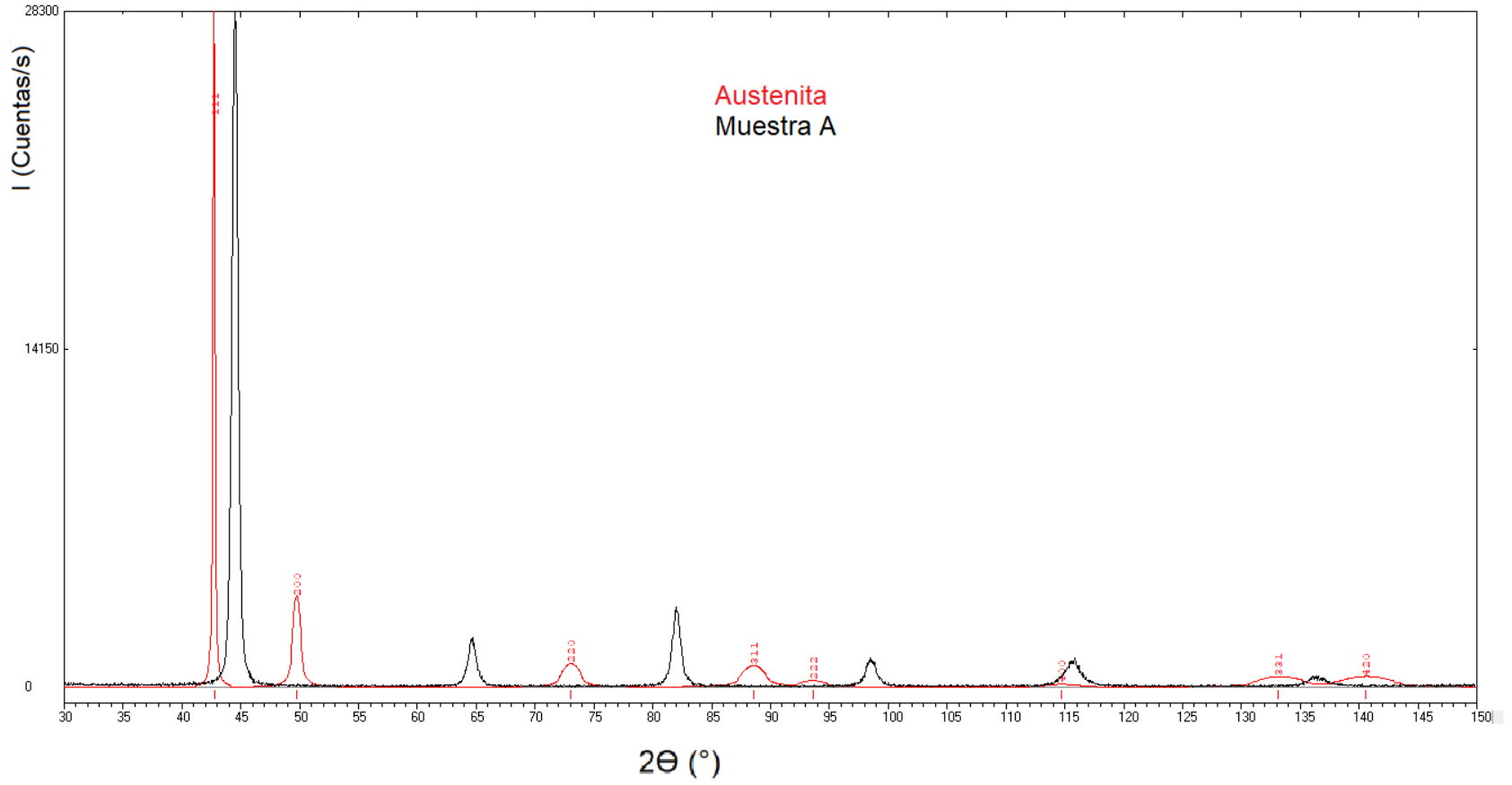


Figura 29. Difractograma muestra A. Comparación con fase austenítica.

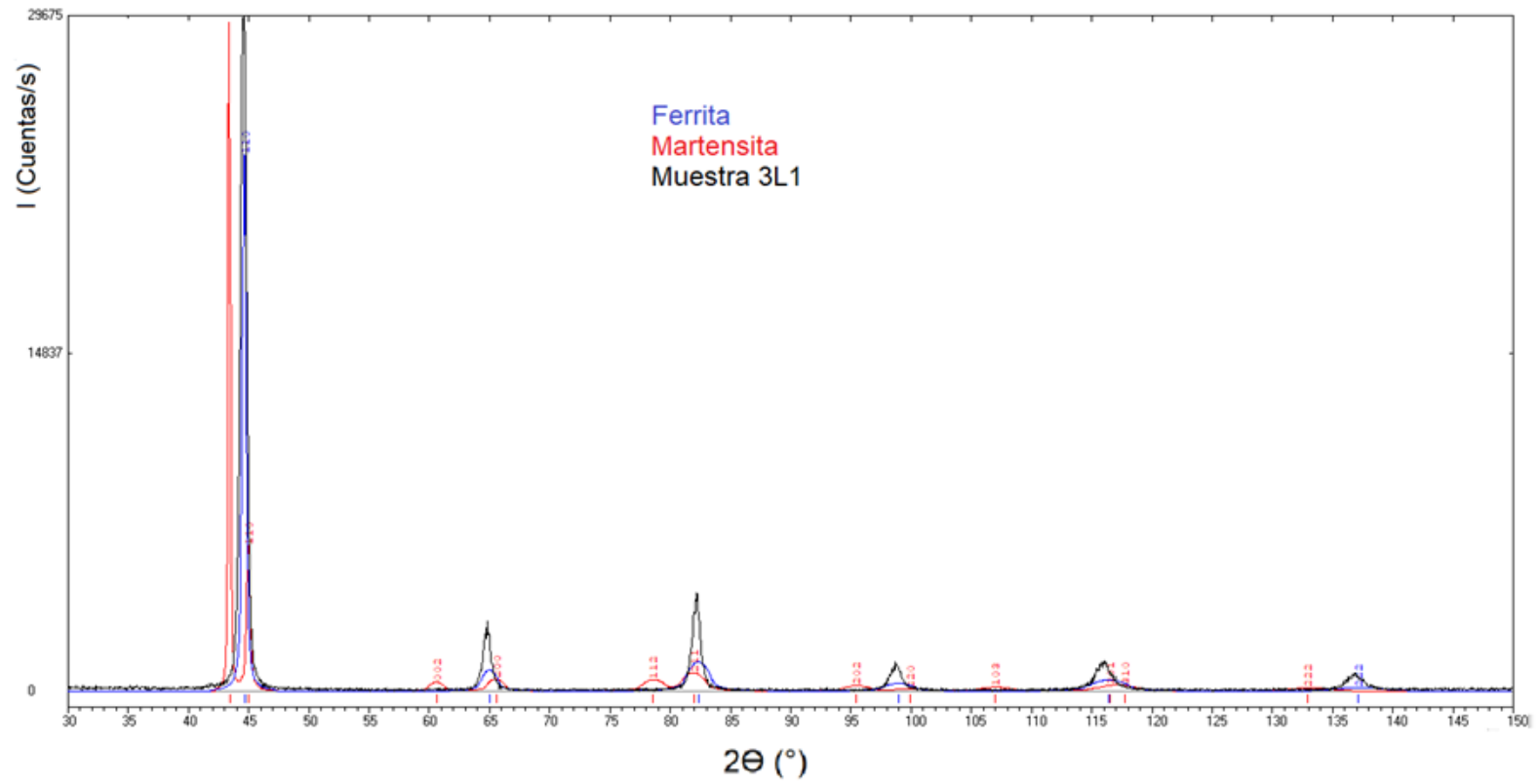


Figura 30. Difractograma correspondiente a muestra 3L1. Comparación con fase martensítica y ferrítica.

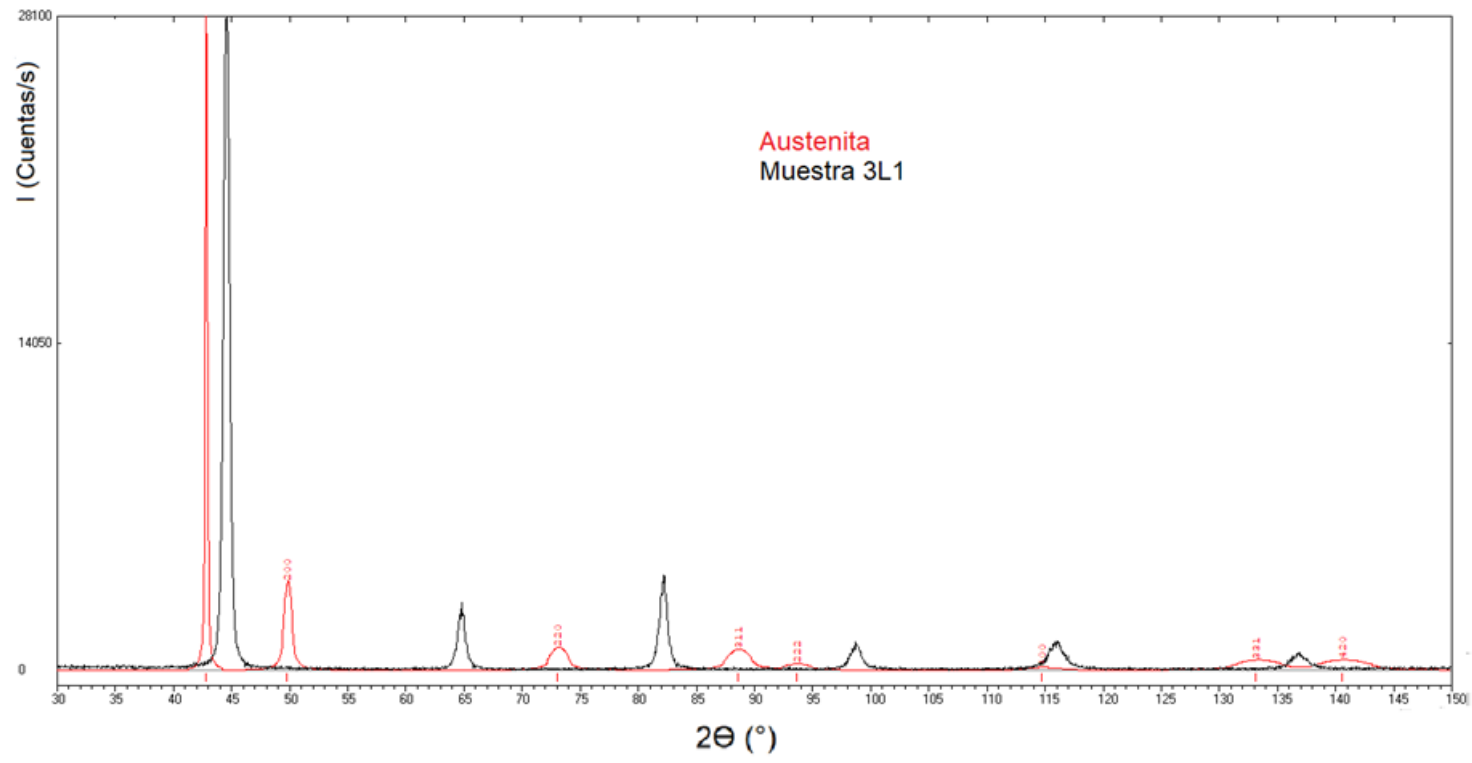


Figura 31. Difractograma correspondiente a muestra 3L1. Comparación con fase austenítica.

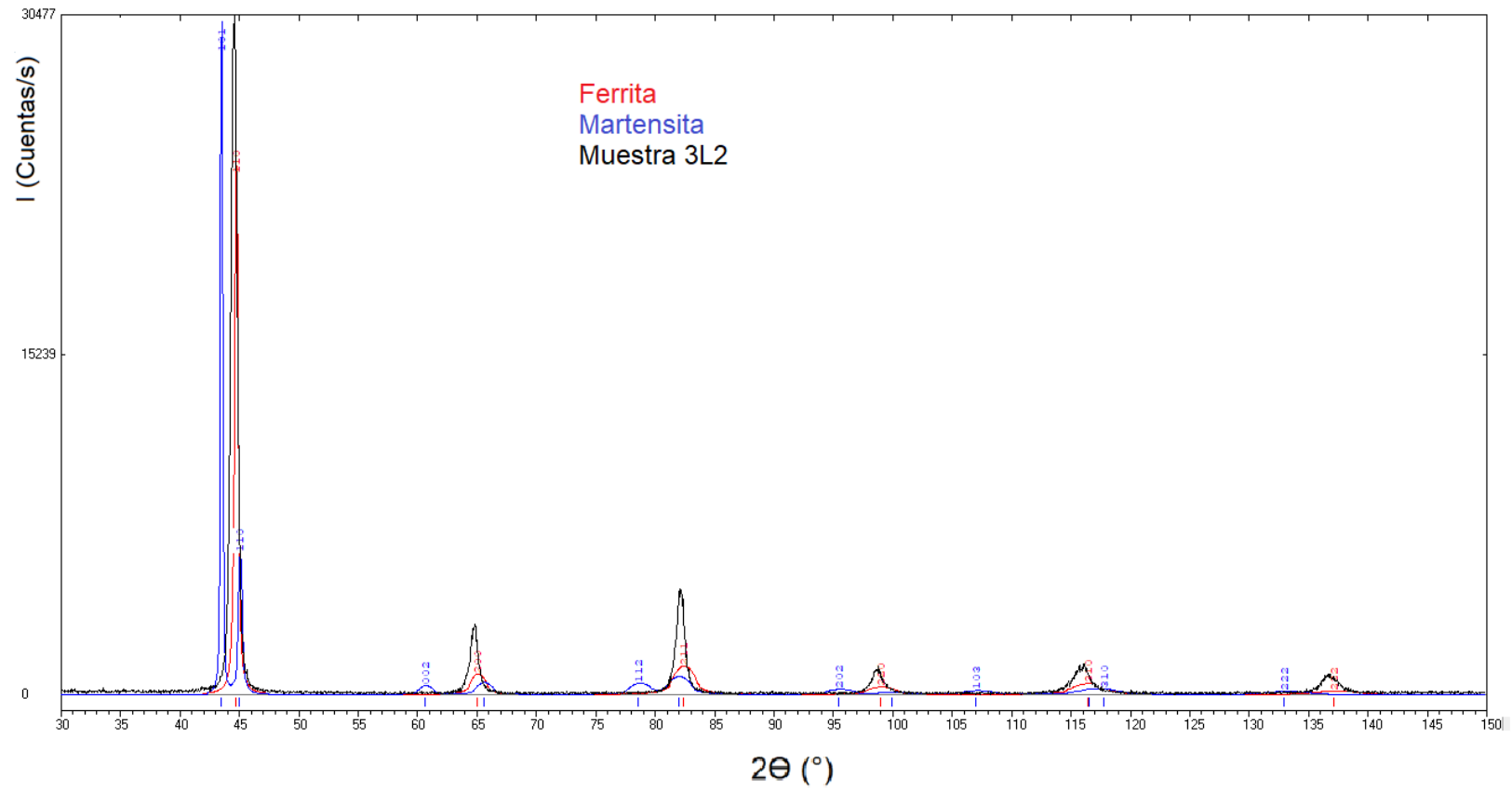


Figura 32. Difractograma correspondiente a muestra 3L2. Comparación con fase martensítica y ferrítica.

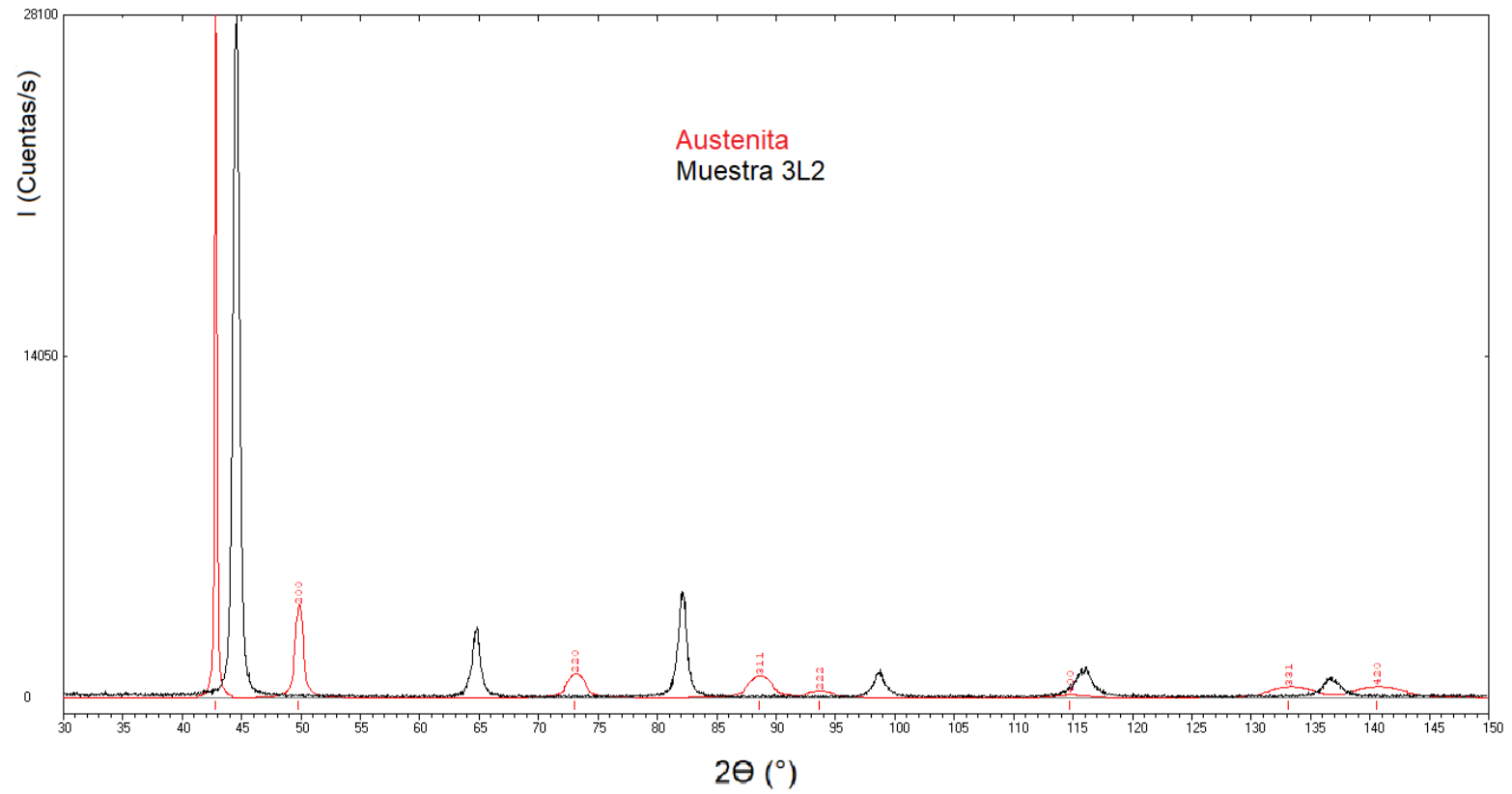


Figura 33. Difractograma correspondiente a muestra 3L2. Comparación con fase austenítica.

Tras comparar los difractogramas obtenidos, con los teóricos correspondientes a la austenita, la martensita y la ferrita, pudo comprobarse que no hay presencia de austenita en ninguna de las muestras.

A partir de descartar la presencia de austenita, se compararon los difractogramas teóricos correspondientes a la martensita y a la ferrita, con los experimentales. Se observó que los picos de martensita y ferrita poseen un cierto grado de solapamiento, tanto entre sí, como con los difractogramas experimentales. Esto se debe, principalmente, a que las muestras estudiadas poseen un contenido bajo de carbono, que genera una baja distorsión de la estructura martensítica. Es decir, la martensita presenta una tetragonalidad baja y los picos correspondientes están muy próximos a los de la ferrita.

En función de lo mencionado anteriormente, puede afirmarse que los materiales analizados presentan una estructura martensítica – ferrítica, sin austenita retenida en ninguno de los casos.

Si bien, como se mencionó, el solapamiento generado entre los picos de martensita y ferrita, imposibilita establecer el porcentaje de cada una de estas fases en las distintas muestras, a partir de la identificación del material realizado por su análisis químico, se estableció que se trata, en todos los casos, de aceros inoxidables de tipo PH. Estos aceros, como fue presentado en el punto 4.1.8, pueden ser de matriz austenítica, semiaustenítica (martensítica-austenítica en distintas proporciones) o martensítica (punto 4.1.8.1). Por lo tanto, es posible concluir que, en todos los casos, las muestras analizadas presentan una matriz 100% martensítica.

7.1.1.3. Análisis microestructural

Para realizar el análisis de la microestructura, todas las muestras fueron preparadas según lo descrito en el punto 6.1.1.3. Con las imágenes capturadas en el microscopio de las seis muestras, se procedió a establecer analogías y diferencias entre ellas. En primer lugar, se compararon las microestructuras de las muestras A, B, 1 y 2, ya que presentaron similitudes en la composición química, con lo cual sería factible establecer si se produce algún tipo de degradación en servicio de la estructura a temperaturas en el rango de 180 a 230 °C. Las Figuras

34-41, corresponden a las cuatro muestras analizadas a dos magnificaciones distintas (200X y 500X).

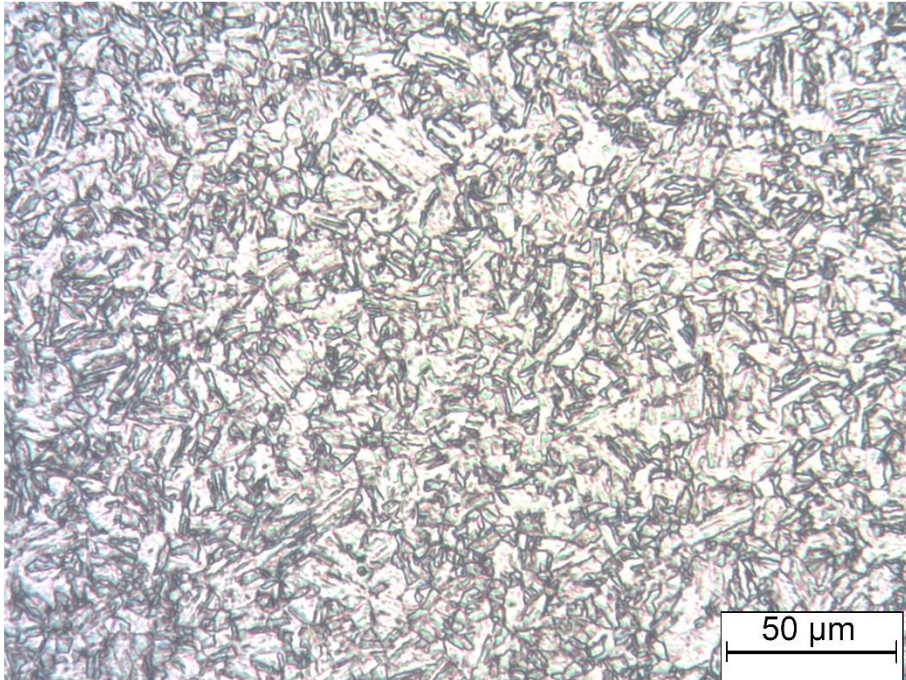


Figura 34. Microestructura muestra A, 200X.

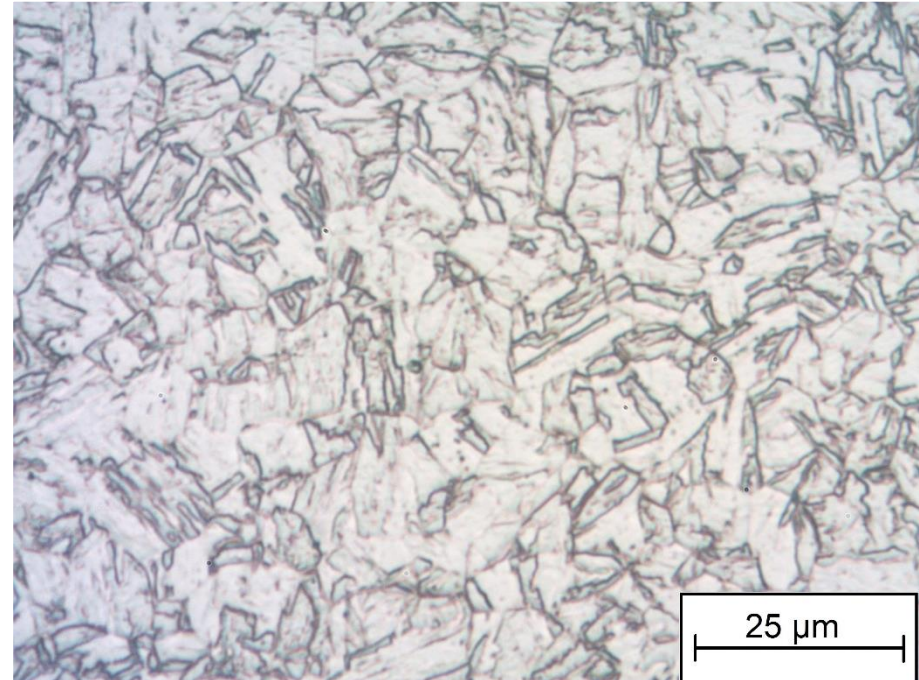


Figura 35. Microestructura muestra A, 500X.

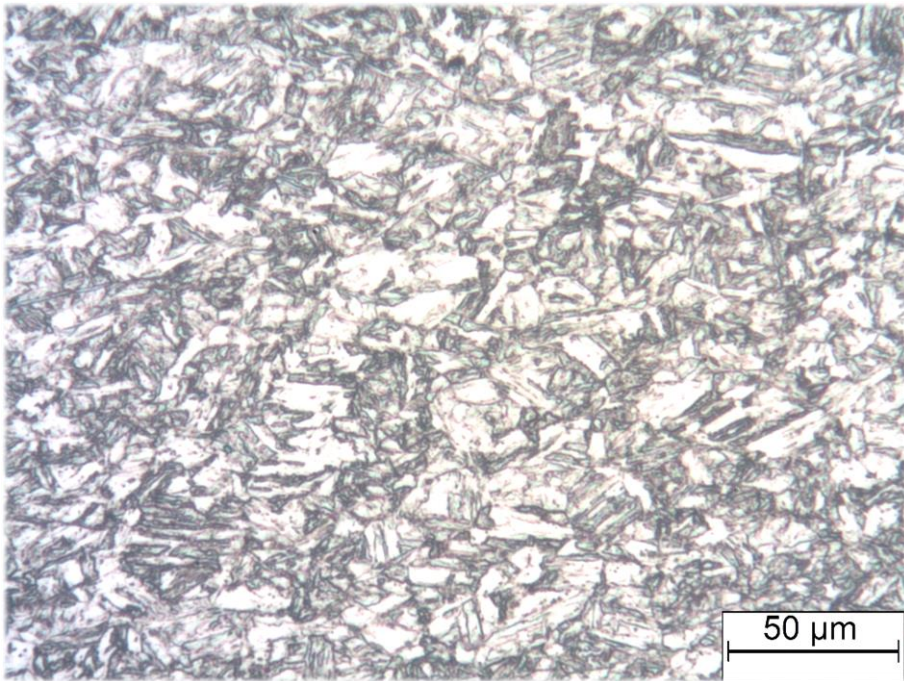


Figura 36. Microestructura muestra B, 200X.

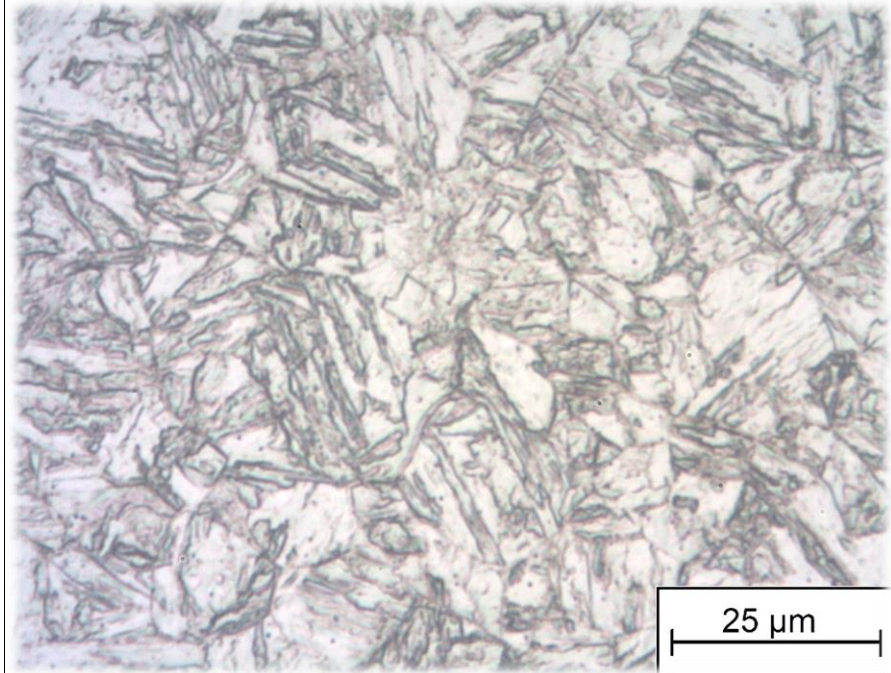


Figura 37. Microestructura muestra B, 500X.

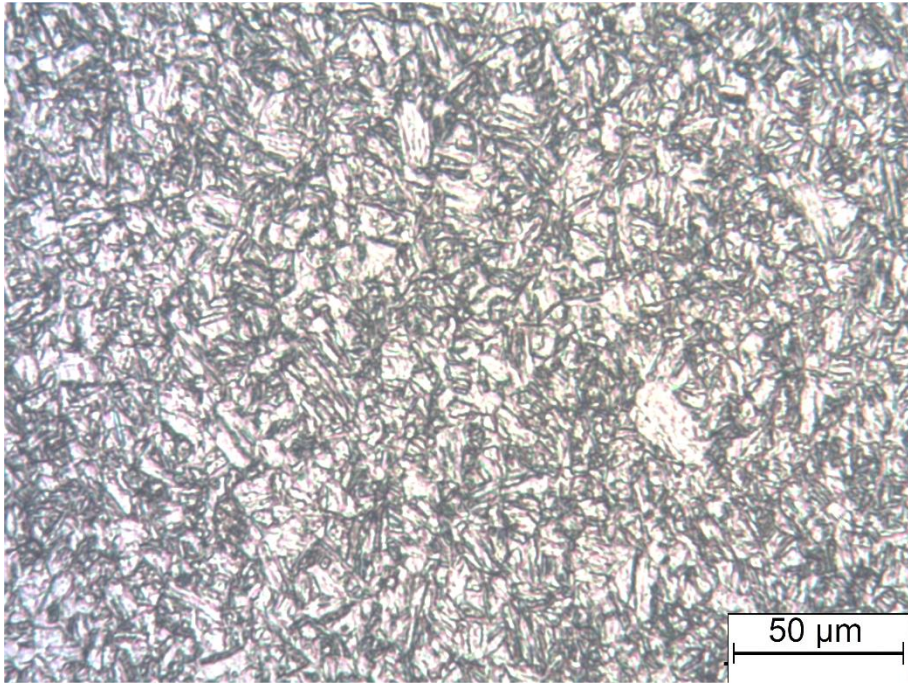


Figura 38. Microestructura muestra 1, 200X.

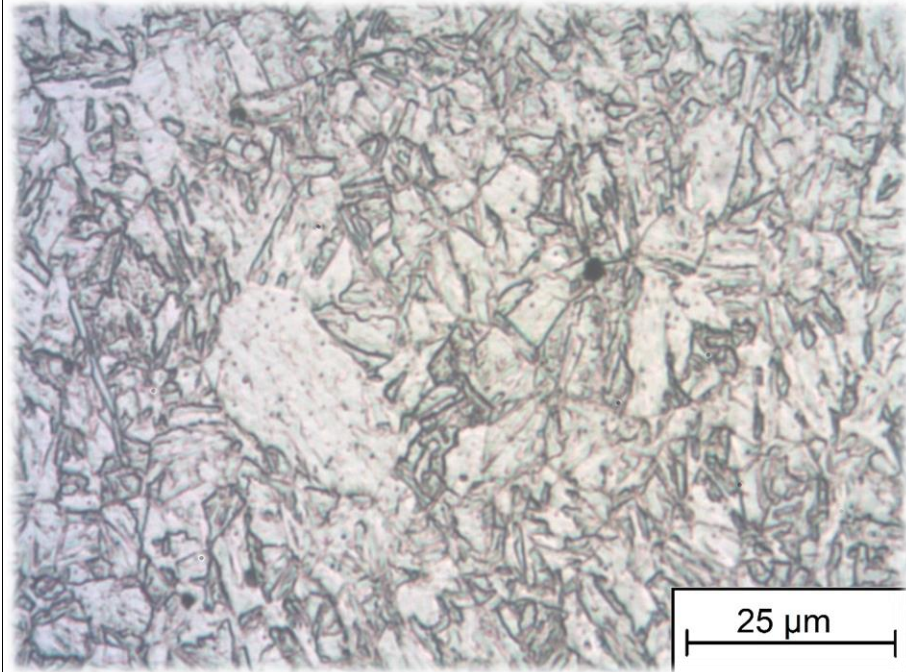


Figura 39. Microestructura muestra 1, 500X.

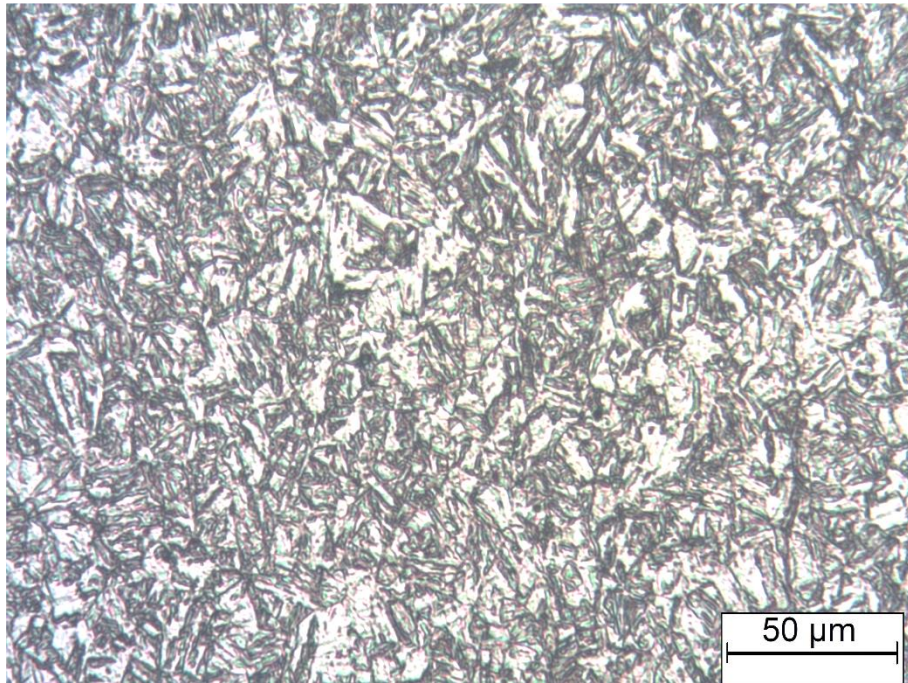


Figura 40. Microestructura muestra 2, 200X.

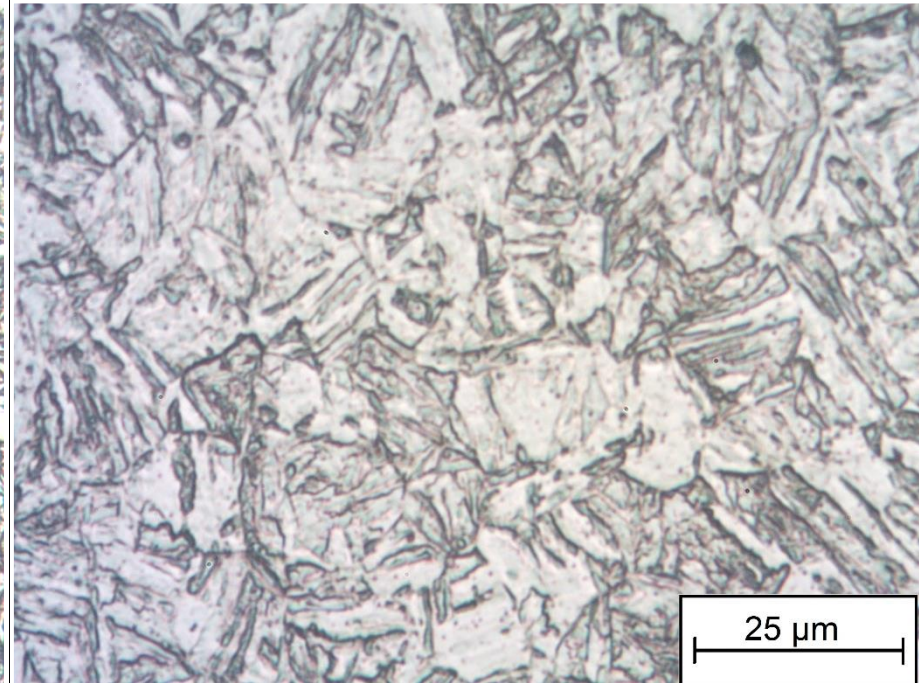


Figura 41. Microestructura muestra 2, 500X.

Como se mencionó anteriormente, las muestras A y B corresponden a material usado, en cambio, las muestras 1 y 2, corresponden a material nuevo.

A 200X no fue posible establecer diferencias entre las muestras 1 y 2 (nuevas). A su vez, se observó que A presenta una estructura martensítica cuya forma acicular o de agujas es más fina, comparada con las muestras de bandas nuevas. No obstante, no es una observación propia de las muestras usadas, debido a que B presentó el mayor tamaño de agujas. Esta característica tiene una estrecha relación con el tamaño de grano de la austenita de la cual proviene la martensita, por lo cual, la martensita de B provino de una austenita cuyo tamaño de grano debió ser mayor.

La observación a 500X ratificó estas características. Además, en las cuatro muestras es posible observar pequeños puntos de color negro, los cuales se debieron a un picado generado por sobreataque con el reactivo Vilella. En todos los casos se observó la típica estructura martensítica de este tipo de aceros, sin evidencia de degradación por efecto de la temperatura de servicio.

Luego, se compararon las microestructuras de las muestras 3L1 y 3L2, Figuras 42-45, a 200X y 500X, respectivamente.

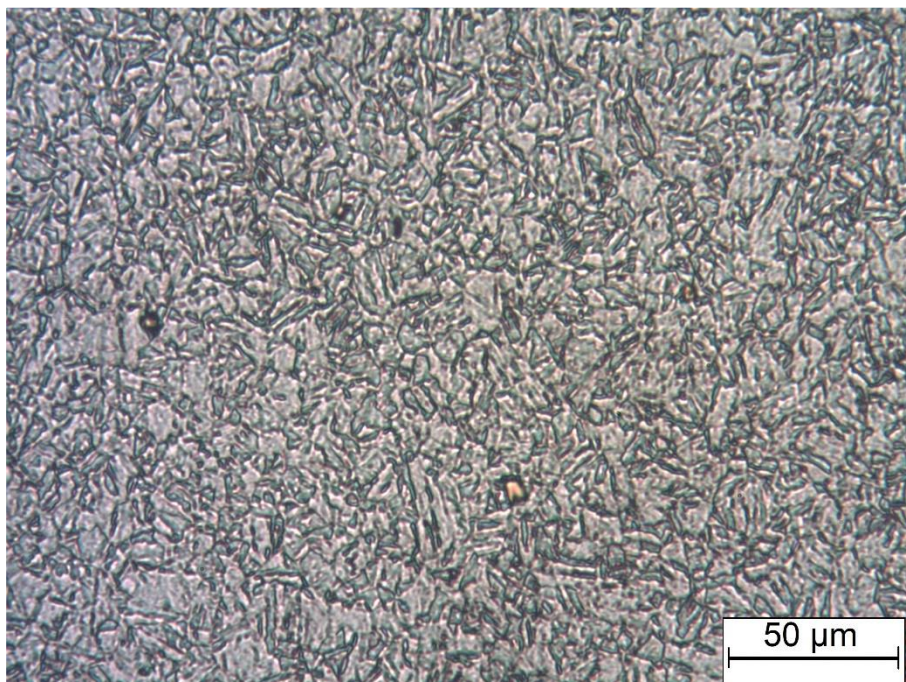


Figura 42. Microestructura muestra 3L1, 200X.

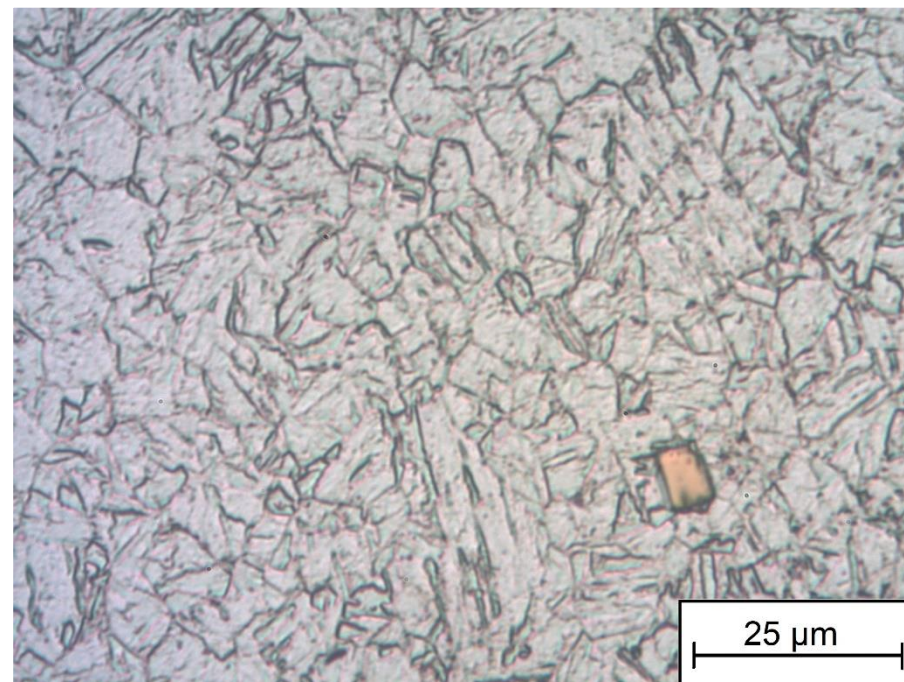


Figura 43. Microestructura muestra 3L1, 500X.

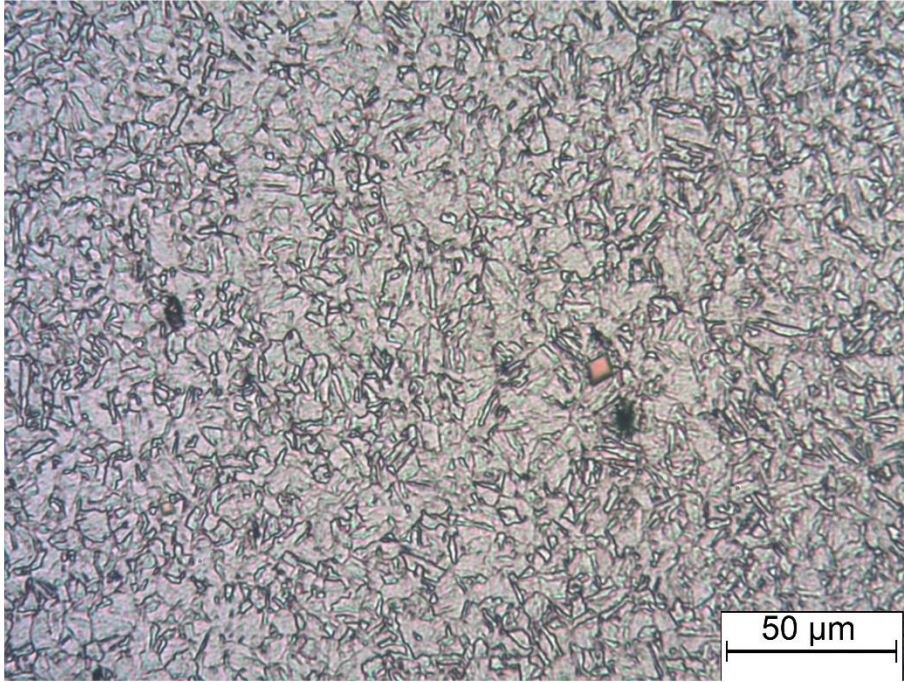


Figura 44. Microestructura muestra 3L2, 200X.

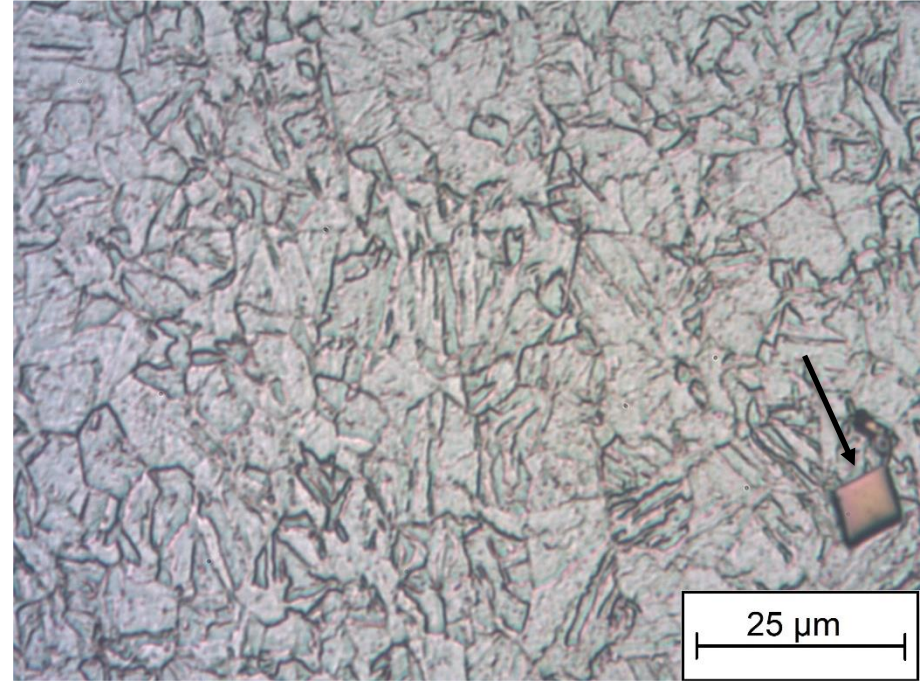


Figura 45. Microestructura muestra 3L2, 500X.

Es posible observar que ambas muestras poseen una microestructura martensítica similar, nuevamente típica para este acero. No obstante, se identifica en estas muestras la presencia de precipitados de titanio, de color rojizo y geometría cuboidal, como el mostrado con una flecha en la Figura 45. La presencia de estos precipitados es la principal diferencia al comparar estas microestructuras con las de las muestras A, B, 1 y 2.

Una particularidad encontrada en la muestra B, es la presencia de precipitados de ferrita delta como el indicado con la flecha en la Figura 46, lo cual se manifestó en forma repetitiva en toda la muestra.

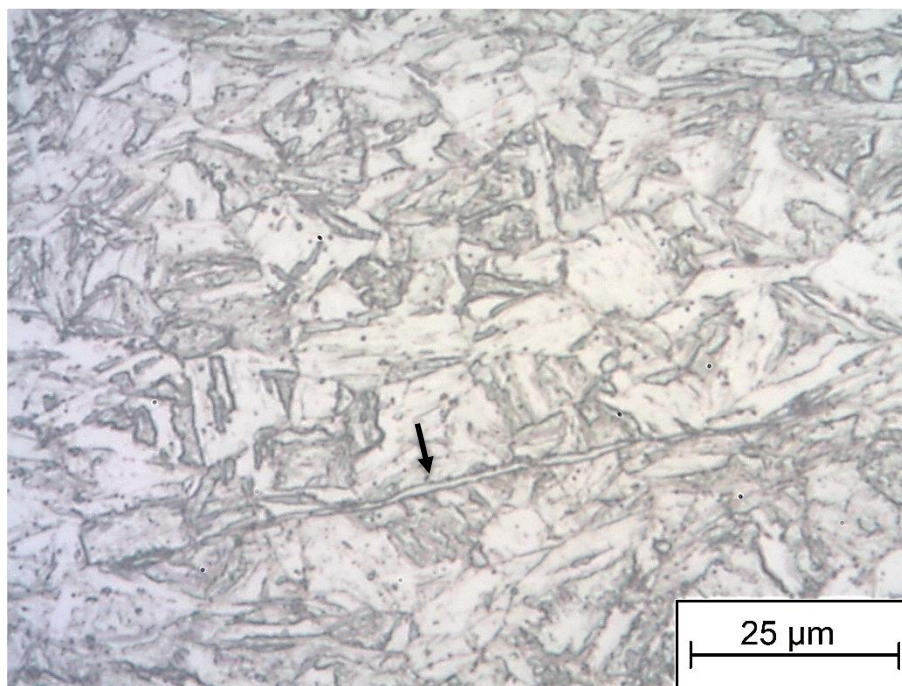


Figura 46. Precipitado de ferrita delta en muestra B (500X).

Se han realizado investigaciones respecto a la influencia de la ferrita delta (Carrouge et al., 2004), (Karaminezhaad et al., 2006), (Smith, 1993), (Wang et al., 2006), encontrándose que su presencia deteriora las propiedades mecánicas, particularmente, reduciendo la dureza y la resistencia al impacto. (Smith, 1993), reconoce a la ferrita delta como una fase “indeseable” en el acero inoxidable 17-4 PH. Se ha encontrado también para este acero, una estrecha relación entre los aleantes y la cantidad de ferrita delta, como se muestra en la Tabla 10 y en la Figura 47.

Tabla 10. Influencia de elementos de aleación en el porcentaje de ferrita delta en aceros 17Cr (Karaminezhad et al., 2006).

Alloy addition	N	C	Ni	Co	Cu	Mn	W	Si	Mo	Cr	V	Al
Change in delta ferrite (per wt. %)	-200	-180	-10	-6	-3	-1	8	8	11	15	19	38

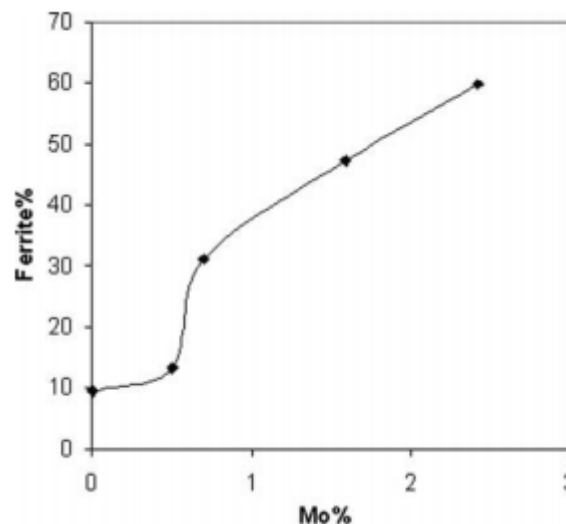


Figura 47. Cantidad de ferrita en función del contenido de Mo en acero inoxidable 17-4 PH (Karaminezhad et al., 2006).

Si bien no en todos los casos fue posible observar ferrita delta mediante microscopía óptica, es posible afirmar que debido a las diferencias en composición química que se presentan en el punto 7.1.1.1, el contenido de ferrita delta puede variar entre unas y otras. Es decir, no se descarta la presencia de ferrita delta en las muestras A, 1, 2, 3L1 y 3L2. A su vez, la composición química no es el único parámetro que define la cantidad y morfología de la ferrita delta, debido a que el tratamiento térmico también posee una gran influencia. Al aumentar el tiempo de homogeneizado, el largo de la ferrita delta disminuye y la forma similar a una “lentejuela alargada” se torna esférica, además de la disminución en su cantidad (Yoo et al., 2006).

Se han estudiado aceros inoxidables de estructura martensítica con contenidos de carbono superiores, donde se concluye que la ferrita delta resulta perjudicial debido a la formación de una capa frágil de carburos en la interface entre la ferrita delta y la matriz martensítica. Para reducir el efecto de dichos carburos se

utilizaron adiciones de titanio que, como se mencionó anteriormente, posee gran afinidad con el carbono. La formación de carburos de titanio disminuye la concentración de carbono en solución sólida y previene la precipitación de carbonitruros de cromo y molibdeno a lo largo de la interface entre la ferrita delta y la martensita (Wang et al., 2010). Por lo tanto, disminuyendo la concentración de carbono puede evitarse la formación de dicha capa y, de esta manera, reducir sus efectos perjudiciales.

De las observaciones realizadas no se detectó ferrita delta en las muestras 3L1 y 3L2, no obstante, en caso de presentarla, y dado que estas muestras poseen Ti, es probable que tengan menor tendencia a formar la capa frágil de carburo en la interface entre la ferrita y la martensita.

A partir de investigaciones en aceros inoxidable austeníticos (De Oliveira Passos y Otubo, 2010), se concluye que, si bien no existe una norma que limite la cantidad de ferrita delta, su contenido no debe ser superior al 3 %.

La cantidad de ferrita delta observada en la muestra B resultó baja. Además del análisis por microscopía óptica, debería haberse utilizado un analizador de imagen, para medir y cuantificar la cantidad de ferrita delta presente en las micrografías. Como complemento a este estudio, las muestras podrían haberse atacado electrolíticamente para revelar sólo ferrita δ .

7.1.2. Caracterización mecánica

7.1.2.1. Ensayo de dureza

La Tabla 11 lista los valores promedio de dureza Rockwell C obtenidos en todas las muestras evaluadas y dado que, como se mencionó en el punto 7.1.1.1, las muestras A, B, 1 y 2 corresponden al modelo comercial Nicro 62.5 ® y las muestras 3L1 y 3L2 al modelo Nicro 52.6 ®, también se incluyen en la tabla la dureza de estos modelos comerciales de bandas, obtenidas del catálogo del fabricante.

Tabla 11. Resultados ensayo de dureza.

Muestra	Dureza (HRC)	Desv. Estándar (HRC)
A	44	1,10
B	44	0,74
1	43	1,89
2	43	0,99
3L1	46	0,74
3L2	46	1,08
NICRO 52.6	48	--
NICRO 62.5	46	--

La baja dispersión observada, confirma la uniformidad de la estructura de cada muestra y, por otro lado, es importante destacar que presentan valores promedio muy similares.

Por un lado, las muestras A, B, 1 y 2 presentan una dureza muy similar, del orden de 44 HRC en la condición usada (A y B) y de 43 HRC en la condición nueva (1 y 2). Estos valores son entre 2 y 3 HRC menor que la especificación para la banda Nicro 62.5.

Por otro lado, la muestra usada 3L1 mostró una dureza de 46 HRC, lo mismo que la muestra nueva 3L2, en ambos casos, también con una dureza 2 HRC menor que el valor de referencia para la banda Nicro 52.6.

No se observaron diferencias de dureza entre muestras nuevas y usadas que pudieran justificar algún tipo de degradación a la temperatura de servicio, entre 180 y 230 °C.

7.1.2.2. Análisis de dureza mediante micro-indentación

Como se mencionó en el punto 5.2, los empleados de la empresa productora de MDF clasifican a las bandas como “duras” y “blandas”, en función de la dificultad y el tiempo que requieren para el proceso de corte. Dado que el análisis de dureza realizado no permite identificar una diferencia importante entre las distintas bandas, que justifique una mayor o menor dificultad para el corte con amoladora, se decidió realizar una evaluación de dureza mediante ensayos de micro-indentación, tanto antes como después de una operación de rectificado, sin líquido refrigerante. En

esta situación, el material se ve expuesto a una condición severa de deformación, corte y temperatura, semejante a la sufrida durante el proceso de corte con amoladora en planta. De esta forma sería posible identificar si la diferencia observada en la facilidad de corte en planta se debe a un proceso de endurecimiento por deformación.

En la Tabla 12, se listan los resultados promedio de las mediciones de dureza realizadas antes y después del proceso de rectificado.

Tabla 12. Resultados ensayo de dureza mediante micro-indentación

Muestra	Dureza (HV)		
	Cond. normal	Cond. rectificada	Incremento (%)
A	477,68	512,8	7,35
B	458,58	480,08	4,69
1	423,70	424,7	0,24
2	440,0	451,3	2,57
3L1	484,8	424,7	-12,39
3L2	498,8	451,3	-9,52

Para las cuatro muestras sin titanio, los valores promedio luego de la operación de rectificado, resultaron mayores o similares a los valores de dureza en la condición inicial. En ningún caso se registraron valores de dureza menores a la condición sin rectificar. Por lo tanto, es posible afirmar que las muestras A, B, 1 y 2 sufrieron, en mayor o menor grado, endurecimiento durante el rectificado.

Para las muestras 3L1 y 3L2 se observó un comportamiento opuesto, registrando valores de dureza en la condición rectificada, menores a la condición inicial.

El endurecimiento al cual fueron sometidas las muestras sin titanio se lo llama “por deformación” o “acritud”, producido por el aumento de la cantidad e interacción de dislocaciones dificultando así su posterior movimiento, bloqueándose entre ellas, con impurezas o bordes de grano.

Por más que la dureza de las muestras sin titanio sufre un pequeño incremento luego del rectificado, no es posible afirmar que el endurecimiento por deformación durante el proceso de corte sea la causa que llevó a los operarios de la empresa a reconocer las muestras como “duras” y “blandas”.

Además de lo anteriormente mencionado, se midió dureza mediante micro-indentación en las probetas de tracción (luego de la rotura), en una zona próxima a la de fractura. El objetivo de este análisis fue comparar la microdureza de los materiales tanto antes como después del proceso de deformación sufrido durante el ensayo y, de este modo, complementar el análisis de dureza mediante micro-indentación. El resultado final se obtuvo como el promedio de cuatro mediciones realizadas por muestra. En la Tabla 13 se detallan los resultados obtenidos.

Tabla 13. Resultados de dureza mediante micro-indentación en probetas de tracción.

Muestra	Dureza (HV)
1	385
B	382
3L1	452
3L2	468

A partir de los resultados obtenidos puede afirmarse que, nuevamente, no se logró encontrar valores que justifiquen que las muestras hayan sufrido un proceso de endurecimiento por deformación.

7.1.2.3. Ensayo de tracción

Se evaluó el comportamiento de las muestras B, 1, 3L1 y 3L2 sometidas a tracción uniaxial, procediendo como se detalla en el punto 6.1.2.3. No fue posible ensayar las muestras A y 2 debido a que la cantidad de material disponible resultó insuficiente para mecanizar probetas.

Para cada probeta, se obtuvo el límite elástico, la tensión de rotura y el alargamiento a la rotura. Los resultados obtenidos se muestran en las Tablas 14 y 15.

Tabla 14. Resultados ensayo de tracción.

Muestra	Primer ensayo			Segundo ensayo		
	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	σ_{rotura} (MPa)	ΔL (%)	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	σ_{rotura} (MPa)	ΔL (%)
1	1420,2	1427,46	7,97	1250,72	1385,1	11,78
B	1335,37	1381,56	9,23	1342,73	1365,36	10,48
3L1	1485,02	1513,14	6,10	1496,05	1511,89	7,51
3L2	1322,13	1362,75	6,18	1469,82	1480,3	6,43

Tabla 15. Resultados promedio ensayos de tracción.

Muestra	$\sigma_{0,2}$ medio (MPa)	σ_{rotura} medio (MPa)	ΔL (%)
1	1335,46	1406,28	9,88
B	1339,05	1373,46	9,85
3L1	1490,54	1512,52	6,81
3L2	1395,98	1421,53	6,31

El límite elástico promedio resultó superior para las muestras con titanio 3L1 y 3L2, con $\sigma_{0,2} \approx 1450$ MPa, mientras que el promedio de las muestras 1 y B fue $\sigma_{0,2} \approx 1337$ MPa. La tensión de rotura promedio para 3L1 y 3L2 fue $\sigma_{rot} \approx 1465$ MPa, mientras que el promedio para 1 y B fue con $\sigma_{rot} \approx 1389$ MPa. Estos valores coinciden con las especificaciones del (“Catálogo de productos, Berndorf”, 2017) y, además, están de acuerdo con los valores de dureza, a mayor dureza mayor $\sigma_{0,2}$ y σ_{rot} .

La rotura de las probetas 1 (segundo ensayo) y 3L2 (primer ensayo), ocurrieron fuera de la longitud calibrada. No obstante, de los resultados obtenidos se observa que las muestras 1 y B por un lado, poseen valores similares de deformación entre sí ($\delta \approx 9,8$ %), y superiores al de las muestras 3L1 y 3L2 ($\delta \approx 6,6$ %).

Los resultados citados anteriormente resultaron similares a los brindados por el fabricante de bandas en su catálogo (“Catálogo de productos, Berndorf”, 2017).

7.1.2.4. Ensayo de rayado

En la Figura 48, se observan las seis muestras analizadas y sus correspondientes rayados.

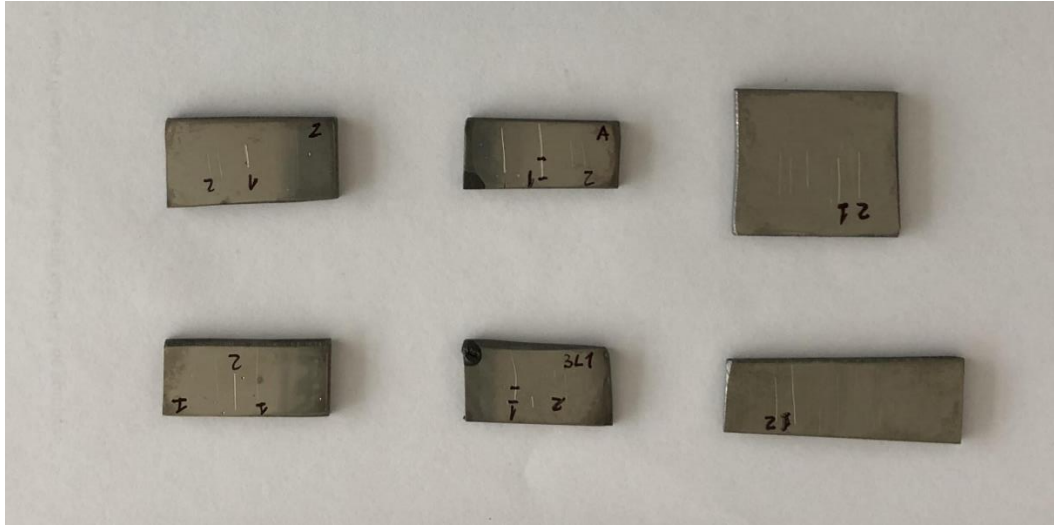


Figura 48. Muestras rayadas para estudio.

En las Figuras 49 y 50, se presentan los resultados obtenidos en el relevamiento del perfil transversal de los surcos usando el rugosímetro, para las muestras 1 y 3L2. Las áreas de las protuberancias fueron superiores al área del valle, para las seis muestras analizadas, por lo que resultó un factor $f_{ab} < 0$ en todos los casos, siendo claro que este resultado no responde a la realidad, debido a que $f_{ab} > 0$.

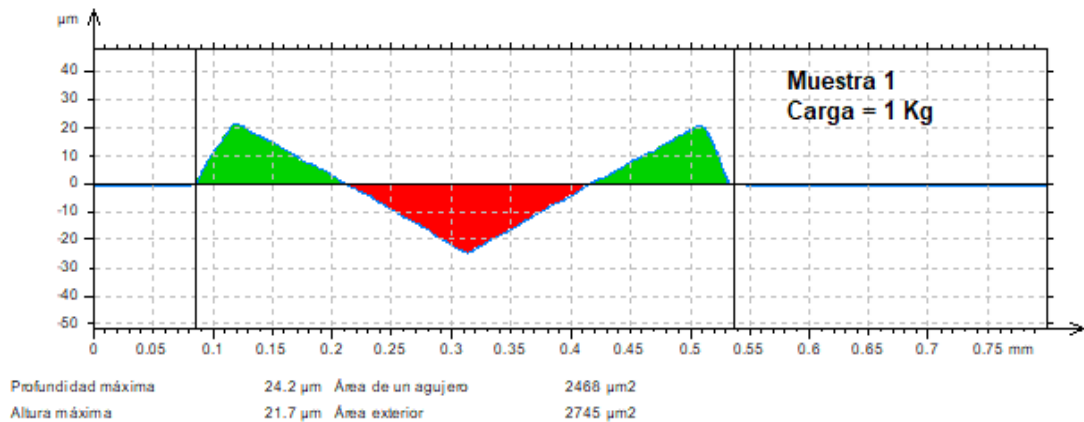


Figura 49. Medición del perfil con rugosímetro, muestra 1.

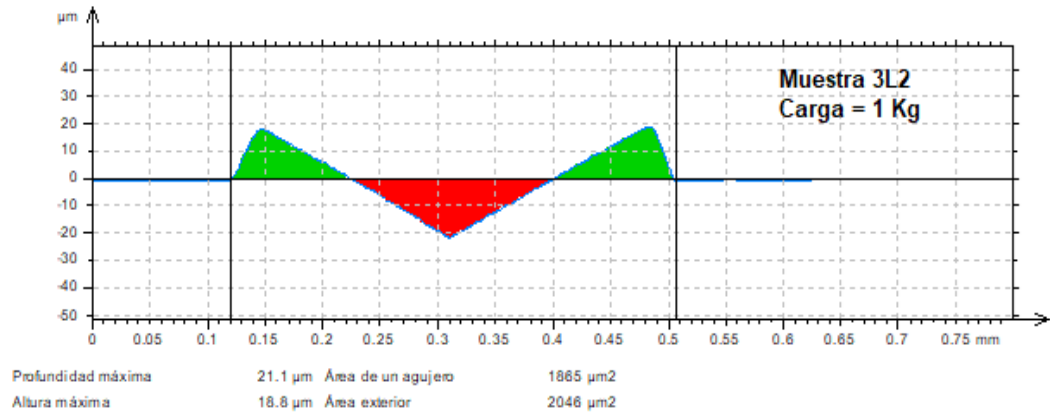


Figura 50. Medición del perfil con rugosímetro, muestra 3L2.

Por lo tanto, el rugosímetro no resultó un instrumento adecuado para obtener valores representativos del f_{ab} o grado de desgaste, debido a que las dimensiones de la punta del rugosímetro (elemento que realiza el palpado de la superficie), son del mismo orden que las dimensiones a medir, lo cual se traduce en un error de medición sistemático y elevado.

Con el mismo objetivo, se utilizó el Triboindenter. En las Figuras 51-54, se muestran a modo de ejemplo, algunos de los resultados obtenidos.

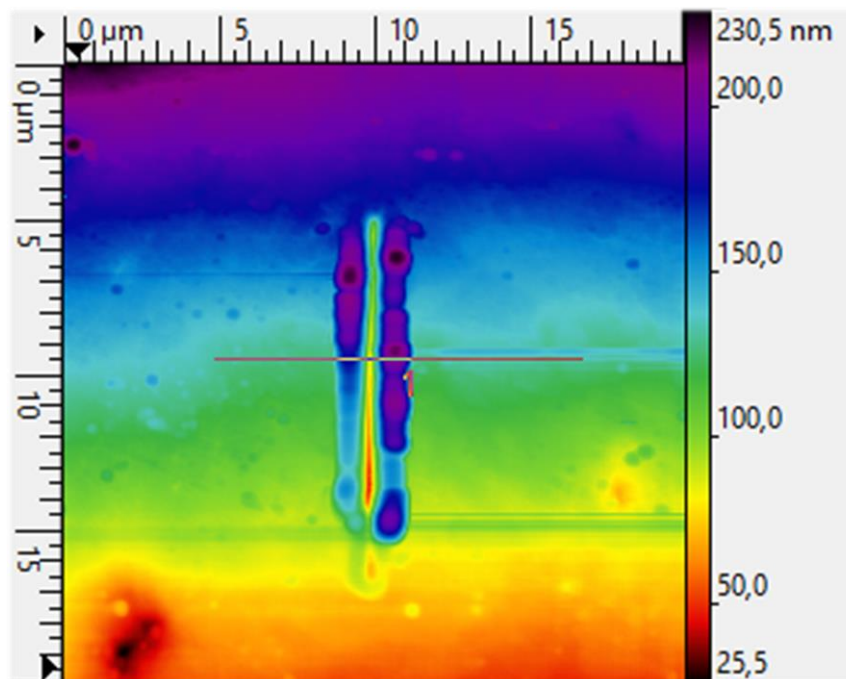


Figura 51. a) Muestra B. Carga 5 mN. Punta 2 µm.

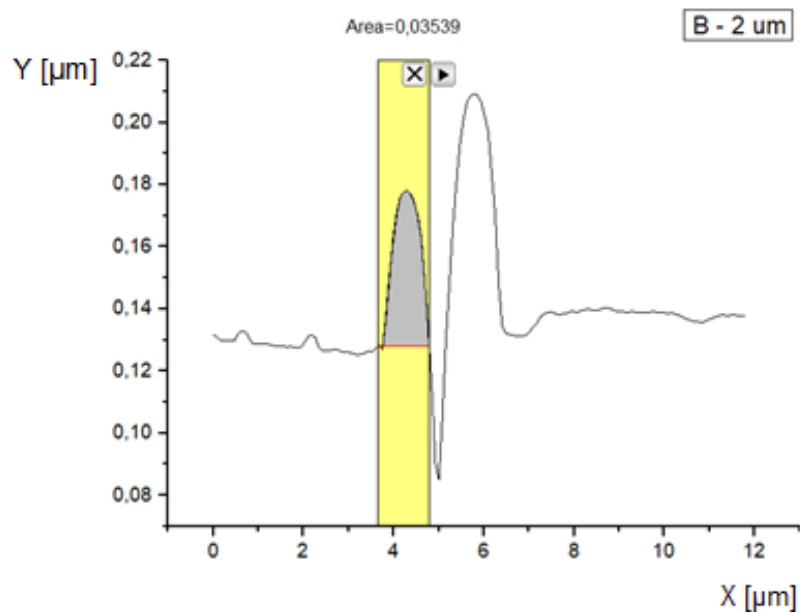


Figura 52. b) Medición de área muestra B. Punta 2 μm .

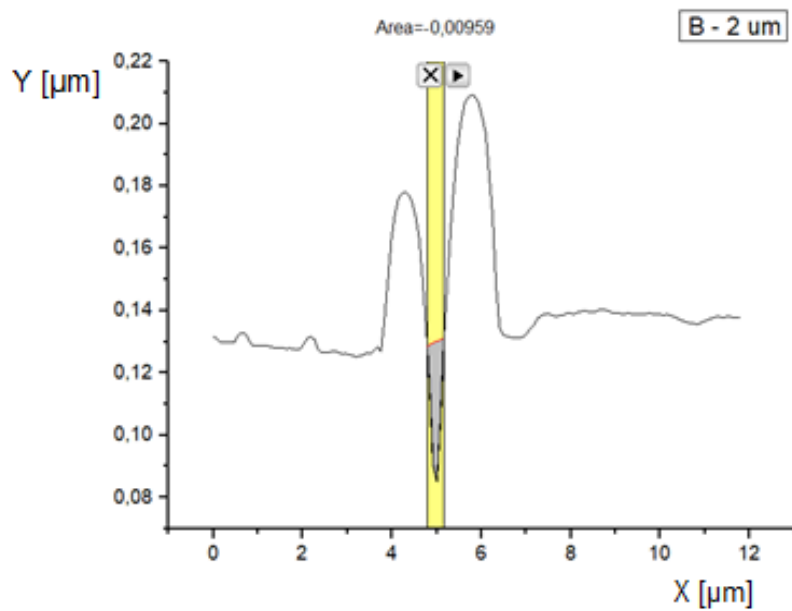


Figura 53. c) Medición de área muestra B. Punta 2 μm .

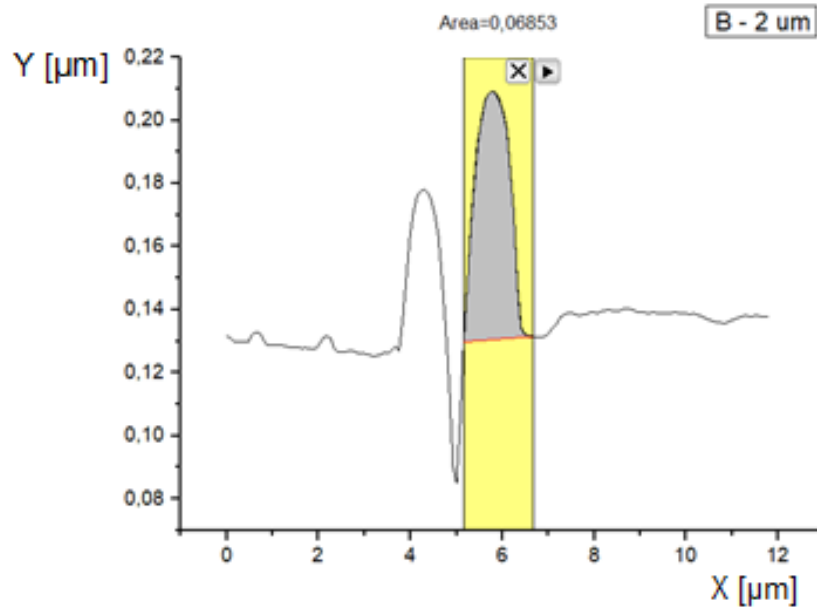


Figura 54. d) Medición de área muestra B. Punta 2 μm.

El Triboindenter utiliza una punta de radio 2 μm para relevar el perfil, obteniendo un área de protuberancias de 0,10392 μm², mientras que el área del valle resultó 0,00959 μm². A partir de ello, pudo afirmarse que la punta utilizada no fue la adecuada, debido a que las dimensiones de la misma resultaron del mismo orden que las medidas a relevar (error de tipo sistemático).

Por lo tanto, en función de los resultados obtenidos con la punta de 2 μm, se procedió a utilizar la punta de 1 μm de radio con el objetivo de verificar que el error obtenido anteriormente fuera producto del tamaño de la punta. De este modo, se obtuvo lo mostrado en las Figuras 55-58.

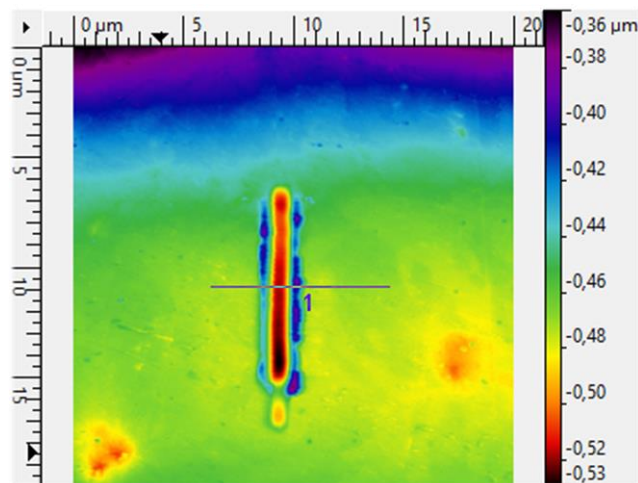


Figura 55. a) Muestra B. Carga 5 mN. Punta 1 μm.

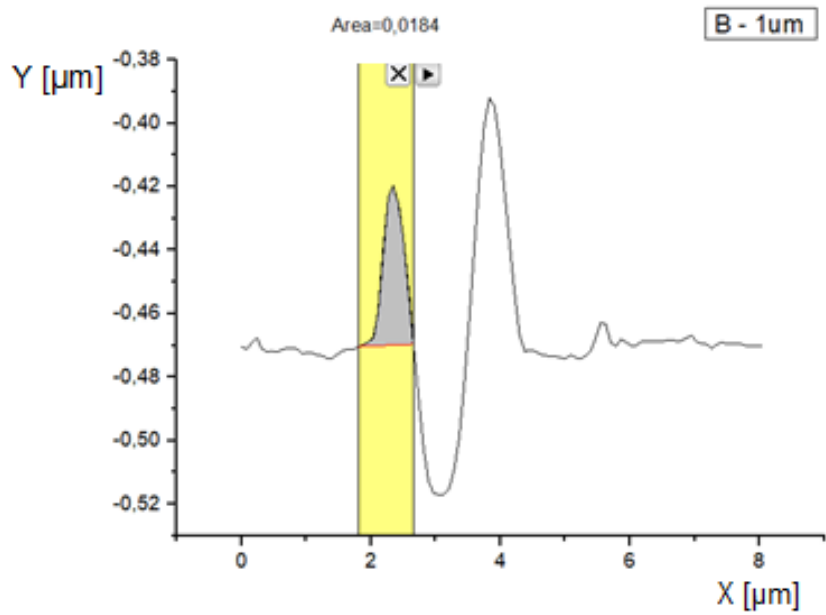


Figura 56. b) Medición de área muestra B. Punta 1 μm .

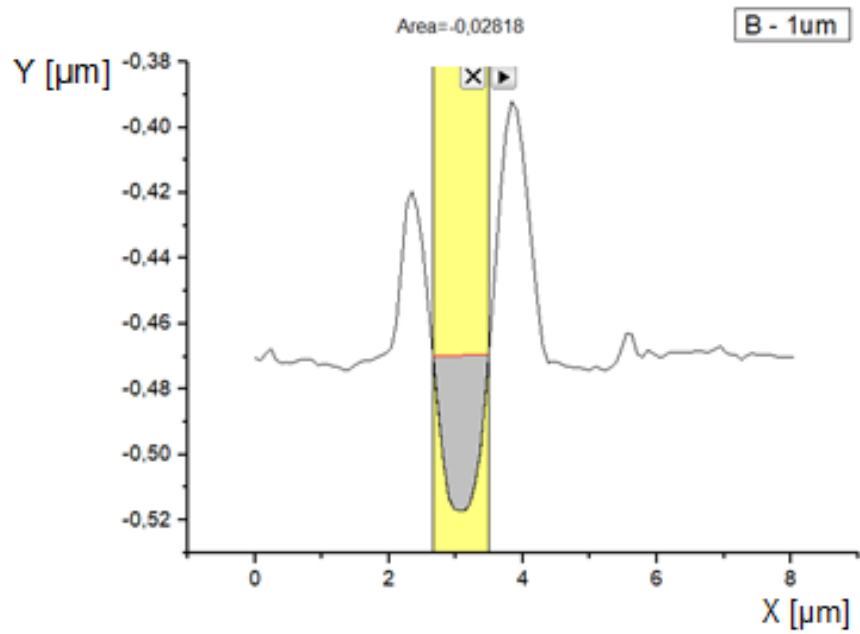


Figura 57. c) Medición de área muestra B. Punta 1 μm .

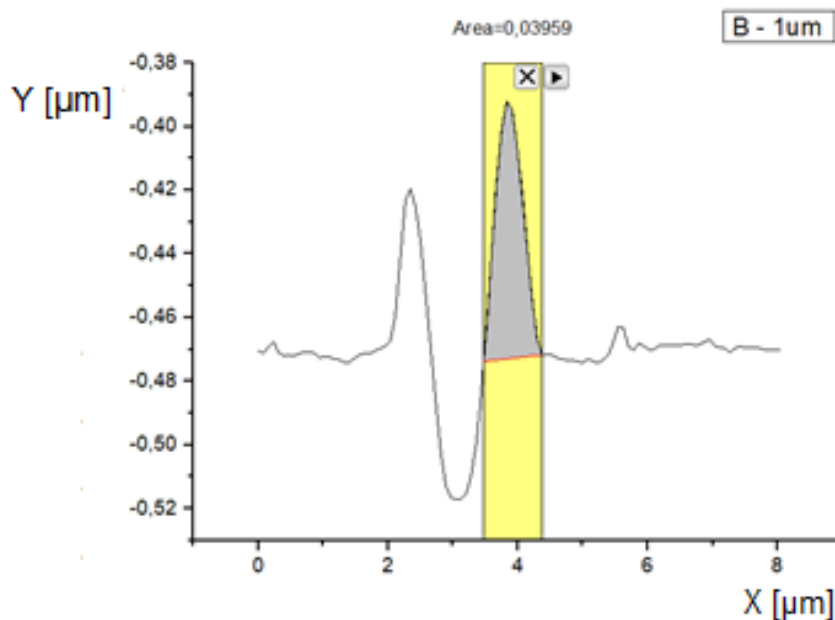


Figura 58. d) Medición de área muestra B. Punta 1 μm .

Al utilizar la punta de radio 1 μm para relevar el perfil, se obtuvo un área de protuberancias de $0,05799 \mu\text{m}^2$, mientras que el área del valle resultó $0,02818 \mu\text{m}^2$. Estos valores resultaron consistentes con lo obtenido a través del software Gwyddion, donde se observó una disminución de las dimensiones de las protuberancias, a la par de un incremento en las dimensiones del valle. Esto permite reafirmar la ocurrencia de un error de medición sistemático, relacionado con el tamaño de la punta de medición. Si bien utilizar la punta de menor dimensión permitió un acercamiento a las dimensiones reales del surco, una vez más no fue posible obtener valores razonables de f_{ab} o grado de desgaste.

En tercer lugar, y tras no obtener resultados representativos con el rugosímetro o con el Triboindenter, las muestras se analizaron con un microscopio confocal. A continuación, en las Figuras 59-104, se muestran los resultados obtenidos.

Muestra A – 1 kg de carga

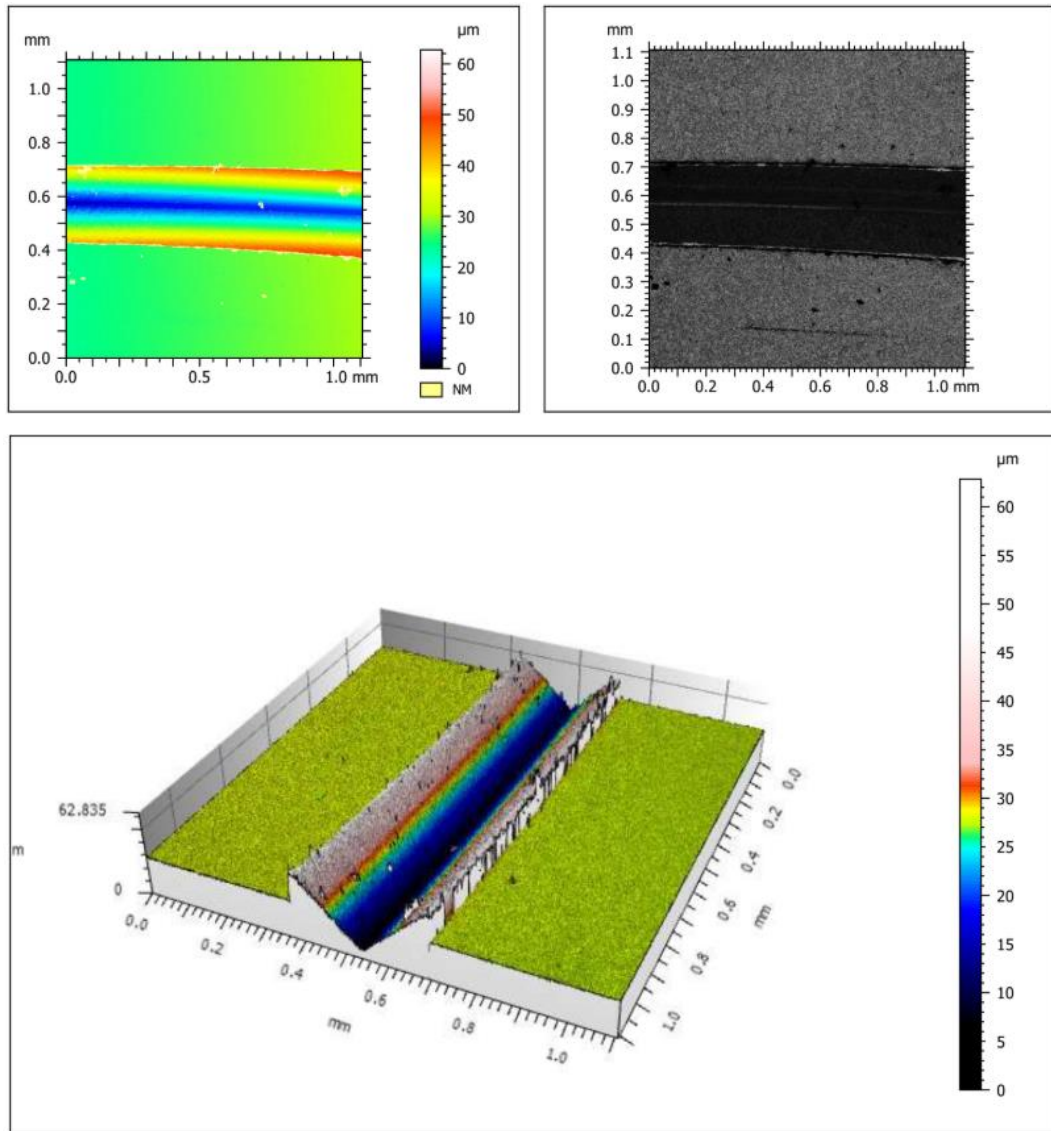


Figura 59. Relevamiento de surco, muestra A, 1,0 kg de carga.

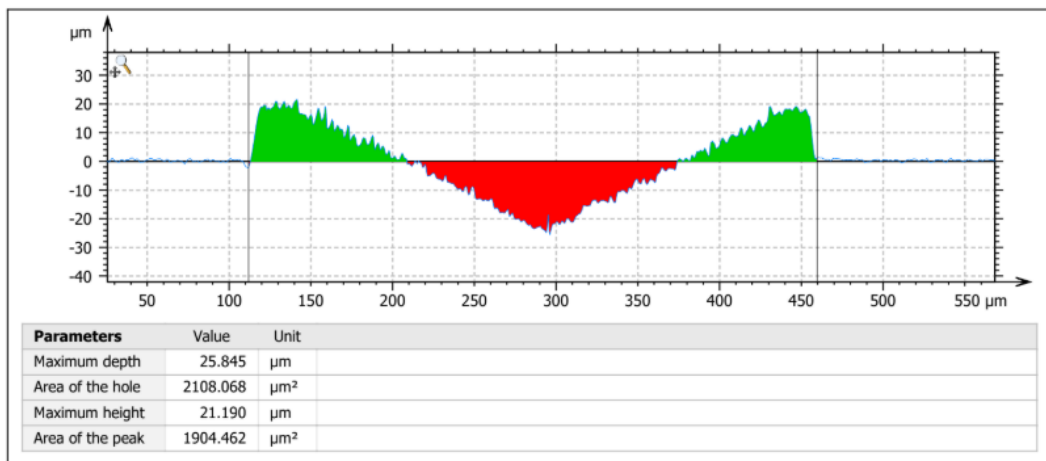


Figura 60. Relevamiento de surco N°1, muestra A, 1,0 kg de carga.

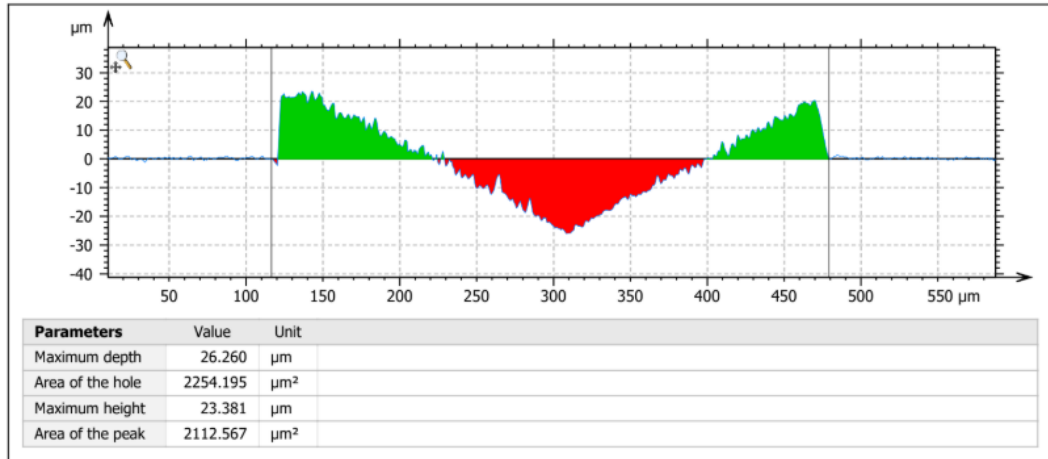


Figura 61. Relevamiento de surco N°2, muestra A, 1,0 kg de carga.

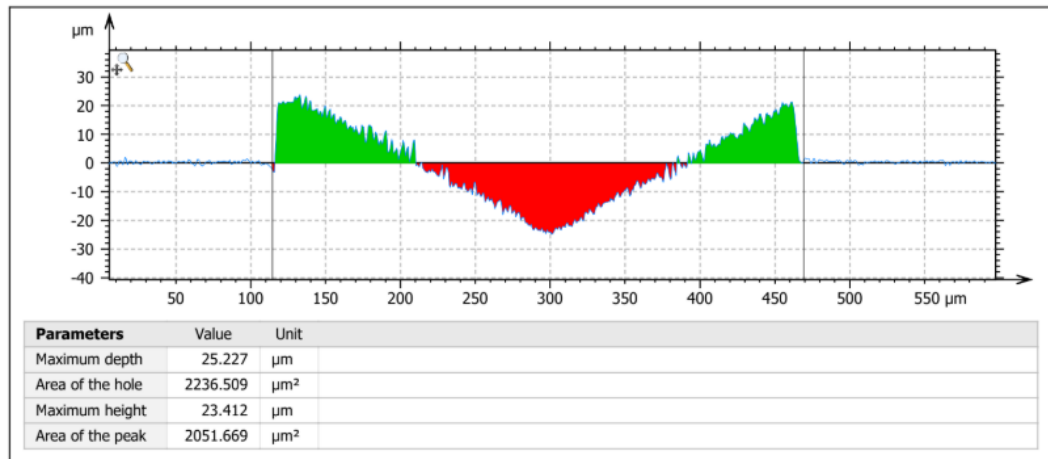
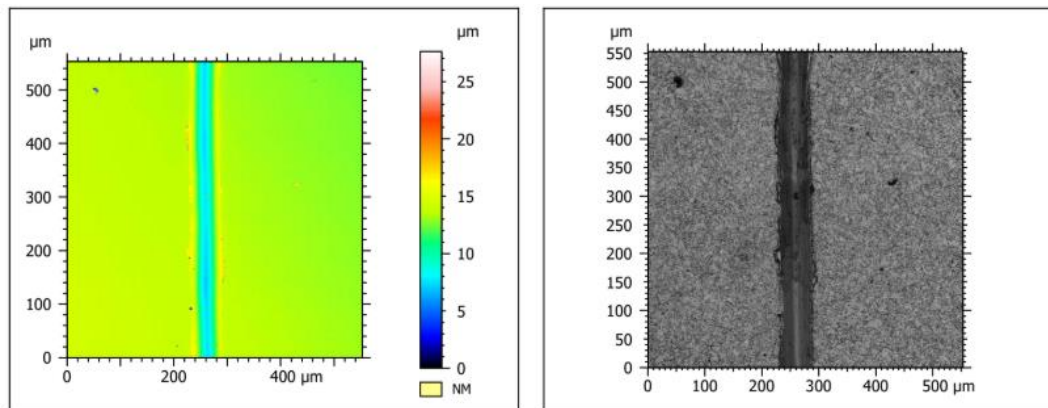


Figura 62. Relevamiento de surco N°3, muestra A, 1,0 kg de carga.

Muestra A – 0,5 kg de carga



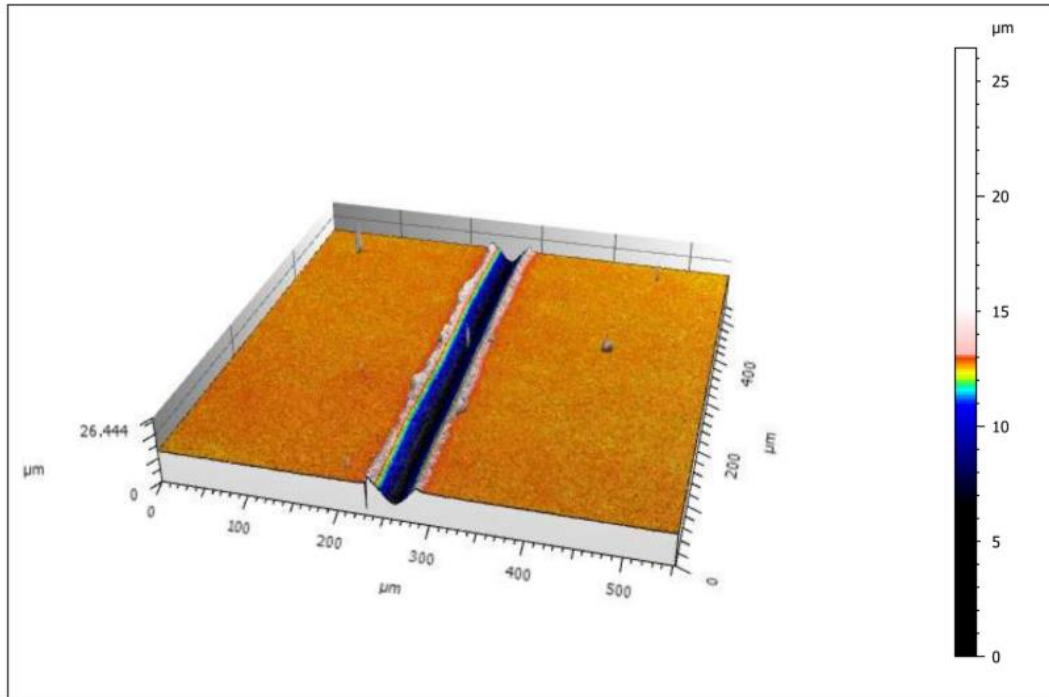


Figura 63. Relevamiento de surco, muestra A, 0,5 kg de carga.

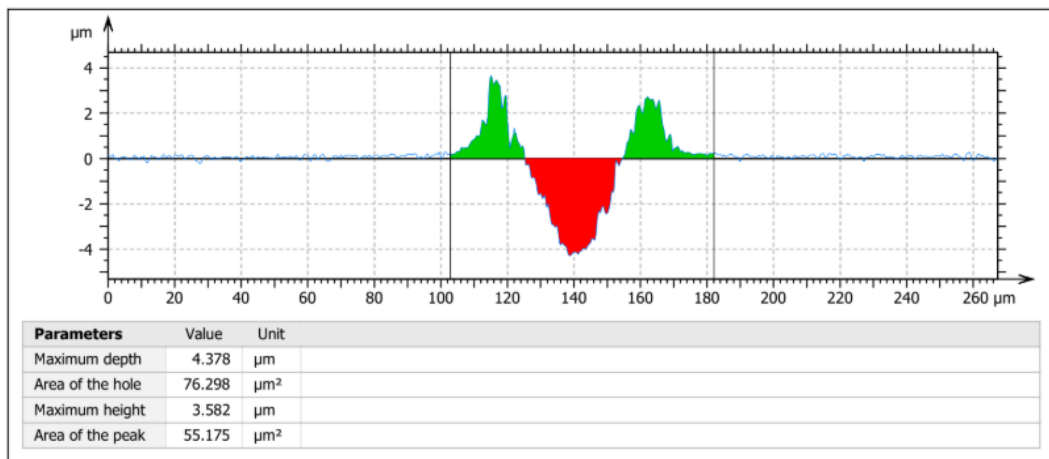


Figura 64. Relevamiento de surco N°1, muestra A, 0,5 kg de carga.

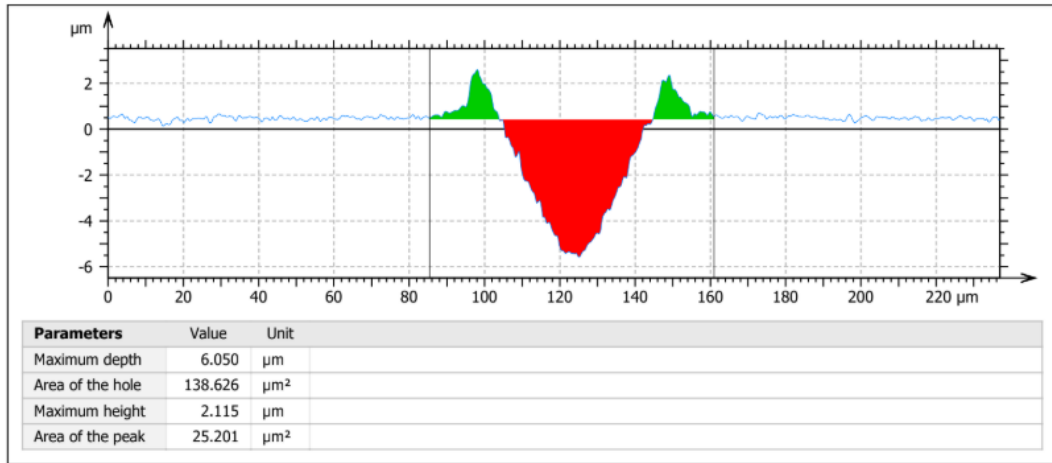


Figura 65. Relevamiento de surco N°2, muestra A, 0,5 kg de carga.

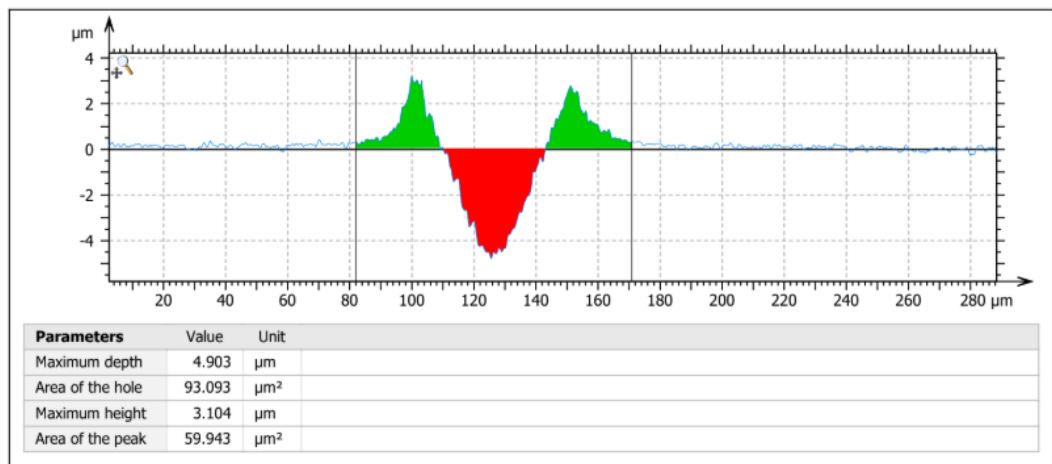
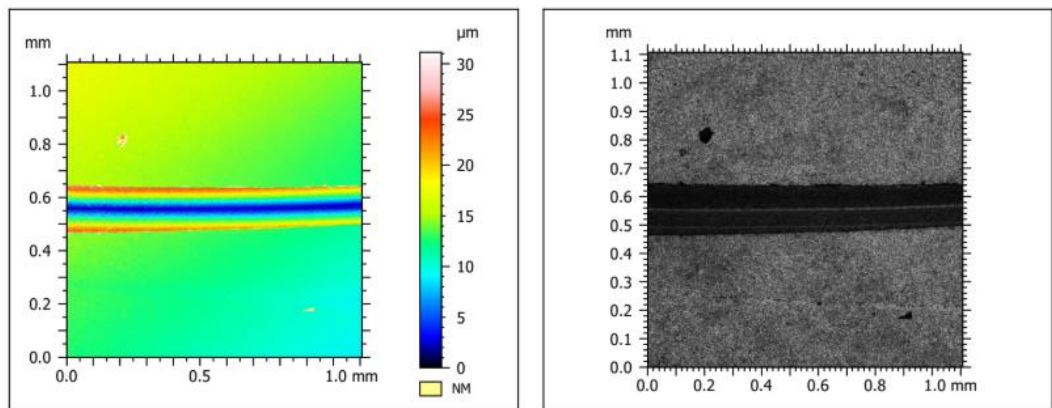


Figura 66. Relevamiento de surco N°3, muestra A, 0,5 kg de carga.

Muestra B – 1 kg de carga



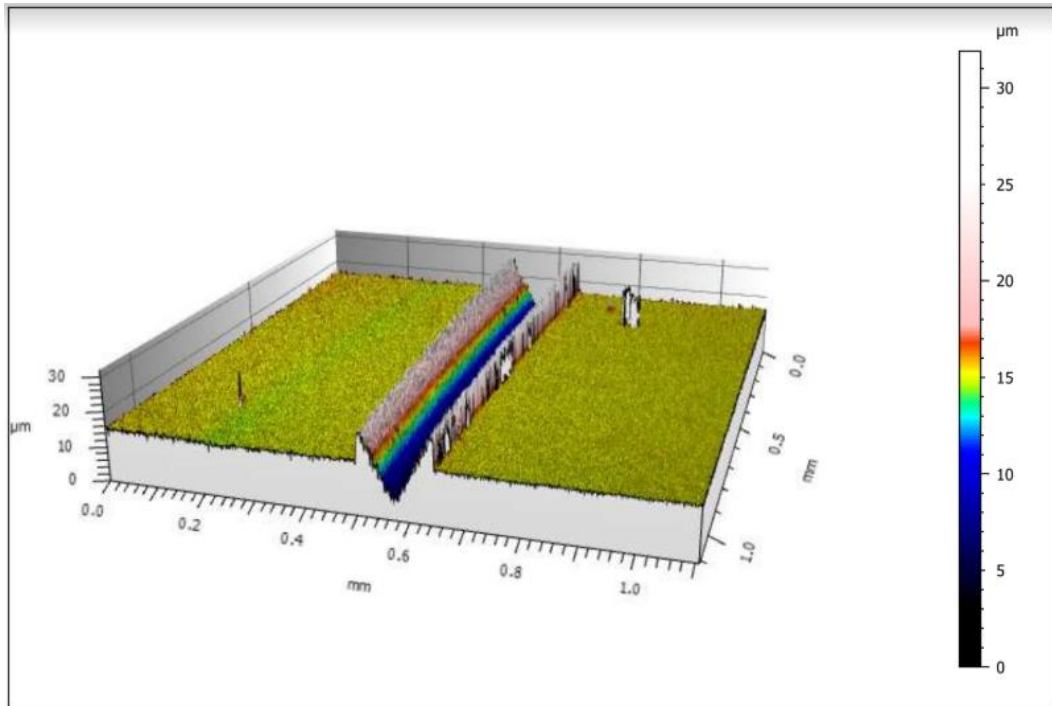


Figura 67. Relevamiento de surco, muestra B, 1,0 kg de carga.

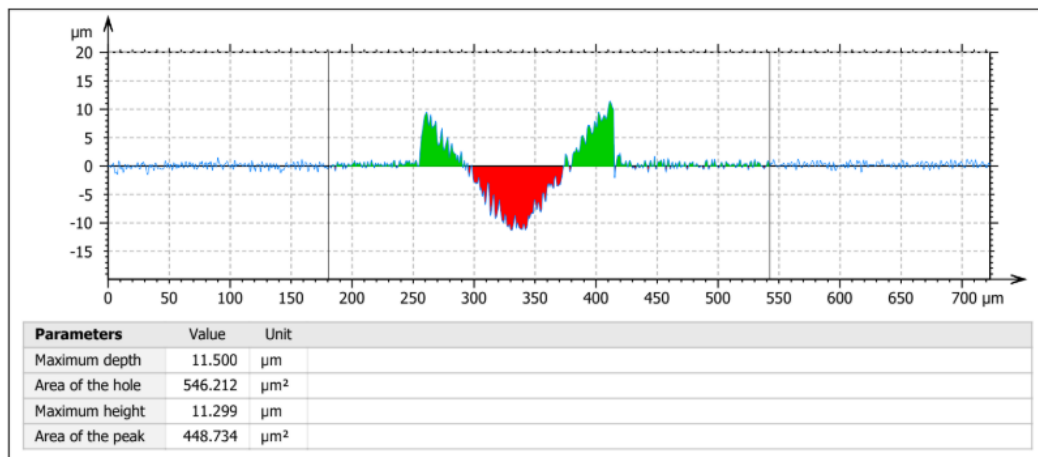


Figura 68. Relevamiento de surco N°1, muestra B, 1,0 kg de carga.

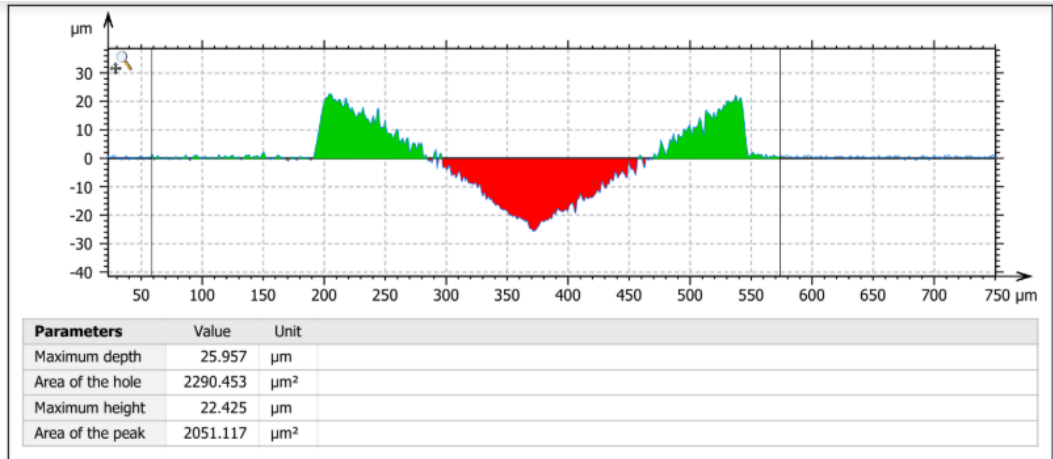


Figura 69. Relevamiento de surco N°2, muestra B, 1,0 kg de carga.

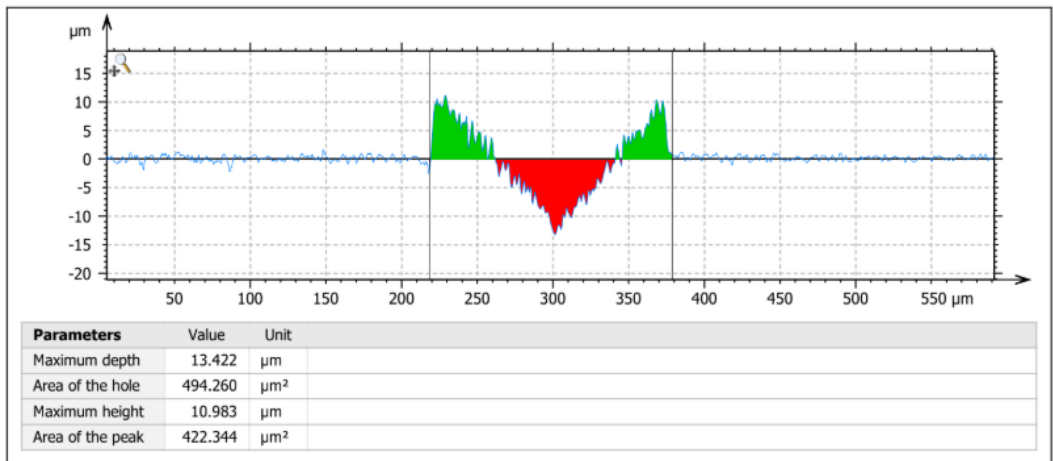
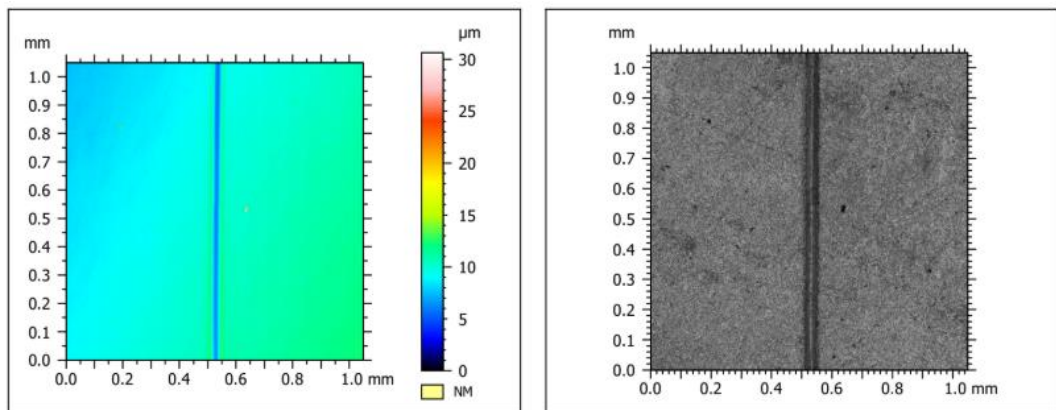


Figura 70. Relevamiento de surco N°3, muestra B, 1,0 kg de carga.

Muestra B – 0,5 kg de carga



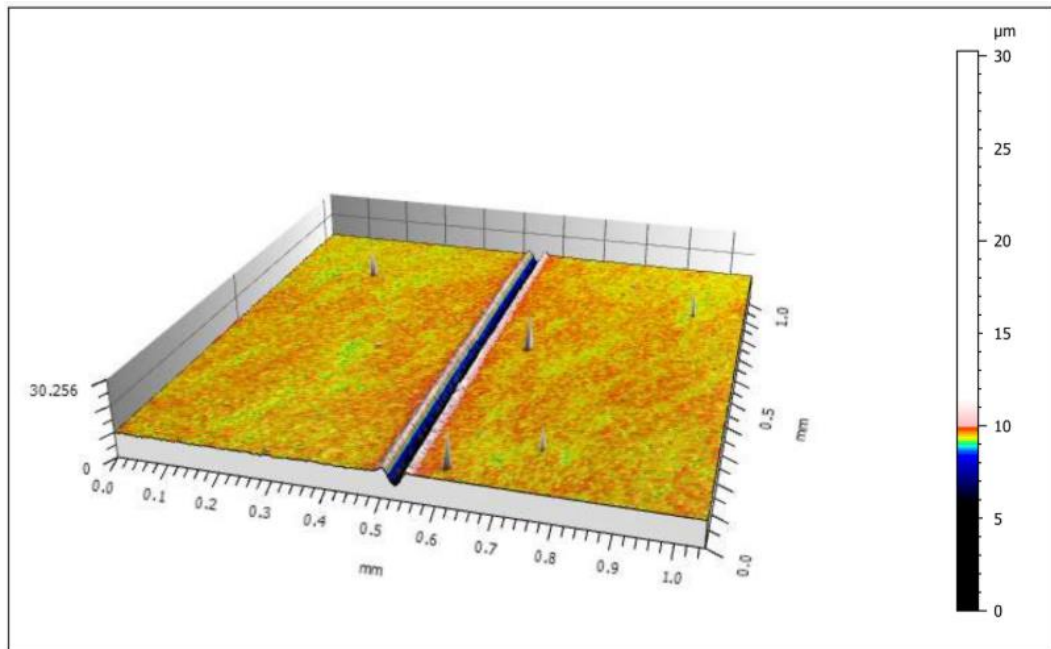


Figura 71. Relevamiento de surco, muestra B, 0,5 kg de carga.

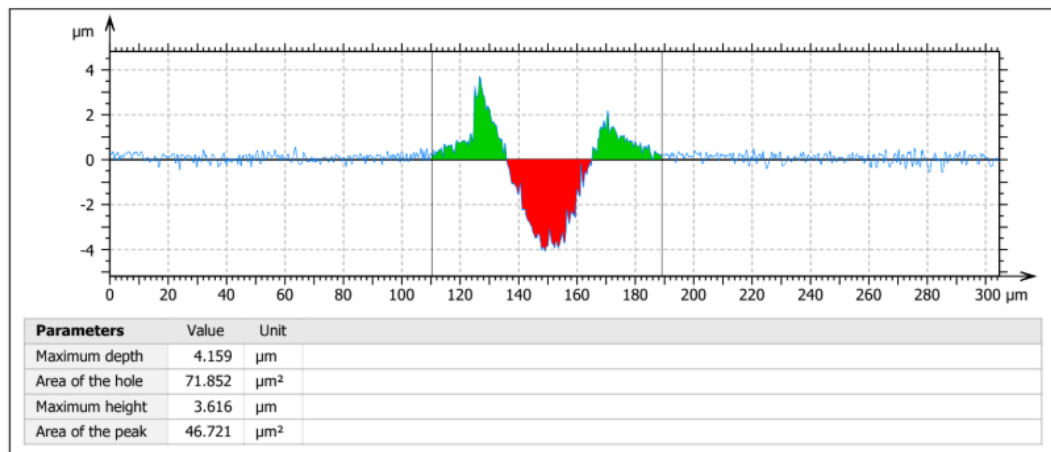


Figura 72. Relevamiento de surco N°1, muestra B, 0,5 kg de carga.

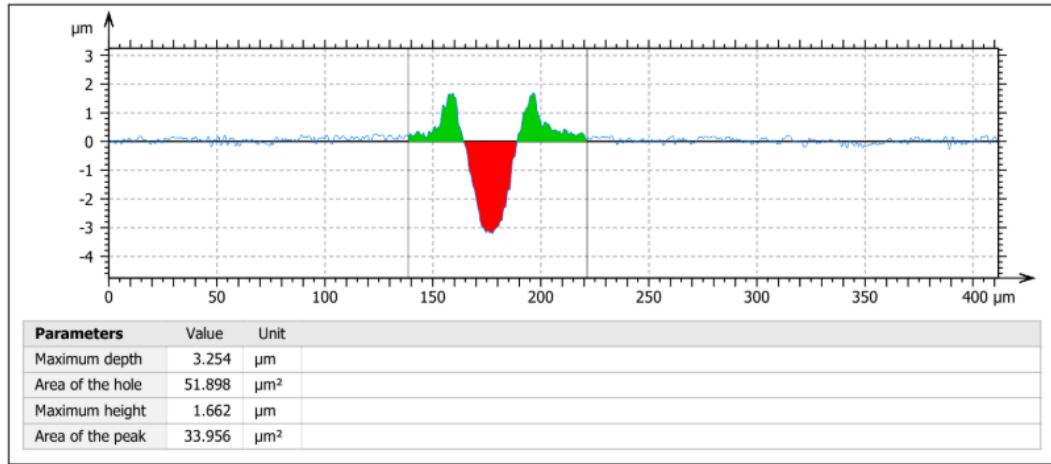


Figura 73. Relevamiento de surco N°2, muestra B, 0,5 kg de carga.

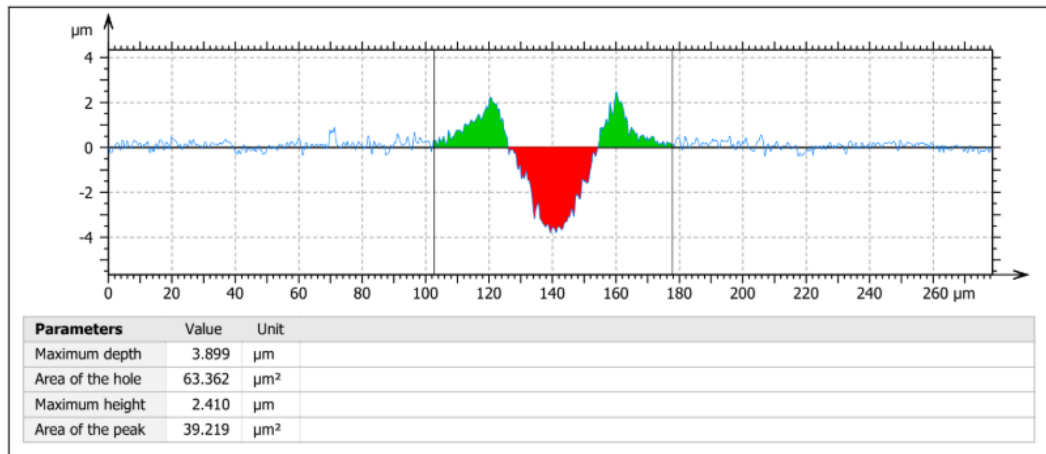


Figura 74. Relevamiento de surco N°3, muestra B, 0,5 kg de carga.

Muestra 1 – 1 kg de carga

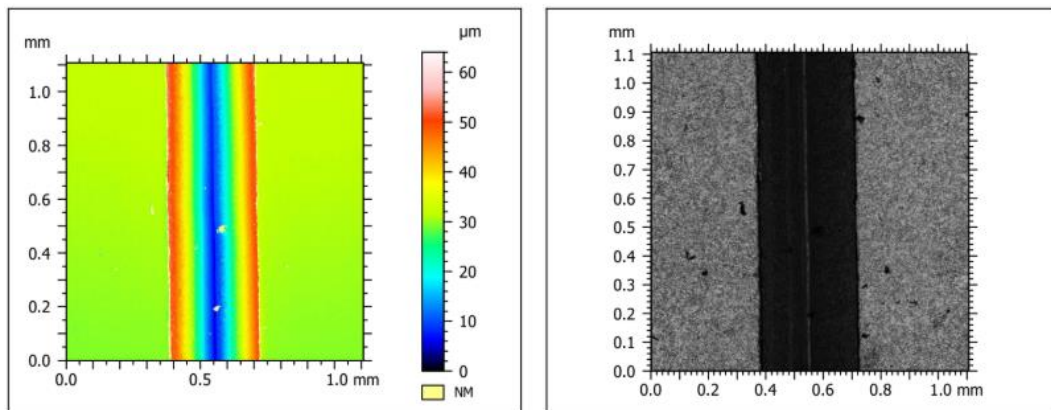


Figura 75. Relevamiento de surco, muestra 1, 1,0 kg de carga.

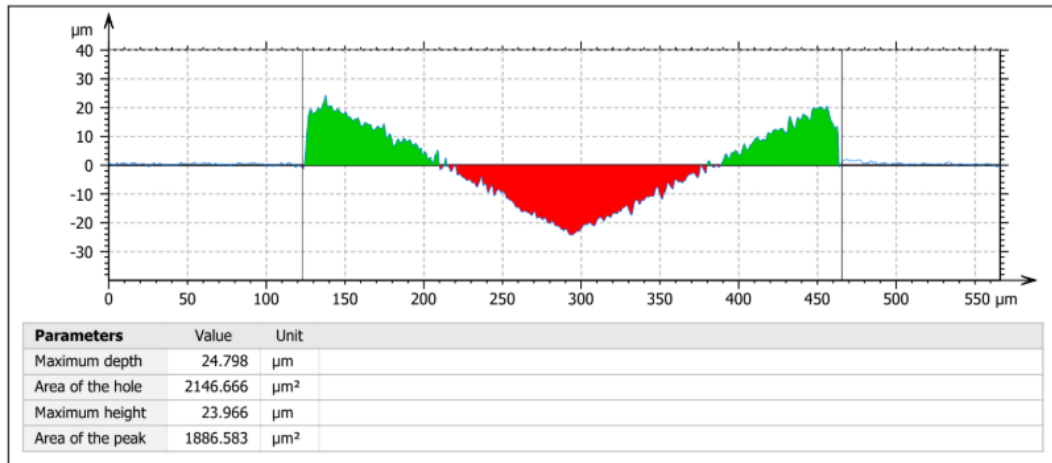


Figura 76. Relevamiento de surco N°1, muestra 1, 1,0 kg de carga.

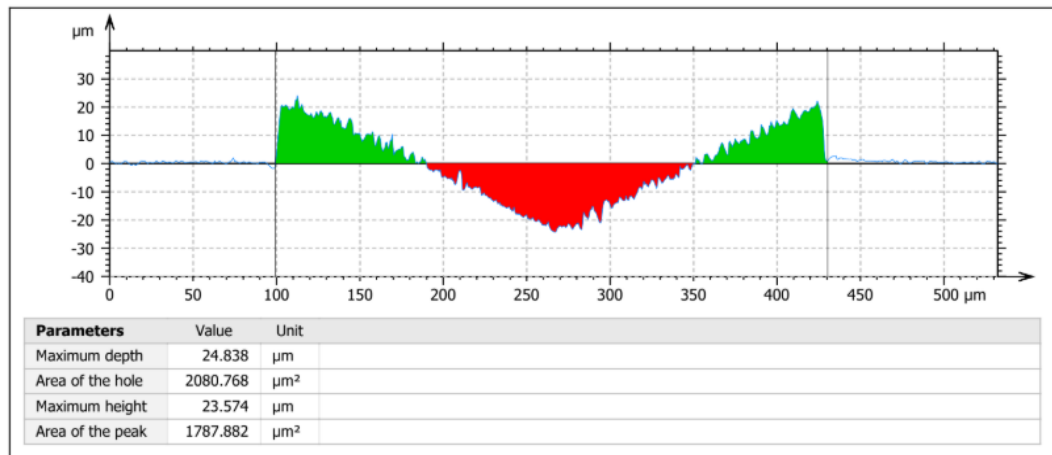


Figura 77. Relevamiento de surco N°2, muestra 1, 1,0 kg de carga.

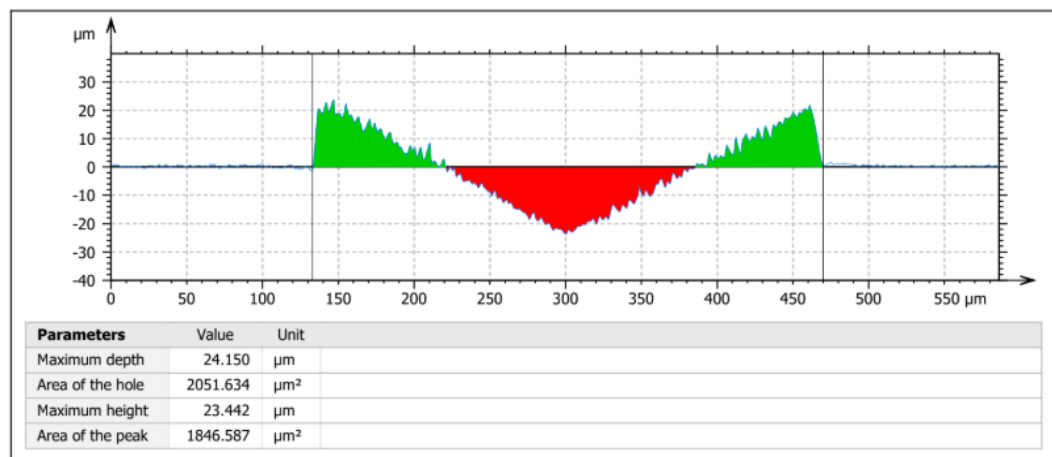


Figura 78. Relevamiento de surco N°3, muestra 1, 1,0 kg de carga.

Muestra 1 – 0,5 kg de carga

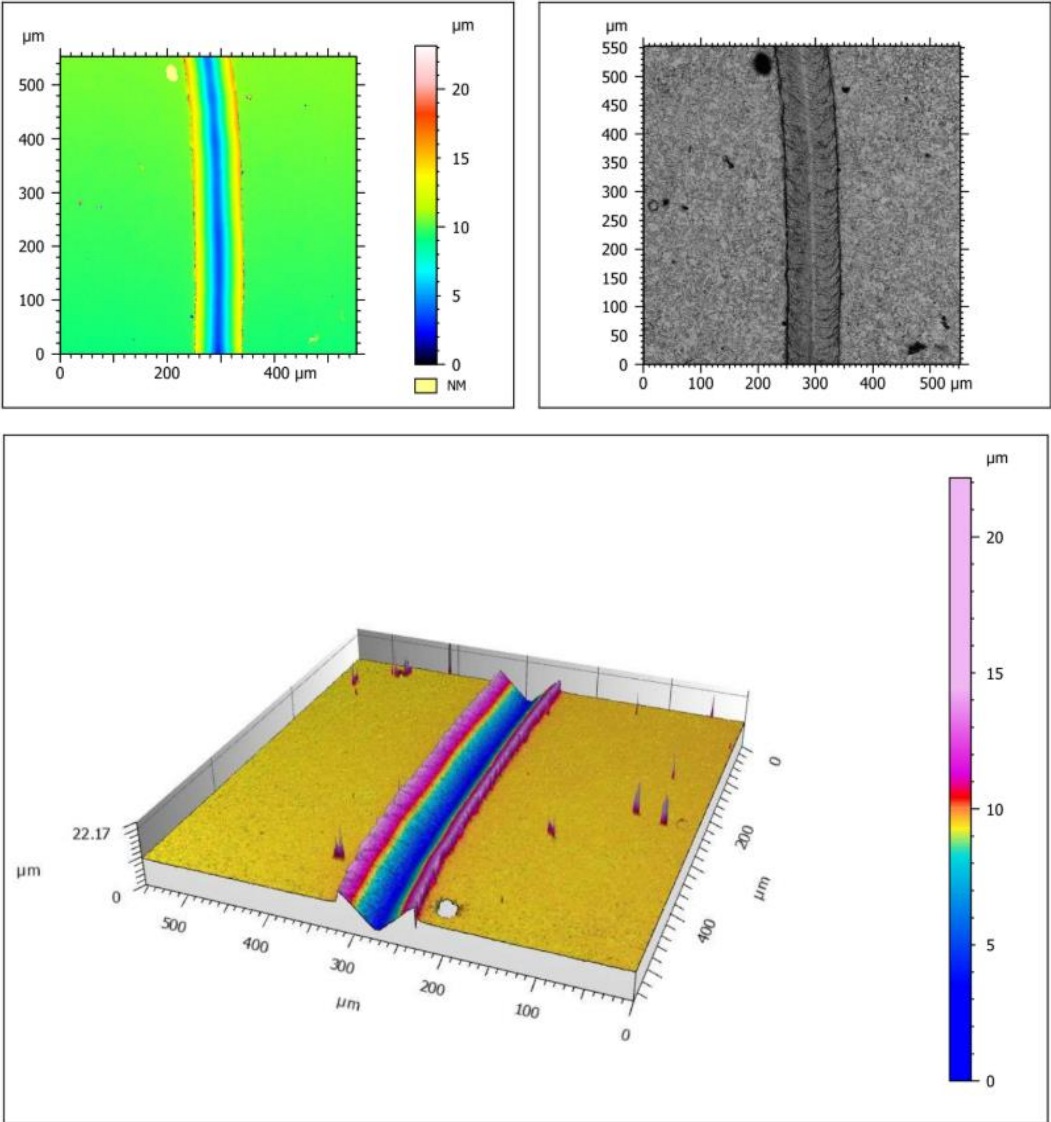


Figura 79. Relevamiento de surco, muestra 1, 0,5 kg de carga.

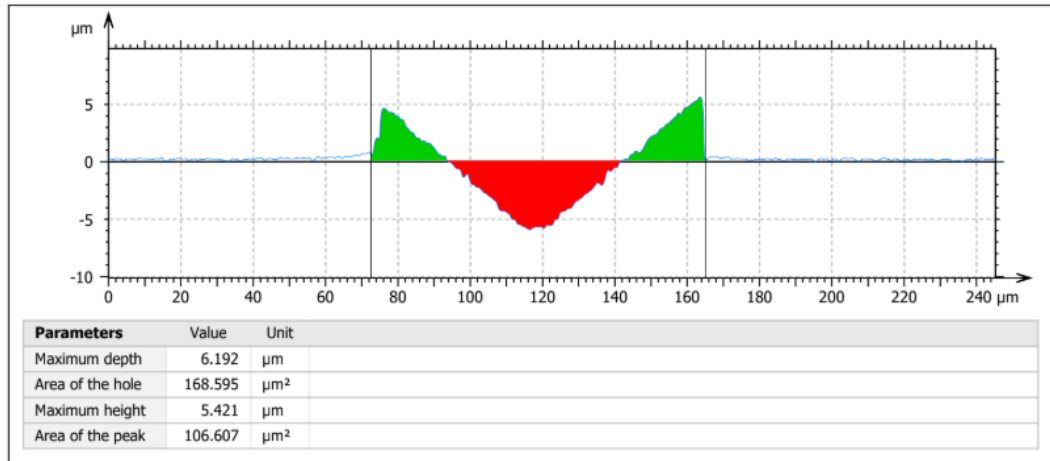


Figura 80. Relevamiento de surco N°1, muestra 1, 0,5 kg de carga.

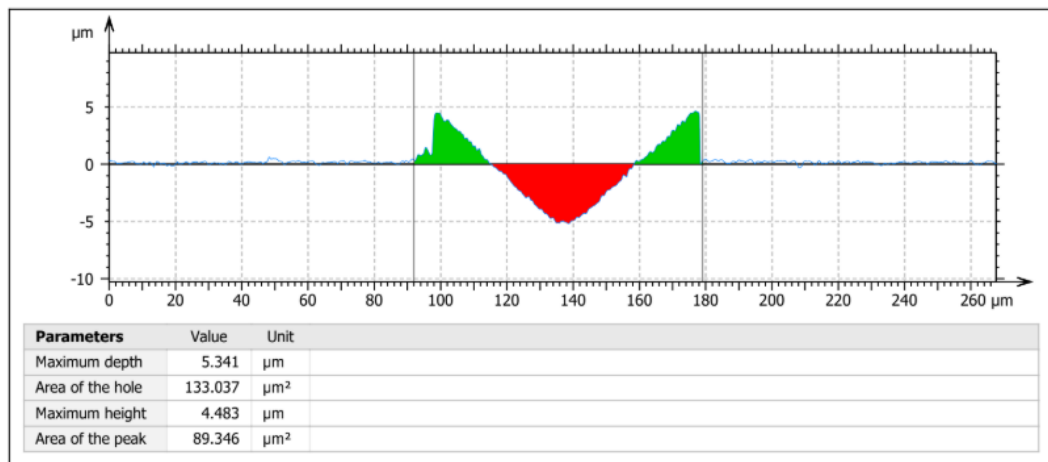


Figura 81. Relevamiento de surco N°2, muestra 1, 0,5 kg de carga.

Muestra 2 – 1 kg de carga

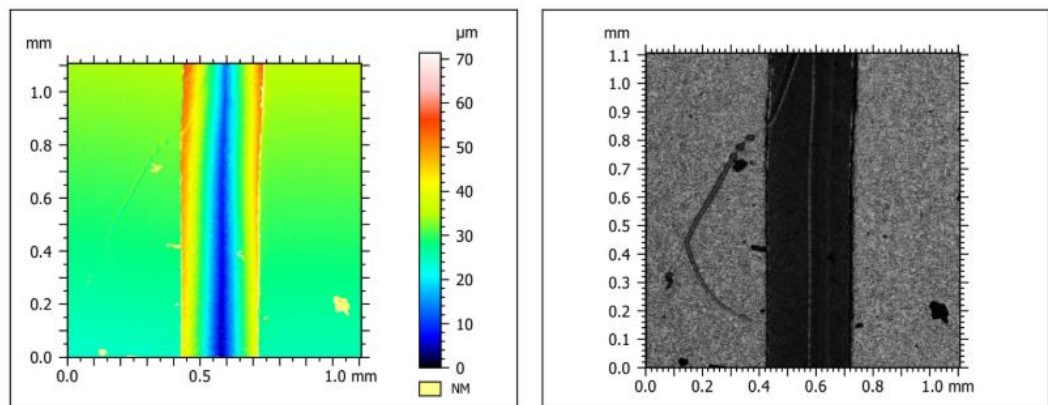


Figura 82. Relevamiento de surco, muestra 2, 1,0 kg de carga.

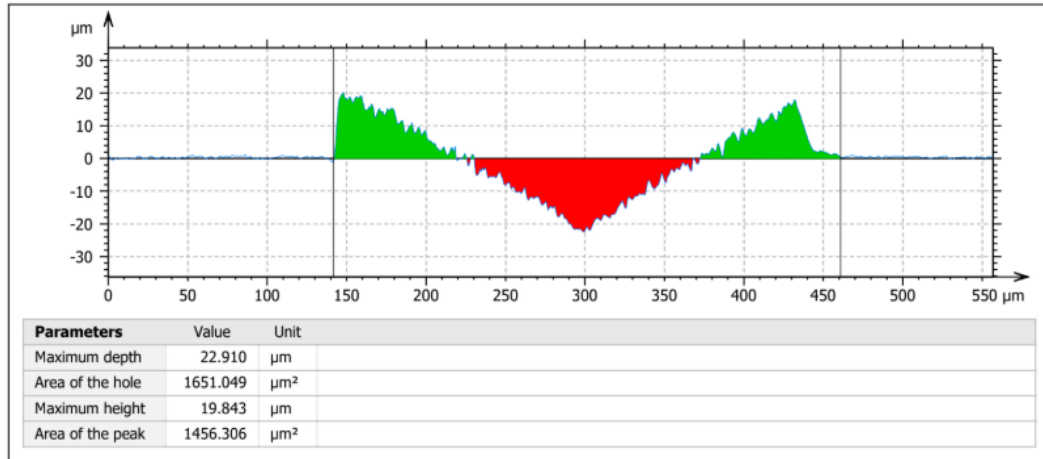


Figura 83. Relevamiento de surco N°1, muestra 2, 1,0 kg de carga.

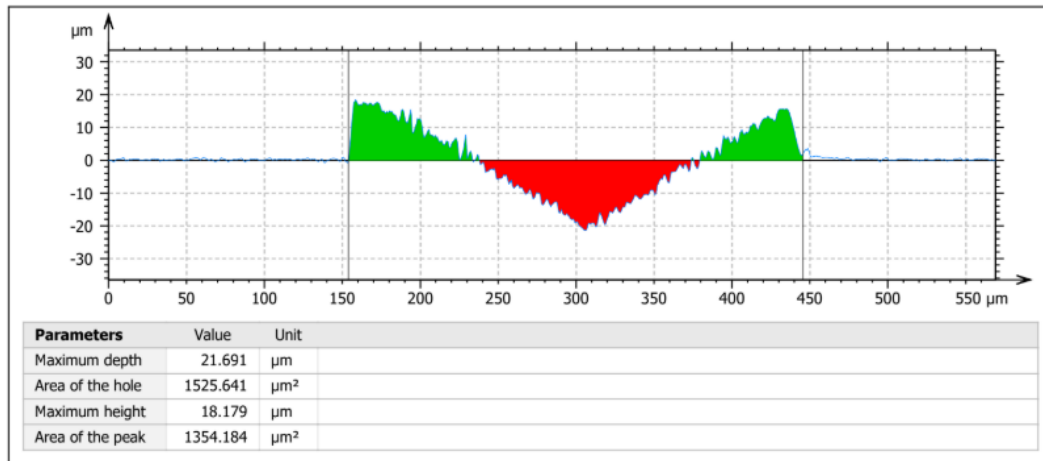


Figura 84. Relevamiento de surco N°2, muestra 2, 1,0 kg de carga.

Muestra 2 – 0,5 kg de carga

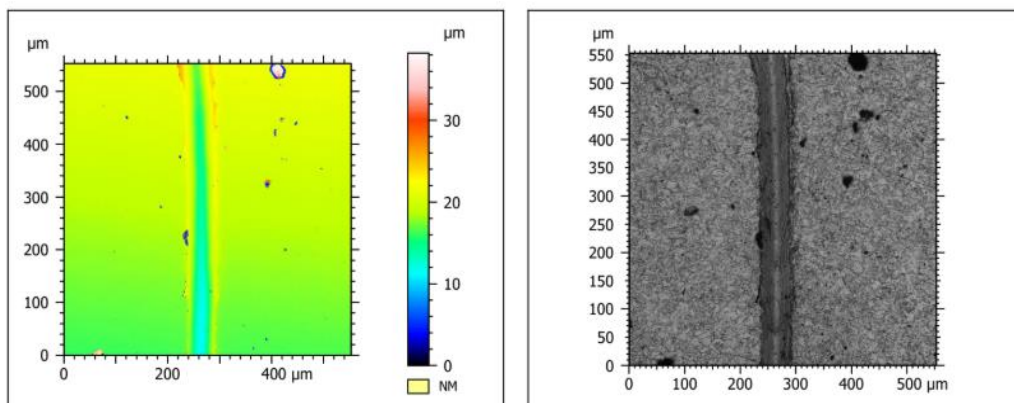


Figura 85. Relevamiento de surco, muestra 2, 0,5 kg de carga.

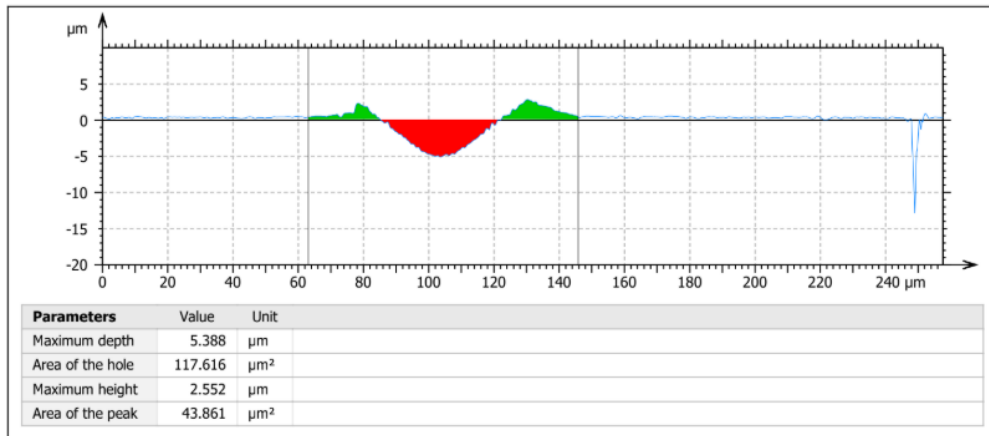


Figura 86. Relevamiento de surco N°1, muestra 2, 0,5 kg de carga.

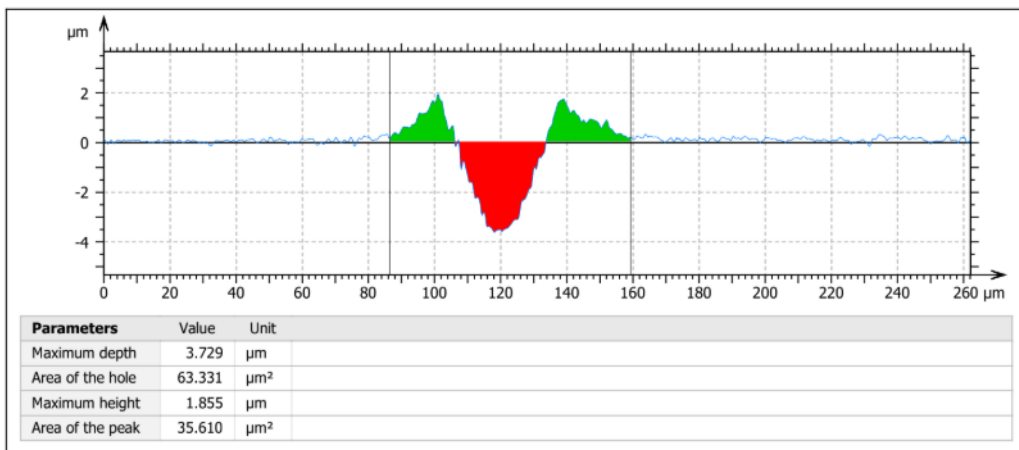


Figura 87. Relevamiento de surco N°2, muestra 2, 0,5 kg de carga.

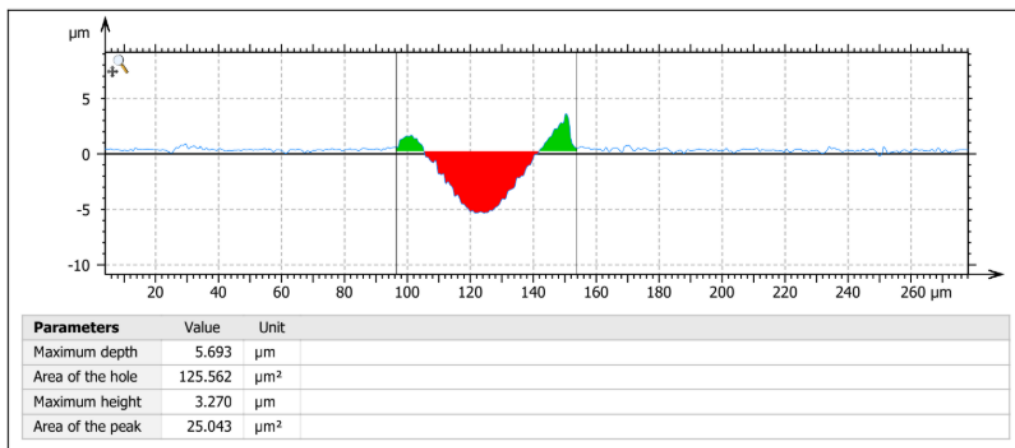


Figura 88. Relevamiento de surco N°3, muestra 2, 0,5 kg de carga.

Muestra 3L1 – 1 kg de carga

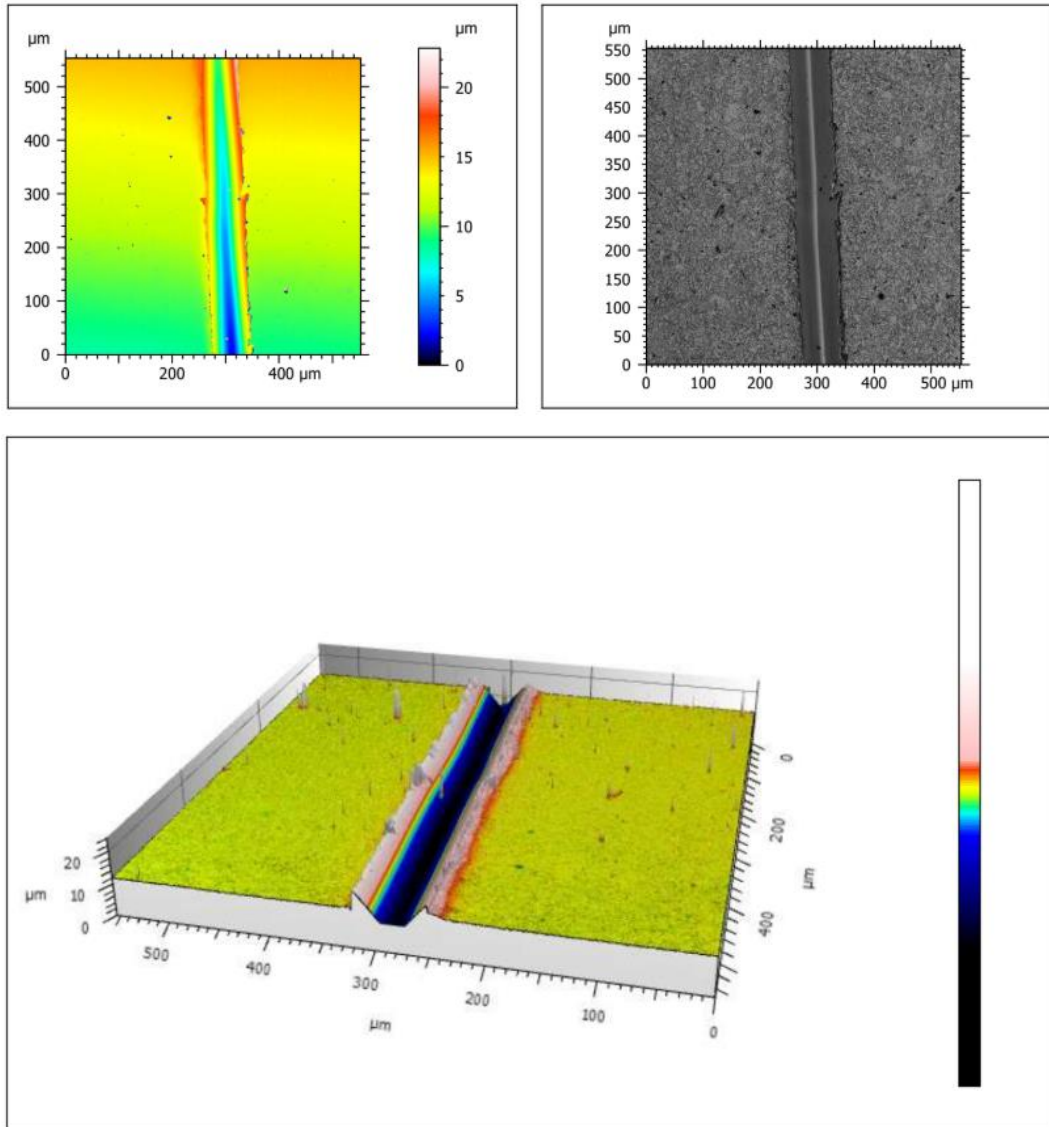


Figura 89. Relevamiento de surco, muestra 3L1, 1,0 kg de carga.

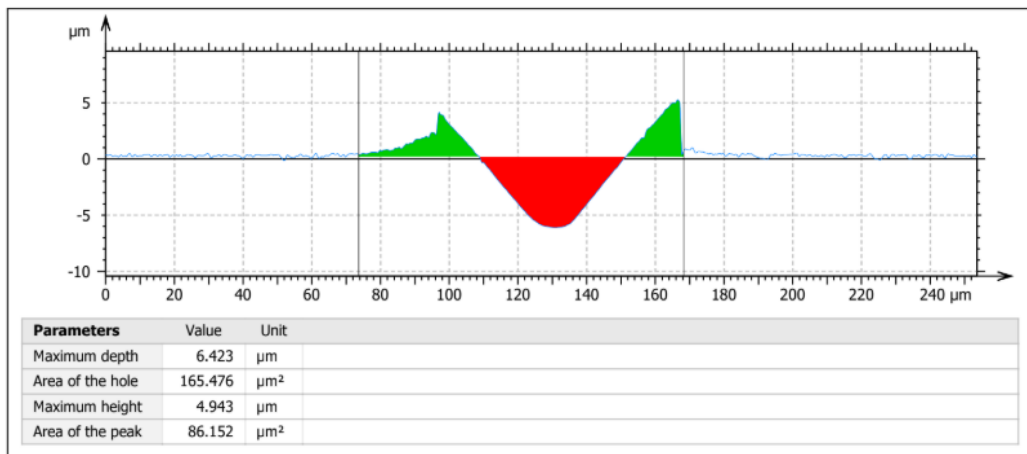


Figura 90. Relevamiento de surco N°1, muestra 3L1, 1,0 kg de carga.

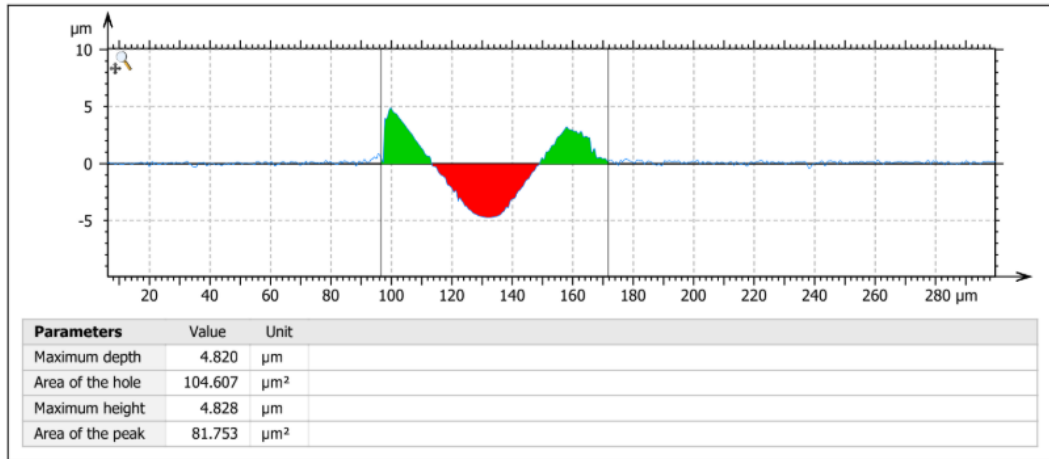


Figura 91. Relevamiento de surco N°2, muestra 3L1, 1,0 kg de carga.

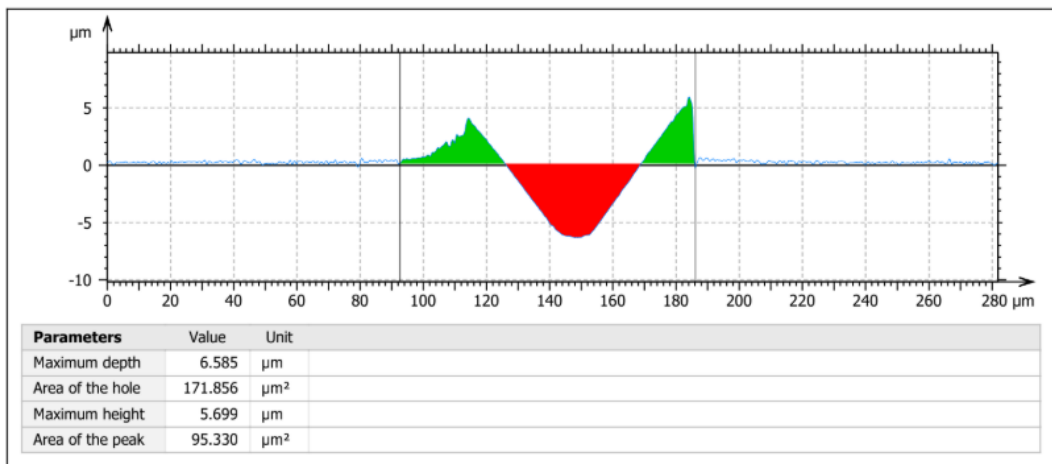


Figura 92. Relevamiento de surco N°3, muestra 3L1, 1,0 kg de carga.

Muestra 3L1 – 0,5 kg de carga

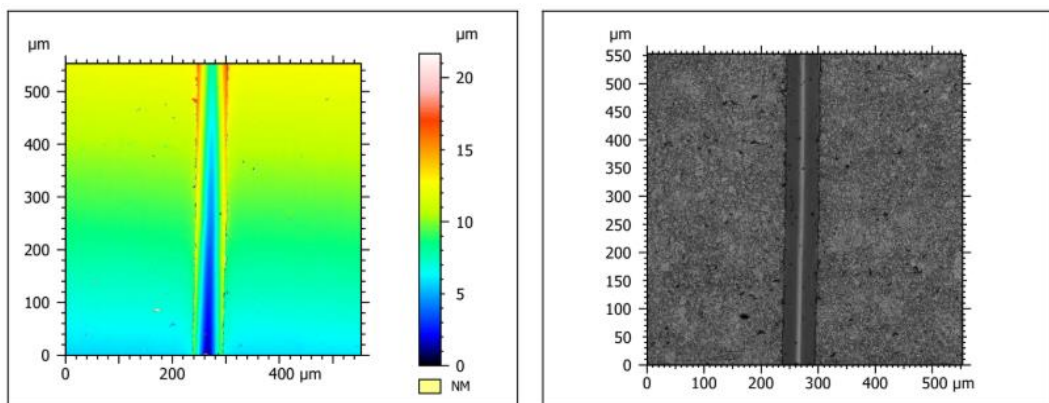


Figura 93. Relevamiento de surco, muestra 3L1, 0,5 kg de carga.

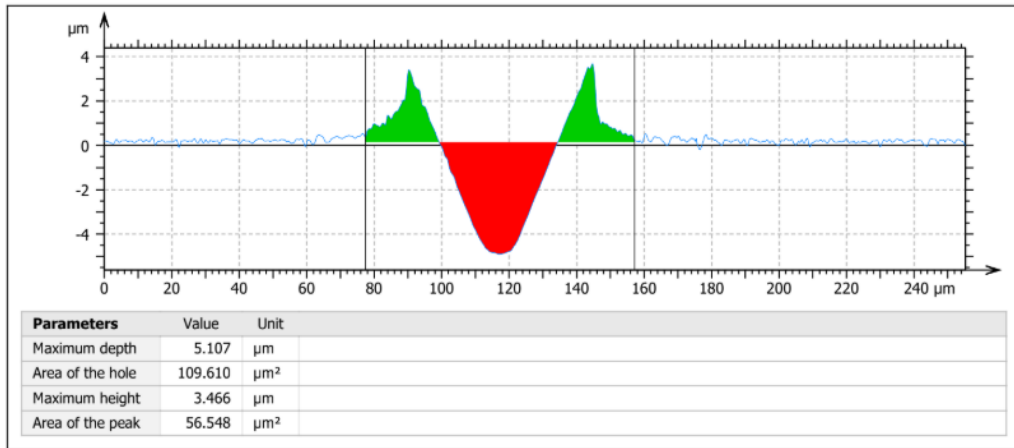


Figura 94. Relevamiento de surco N°1, muestra 3L1, 0,5 kg de carga.

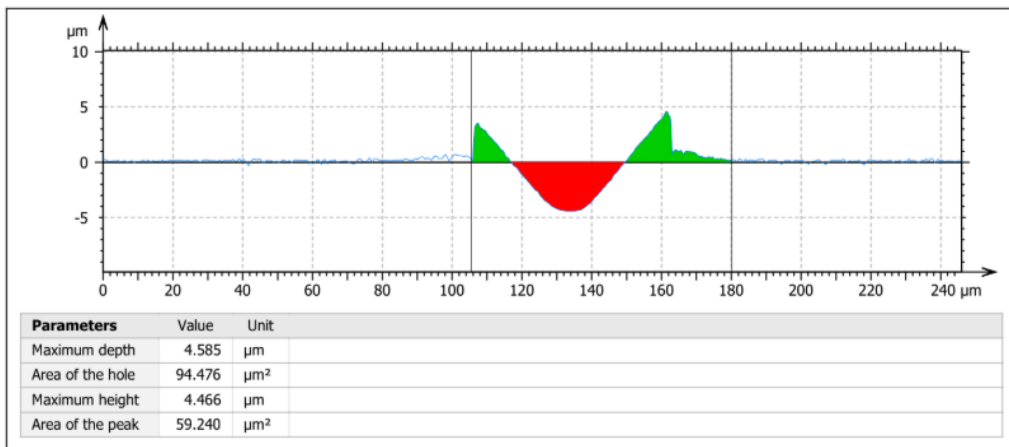


Figura 95. Relevamiento de surco N°2, muestra 3L1, 0,5 kg de carga.

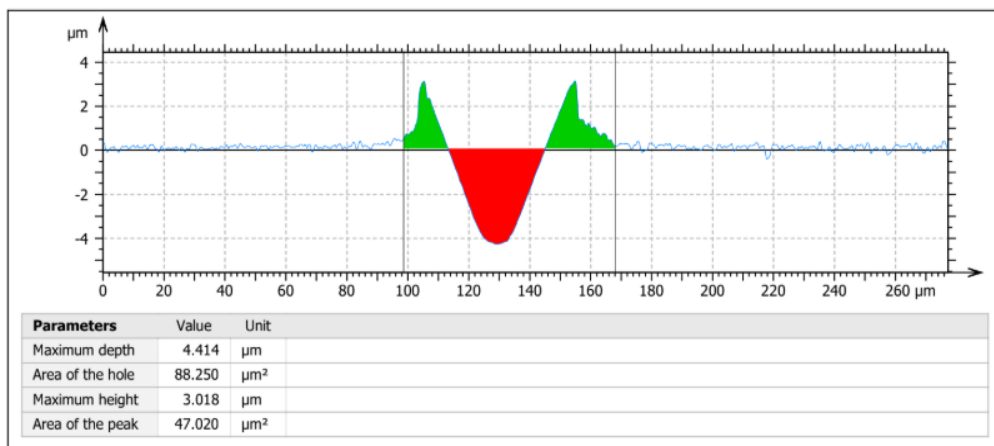


Figura 96. Relevamiento de surco N°3, muestra 3L1, 0,5 kg de carga.

Muestra 3L2 – 1 kg de carga

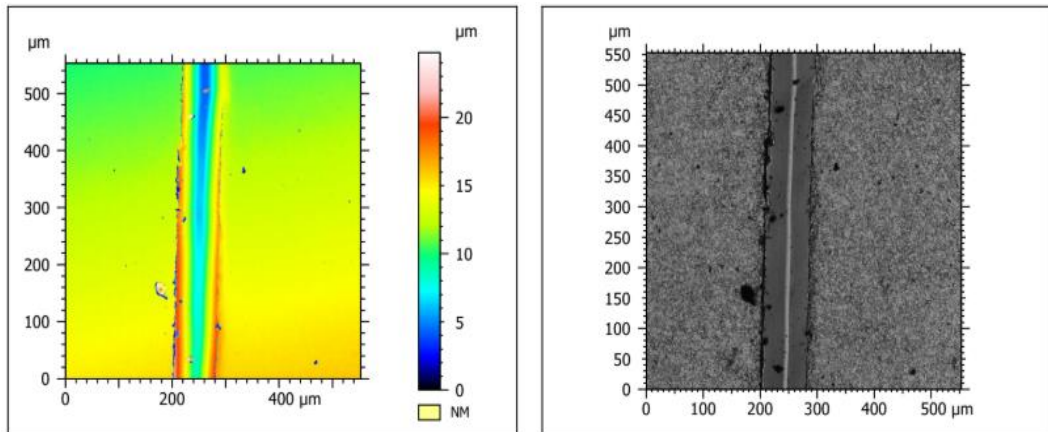


Figura 97. Relevamiento de surco, muestra 3L2, 1,0 kg de carga.

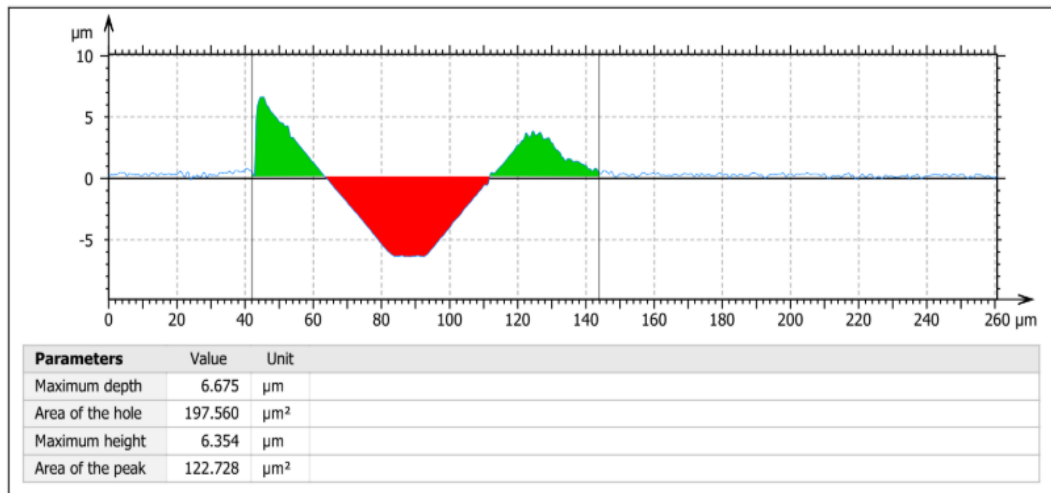


Figura 98. Relevamiento de surco N°1, muestra 3L2, 1,0 kg de carga.

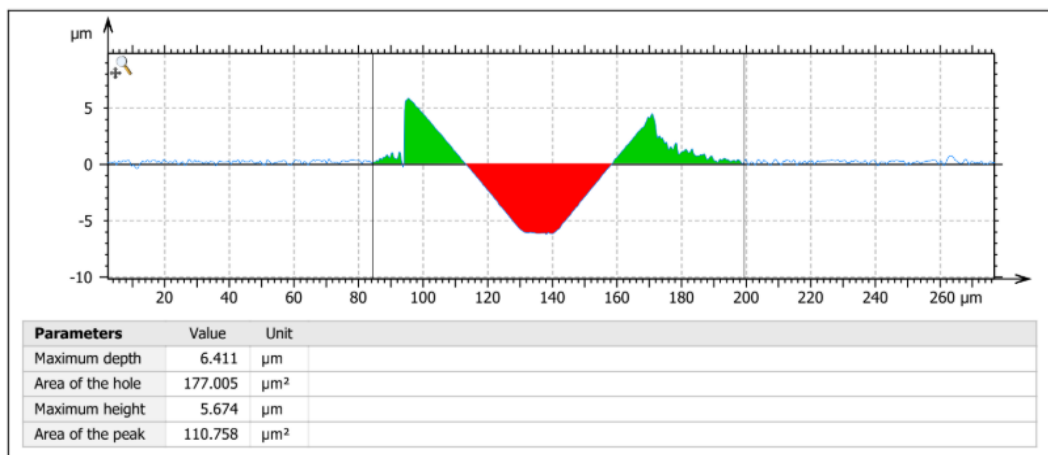


Figura 99. Relevamiento de surco N°2, muestra 3L2, 1,0 kg de carga.

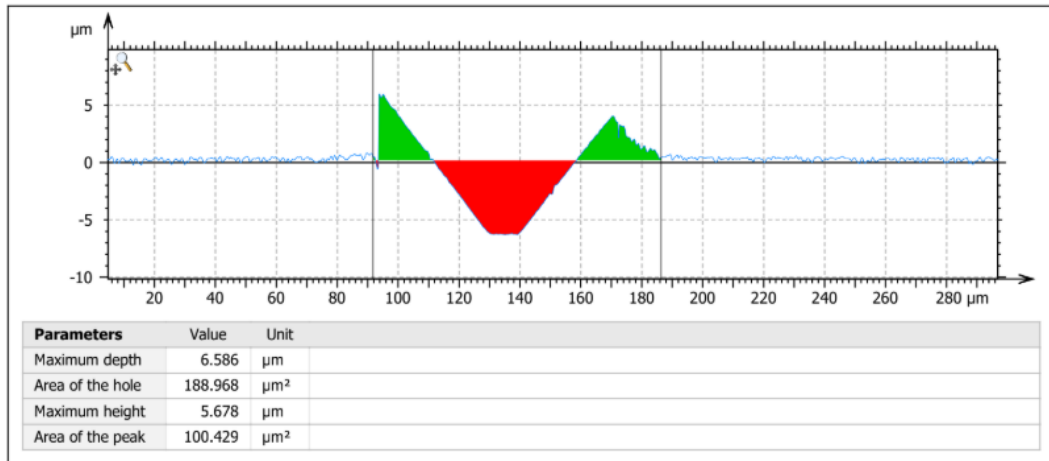


Figura 100. Relevamiento de surco N°3, muestra 3L2, 1,0 kg de carga.

Muestra 3L2 – 0,5 kg de carga

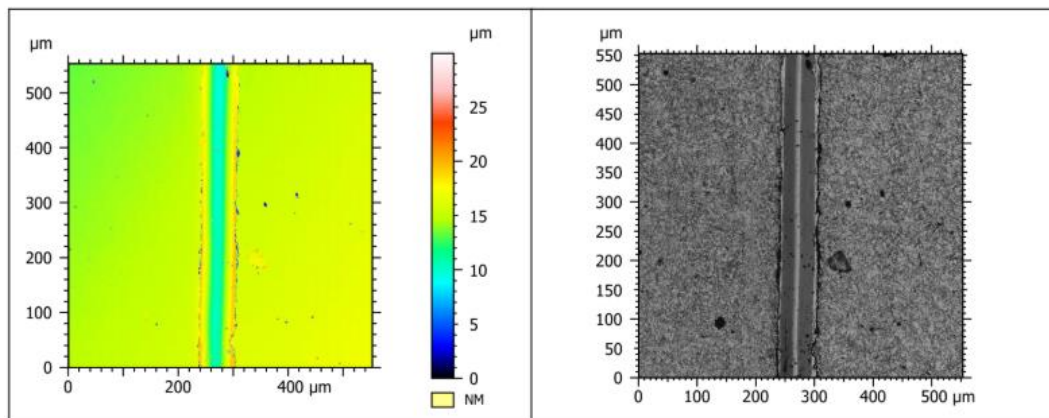


Figura 101. Relevamiento de surco, muestra 3L2, 0,5 kg de carga.

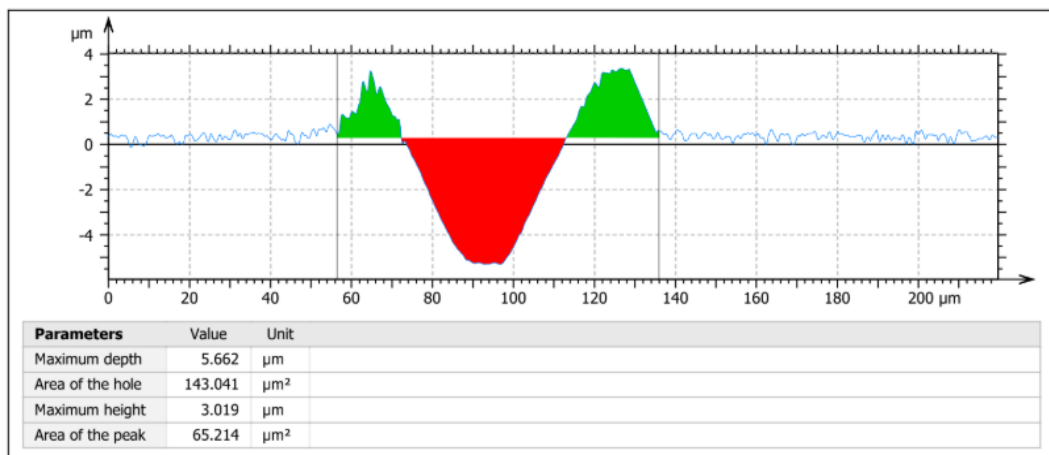


Figura 102. Relevamiento de surco N°1, muestra 3L2, 0,5 kg de carga.

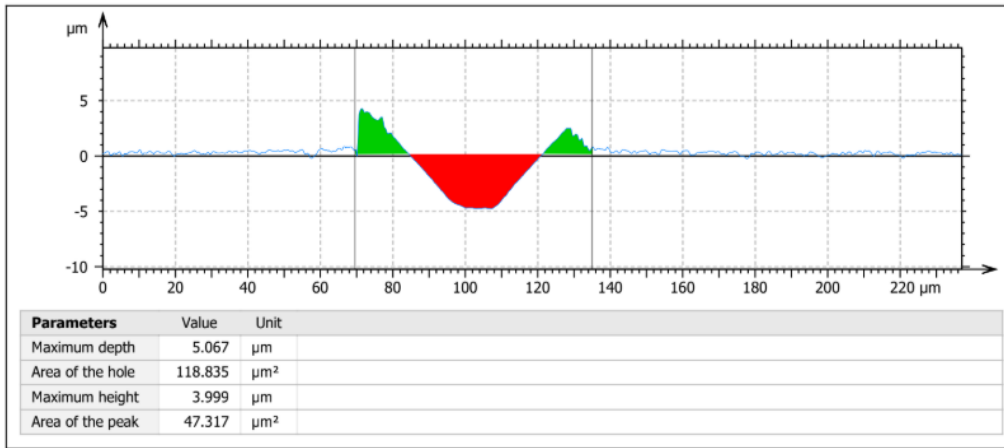


Figura 103. Relevamiento de surco N°2, muestra 3L2, 0,5 kg de carga.

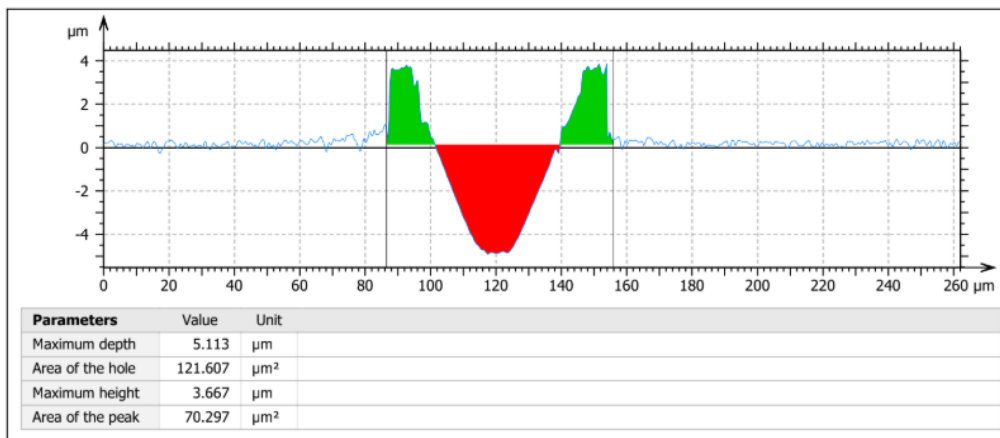


Figura 104. Relevamiento de surco N°3, muestra 3L2, 0,5 kg de carga.

Tabla 16. Resultados ensayo de rayado.

Muestra	Carga (kg)	$f_{ab 1}$	$f_{ab 2}$	$f_{ab 3}$	f_{ab} promedio
A	0,5	0,28	0,82	0,36	0,49
	1	0,1	0,06	0,08	0,08
B	0,5	0,35	0,35	0,38	0,36
	1	0,18	0,10	0,15	0,14
1	0,5	0,37	0,33	---	0,35
	1	0,12	0,14	0,11	0,12
2	0,5	0,63	0,44	0,8	0,62
	1	0,12	0,11	---	0,12
3L1	0,5	0,48	0,37	0,45	0,43
	1	0,48	0,22	0,45	0,38
3L2	0,5	0,54	0,60	0,42	0,52
	1	0,38	0,37	0,47	0,41

Según lo descrito en el Punto 4.2.3, los valores intermedios del factor de desgaste representan en mayor o menor medida una combinación de micro-surcado y micro-corte, con pérdida parcial del volumen del surco en forma de desgaste. Este último es el comportamiento observado en todas las muestras.

La cuantificación de los ensayos de rayado a través del f_{ab} , muestra que el grupo de los aceros A, B, 1 y 2 poseen un comportamiento parecido. Por un lado, en el rayado a 0,5 kg presentaron un f_{ab} entre 0,35 y 0,62, mientras que para 1,0 kg de carga el f_{ab} resultó similar y entre 0,08 y 0,14, mostrando mayor preponderancia de la deformación plástica sobre el corte.

En el grupo de los aceros 3L1 y 3L2, para 0,5 kg de carga resultó un f_{ab} entre 0,43 y 0,52, mientras que para 1 kg de carga dio un f_{ab} entre 0,38 y 0,41.

En todos los casos, el f_{ab} a 0,5 kg resultó superior al obtenido a 1,0 kg, sin embargo, la diferencia observada en los aceros A, B, 1 y 2 resultó mayor.

El grado de desgaste promedio de los aceros A, B, 1 y 2 para los dos niveles de carga estudiados resultó $f_{ab}=0,285$, mientras que en el caso de los aceros 3L1 y 3L2 el valor fue $f_{ab}=0,435$. Esto habla de una mayor capacidad de deformación de los primeros, hecho que está en línea con su menor dureza, del orden de 2 HRC y también con la mayor deformación a la rotura medida en el ensayo de tracción.

Se ha observado (Dommarco, 2017) que para un nivel de dureza similar, los materiales con valores f_{ab} bajos presentan un buen comportamiento en situaciones de abrasión severa (procesamiento de minerales), con huellas de desgaste con grandes surcos y buena plasticidad. Por el contrario, los aceros con f_{ab} alto se comportan mejor en la abrasión fina o de baja presión (rejas o discos de arado) donde la superficie aparece casi pulida.

7.1.2.5. Ensayo de desgaste por abrasión

La pérdida de masa en el ensayo de abrasión se evaluó sobre ambas superficies de cada muestra procediendo según lo mencionado en el punto 6.4.2.5. Los valores obtenidos se listan en la Tabla 17.

Tabla 17. Resultado ensayos de abrasión según norma ASTM G65.

Muestra	P ₀ (g)	P ₁ (g)	P ₂ (g)	ΔP ₁ (g)	ΔP ₂ (g)	ΔP _{Medio} (g)	Des Est. (g)
A	26,07	25,53	24,99	0,54	0,55	0,54	0,006
B	28,71	28,10	27,65	0,61	0,45	0,53	0,118
1	50,62	50,21	49,83	0,41	0,38	0,39	0,024
2	52,83	52,45	52,16	0,38	0,30	0,34	0,058
3L1	40,46	40,27	40,09	0,19	0,18	0,19	0,006
3L2	40,41	40,23	40,05	0,18	0,18	0,18	0,001
SAE 1010	56,36	55,52	54,79	0,84	0,73	0,78	0,077

En las Figuras 105 y 106, se muestran las huellas de desgaste obtenidas luego de los ensayos, observándose que sus tamaños son coincidentes con la pérdida de masa, es decir, a mayor tamaño de huella mayor pérdida de masa.

Entre los aceros que poseen composición química similar, del tipo AISI 630 o 17-4 PH, muestras A, B, 1 y 2, se obtuvieron valores para la pérdida de masa consistentes y del mismo orden. Por un lado, entre las muestras A ($\Delta P_m=0,54$ g) y B ($\Delta P_m=0,53$ g) y, por otro lado, lo mismo ocurrió con las muestras 1 ($\Delta P_m=0,39$ g) y 2 ($\Delta P_m=0,34$ g). No obstante, las muestras A y B (usadas) perdieron del orden de 0,1 g más que las 1 y 2 (nuevas).

También se observan resultados consistentes entre las muestras 3L1 y 3L2, que responden a otra composición química, con valores $\Delta P_m=0,19$ g y $\Delta P_m=0,18$ g, respectivamente. Estos valores resultan del orden de 0,2 g inferior a los observados en las muestras 1, 2, A y B, lo que en principio estaría relacionado con una dureza HRC dos puntos superior.

La experiencia indica que en el ensayo según norma ASTM G65, la resistencia a la abrasión mejora con el aumento de dureza (aunque existen excepciones), tal como se observó en estos ensayos, debido a que la dureza de 3L1 y 3L2 es 2 HRC superior a la de 1, 2, A y B. Esto resultó coincidente a lo concluido (Bressan et al., 2008), donde el acero inoxidable PH martensítico con mayor dureza, posee una mayor resistencia al desgaste por abrasión. Otros trabajos sobre fundición de hierro nodular mostraron tendencias similares, donde la estructura de mayor

dureza posee un fab superior en el ensayo de rayado, pero mayor resistencia al desgaste en el ensayo ASTM G65.

Por lo tanto, a partir de los presentes resultados y la bibliografía consultada, y dado el aspecto de las huellas de desgaste de las bandas, podría especularse que para la condición de servicio impuesta en el campo, las variantes de material con mayor dureza presentarían mayor resistencia al desgaste.

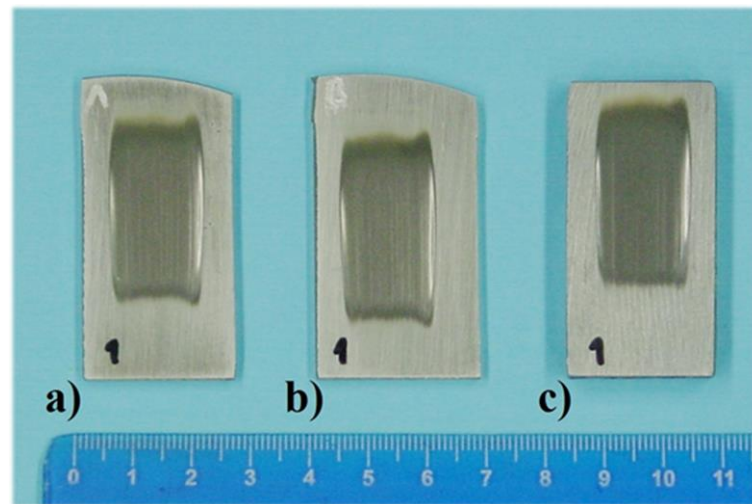


Figura 105. Material ensayado. a) Muestra A. b) Muestra B. c) Muestra SAE 1010

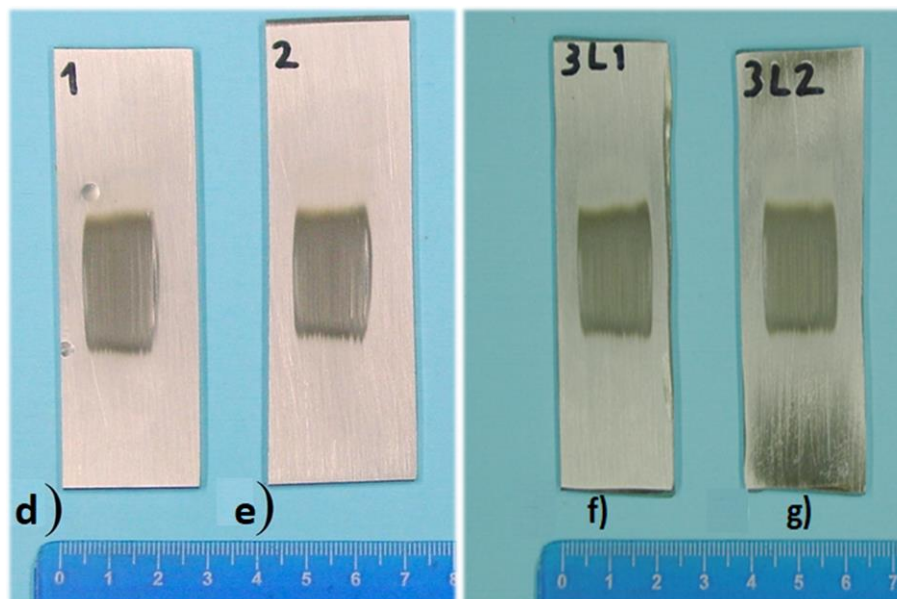


Figura 106. Huella de desgaste.

d) Muestra 1. e) Muestra 2. f) Muestra 3L1. g) Muestra 3L2.

8. Conclusiones

Es posible afirmar que el objetivo general del proyecto fue cumplido. A lo largo de los capítulos, se logró caracterizar las muestras de bandas para prensa continua, tanto a nivel microestructural como mecánico. Para ello fue necesario la búsqueda de información especializada, el análisis crítico y el uso de diversos instrumentos de medición, máquinas y herramientas computacionales.

Se estudiaron a nivel mecánico, metalúrgico y tribológico seis muestras de banda de acero inoxidable endurecible por precipitación utilizadas en una empresa para la producción de MDF, con el objetivo de establecer diferencias entre ellas e intentar comprender por qué hay bandas que no cumplen con la expectativa de vida en servicio, mientras otras sí lo hacen y, a través de ello, determinar cuáles son las características de banda con mejor comportamiento en servicio.

La caracterización química permite afirmar que las muestras A, B, 1 y 2 presentan una composición química similar y, por otro lado, lo mismo ocurre con las muestras 3L1 y 3L2. Las muestras A, B, 1 y 2, corresponden al modelo NICRO 62.5, mientras que las muestras 3L1 y 3L2 al NICRO 52.6, ambos producidos por la empresa Berndorf. Este análisis resulta de gran importancia no sólo para conocer los elementos que componen a las aleaciones estudiadas, sino también para inferir acerca del rol que cumple cada uno de ellos.

Los ensayos de difracción por rayos X permiten afirmar que las muestras no contienen austenita. A su vez, por los valores de 2θ en los que se hallan los picos de difracción obtenidos, se puede concluir que las muestras están formadas por ferrita y/o martensita.

El bajo contenido de carbono que poseen las muestras, es la causa por la cual no es posible cuantificar la ferrita y la martensita por separado, debido a que los picos de difracción correspondientes se encuentran solapados.

Se logró atacar las muestras con el reactivo Vilella, pudiendo observar la microestructura mediante microscopía óptica. Las microestructuras de 1 y 2 (muestras nuevas) no presentan diferencias tanto a 200X como a 500X. Para el caso de las muestras A y B (muestras usadas), si bien sus microestructuras resultan comparables a las de las muestras 1 y 2, la muestra A se caracteriza por tener un tamaño de aguja más fino, por lo contrario, la muestra B presenta el

mayor tamaño de aguja. En las muestras 3L1 y 3L2 se observan precipitados de titanio, de color cobrizo y geometría cuboidal, lo cual las diferencia de las cuatro muestras mencionadas anteriormente. Si bien las seis muestras presentan una matriz martensítica, en el caso de la muestra B es posible distinguir ferrita delta, con forma de lentejuela alargada. Sumado a esto, no se descarta la presencia de ferrita delta en el resto de las muestras.

Podría concluirse que las muestras presentan una microestructura comparable y no se evidencian signos de degradación estructural debido al tiempo en servicio a temperaturas entre 180 y 230 °C.

En cuanto a la dureza, se obtuvieron valores homogéneos en todas las variantes de acero estudiadas y, al mismo tiempo, los resultados son similares a las especificaciones del fabricante. Al igual que en el análisis microestructural, no se observan resultados que muestren degradación en servicio.

Se midió dureza mediante micro-indentación en las seis muestras. Los resultados no muestran un incremento significativo luego de la operación de rectificado. Por lo cual, no es posible afirmar la presencia de un proceso de endurecimiento por deformación, el cual explique la existencia de “bandas duras” y “bandas blandas”. Este estudio fue complementado con las mediciones en zona próxima a la de fractura de las probetas de ensayo de tracción. Nuevamente, los resultados no muestran incrementos significativos que justifiquen la existencia de un proceso de endurecimiento por deformación.

Los ensayos de tracción realizados permiten concluir que las muestras con titanio (3L1 y 3L2) se caracterizan por tener un mayor límite elástico y una mayor tensión de rotura que las dos muestras sin titanio (1 y B). Por otro lado, se observa un menor alargamiento a la rotura para la variante de material con titanio. Estos resultados obtenidos resultan coincidentes a los informados por el fabricante de las bandas.

Por la cantidad de material disponible, no resultó posible realizar el ensayo de tracción sobre las muestras A y 2. Por el mismo motivo, en las muestras analizadas, sólo se efectuaron dos ensayos por muestra y no tres, como recomienda la norma ASTM E8. Esto hubiese resultado fundamental al momento del análisis de resultados.

En el ensayo de rayado, no fue posible obtener resultados consistentes utilizando tanto el rugosímetro, como el Triboindenter debido a la presencia de un error de tipo sistemático, relacionado con la dimensión de los elementos de medición.

No obstante, se logró medir el factor de desgaste o f_{ab} utilizando un microscopio láser confocal. Los resultados muestran un grado de desgaste promedio de las muestras sin titanio, para los dos niveles de carga estudiados, de $f_{ab}=0,285$, mientras que en el caso de los aceros con titanio, de $f_{ab}=0,435$. Lo cual habla de una mayor capacidad de deformación de los primeros, consistente con su menor dureza y también con la mayor deformación a la rotura.

Los ensayos de abrasión bajo la norma ASTM G65 muestran semejanzas entre las muestras A, B, 1 y 2, a pesar que las primeras dos (usadas) perdieron del orden de 0,1 g más que las dos últimas (nuevas). Por otro lado, las muestras 3L1 y 3L2 mostraron una pérdida de masa 0,2 g menor que las cuatro muestras sin titanio lo cual, en principio, se debe a la diferencia de dureza.

Como trabajo a realizar a futuro, puede citarse:

- Obtención de mayor cantidad de material de las bandas analizadas y de bandas que no se han analizado en este trabajo.
- Estudio en planta de factores que pueden influir en la vida en servicio de las bandas como, por ejemplo, presión y temperatura en servicio, condiciones de lubricación, interacción de componentes, etc. Y a ello, sumar toda la información que pueda ser brindada por operarios a cargo de dicha máquina.

A partir de los resultados obtenidos, si bien se logró caracterizar las bandas de prensa continua, tanto a nivel microestructural como mecánico y tribológico, puede afirmarse que no hay diferencias entre ellas que justifiquen que la diferencia en la vida en servicio sea debido a características del material con el que están construidas las bandas.

9. Referencias

- ASM Handbook. (2005). Properties and Selections: Irons, Steels, and High Performance Alloys. Volume 1, 1303-1408.
- Bhaduri, A. K. y Venkadesan, S. (1989). Microstructure of the heat-affected zone in 17-4 PH stainless steel. *Materials technology*, 11, 509-513.
- Bhattacharya, D. K., Jayakumar T., Moorthy V., Vaidyanathan S. y Baldev Raj. (1993). Characterization of microstructures in 17-4-PH stainless steel by magnetic Barkhausen noise analysis. *NDT&E International*, 26 (3), 141-148.
- Boeri, R. (2016). "Temple y transformación martensítica". Apuntes de cátedra. Mar del Plata: UNMdP, Facultad de Ingeniería.
- Bressan, J. D., Sokolowski, A., Mesquita, R. y Barbosa, C. A. (2008). Influence of hardness on the wear resistance of 17-4 PH stainless steel evaluated by the pin-on-disc testing. *Journal of Materials Processing Technology*, 205 (1), 353-359.
- Capdevila, C., Caballero, F. G. y García de Andrés, C. (s.f). *Analysis of the Effect of Alloying Elements on the Martensite-start Temperature of the Steels*. Web. Consultado el 2 de junio de 2018. http://digital.csic.es/bitstream/10261/78301/4/53_MST_capdevila.pdf
- Características de los tableros o madera MDF*. (2017). Web. Consultado el 3 de marzo de 2018. <https://www.maderasantana.com/caracteristicas-tableros-madera-mdf/>
- Carrouge, D., Bhadeshia, H. K. y Woollin, P. (2004). Effect of δ -ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel heat affected zones. *Science and Technology of Welding and Joining*, 9 (5), 377-389. DOI: 10.1179/136217104225021823.
- Carter, C. S., Farwick, D. G., Ross, A. V. y Uchida J. M. (1970). Stress-corrosion properties of high-strength precipitation-hardening stainless steel in 3,5 aqueous sodium chloride solution.
- Catálogo de productos, Aalco*. (s.f). Web. Consultado el 12 de marzo de 2018. http://www.aalco.co.uk/datasheets/Stainless-Steel-155-PH_310.ashx
- Catálogo de productos, Berndorf*. (s.f). Web. Consultado el 2 de marzo de 2018. https://www.berndorfband-group.com/app/uploads/2017/10/Industria-de-la-madera_ES_web-2.pdf
- Cheruvathur, S., Lass, E. A. y Campbell, C. E. (2016). Additive Manufacturing of 17-4 PH Stainless Steel: Post-processing Heat Treatment to Achieve Uniform Reproducible Microstructure. *JOM*, 68 (3), 930-942.
- Cunat, P. J. *Alloying Elements in Stainless Steel and Other Chromium-Containing Alloys*. (2004). Web. Consultado el 25 de marzo de 2018. <https://www.bssa.org.uk/cms/File/Euro%20Inox%20Publications/Alloying%20Elements.pdf>
- Dalmau, A., Richard, C., Igual-Muñoz, A. (2018). Degradation mechanisms in martensitic stainless steels: Wear, corrosion and tribocorrosion appraisal. *Tribology International*. DOI: 10.1016/j.triboint.2018.01.036.
- De Oliveira Passos, D., Otubo, J. (2010). The influence of delta ferrite on forged austenitic stainless steel. *Ouro Preto*, 63 (1), 57-63.
- Degerbeck, J. y Wold, E. (1974). Some Aspects of the Influence of Manganese in Austenitic Stainless Steels. *Werkstoffe und Korrosion*, 25, 172-174.
- Dommarco, R. C. (2017). "Desgaste por abrasión". Apuntes de cátedra. Mar del Plata: UNMdP, Facultad de Ingeniería.
- Dommarco, R. C., Rivera, G. (2016). "Aceros inoxidables". Apuntes de cátedra. Mar del Plata: UNMdP, Facultad de Ingeniería.
- Effect of Chemical Elements in Steel*. (s.f). Web. Consultado el 10 de abril de 2018. <https://www.steeltank.com/Portals/0/Articles/Effect%20of%20Chemical%20Elements%20in%20Steel.pdf?ver=2009-05-31-010753-797>
- Evans, H. E., Hilton, D. A., Holm, R. A. y Webster, S. J. (1983). Influence of Silicon Additions on the Oxidation Resistance of a Stainless Steel. *Oxidation of Metals*, 19.

Francoa, L. A. y Sinatora, A. (2017). Material removal factor (fab): A critical assessment of its role in theoretical and practical approaches to abrasive wear of ductile materials. *Wear*, 382–383, 51–61. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2017.04.006>

Han, Y., Shi, J., Xu, L., Cao, W. Q. y Dong, H. (2012). Effects of Ti addition and reheating quenching on grain refinement and mechanical properties in low carbon medium manganese martensitic steel. *Materials and Design*, 34, 427-434. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.08.015

Harry Brearley. (2017). Web. Consultado el 3 de marzo de 2018. https://es.wikipedia.org/wiki/Harry_Brearley

Heat Treatment of 17-4 PH Stainless Steel. (s.f). Web. Consultado el 10 de abril de 2018. <https://bircelik.com/UserFiles/Catalogue/630%204542%20PH%2017-4%20KAL%C4%B0TE%20MALZEMELERDE%20ISIL%20%C4%B0%C5%9ELEM%20%20HEAT%20TREATMENT.pdf>

Historia del acero inoxidable. (s.f.). Web. Consultado el 3 de marzo de 2018. <http://valbruna.com.mx/historia-del-acero-inoxidable/>

Hombogen, E y Glenn, R. C. (1960). *Trans Metall Soc A/ME*, 218, 1064- 1070.

Hsiao, C. N., Chiou, C. S. y Yang J. R. (2002). Aging reactions in a 17-4 PH stainless steel. *Materials Chemistry and Physics*, 74, 134-142.

Karaminezhad, M., Sharafi, S. y Dalili, K. (2006). Effect of molybdenum on SCC of 17-4PH stainless steel under different aging conditions in chloride solutions. *J Mater Sci*, 41, 3329-3333. DOI: 10.1007/s10853-005-5416-8

Keil, G. D. y Spavento, E. M. *Industrias de tableros de fibra de madera*. (2009). Consultado 10 de marzo de 2018. http://aulavirtual.agro.unlp.edu.ar/pluginfile.php/2919/mod_resource/content/0/TABLEROS_DE_FIBRA_2009.pdf

Leal Alanis, S. A. (2011). *Caracterización de aceros inoxidables y estudio de su resistencia mecánica y conformabilidad*. (Tesis de Grado). Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, San Nicolás de los Garza.

Lo, K. H., Shek, C. H., Lai J. K. (2009). Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering*, 65, 39–104. DOI: doi:10.1016/j.mser.2009.03.001

Ma, X., Zhou, C., Wang, L., Liu, C., Subramanian, S. y Perez de Oliveira, M. (2013). Role of Nb in 13Cr supermartensitic stainless steel. *Ouro Preto*, 66 (2), 179-185.

Méndez, C. M. (2013). *Corrosión de aceros inoxidables martensíticos 13CrNiMo de bajo contenido de carbono de uso en las industrias de gas y petróleo*. (Tesis doctoral). Universidad Nacional de La Plata, Facultad de Ingeniería, La Plata.

Mirzadeh, H. y Najafzadeh, A. (2009). Aging kinetics of 17-4 PH stainless steel. *Materials Chemistry and Physics*, 116, 119-124. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2009.02.049

Murayama, M., Katayama, Y. y Hono, K. (1999). Microstructural Evolution in a 17-4 PH Stainless Steel after Aging at 400 °C. *Metallurgical and materials transactions*, 30 A, 345-353.

Murthy, A. S. (2012). *Role of alloy additions on strengthening in 17-4 P stainless steel*. Web. Consultado el 12 de abril de 2018. http://scholarsmine.mst.edu/doctoral_dissertations/2253

Smith, W. F. (1993). Structure and Properties of Engineering Alloys. 323-330. Stainless Steel Hardened by Precipitation Hardening. *American Journal of Materials Science*, 6 (4A), 6-14. DOI: 10.5923/c.materials.201601.02

Steel belt. (s.f). Web. Consultado el 3 de marzo de 2018. <http://www.berndorf.co.kr/2015/pro1.html>

Tablero de fibra de densidad media. (s.f). Web. Consultado el 3 de marzo de 2018. https://es.wikipedia.org/wiki/Tablero_de_fibra_de_densidad_media

Tableros de fibras. (s.f). Web. Consultado el 3 de marzo de 2018. http://www.clustermadeira.com/pdf/6_tableros_fibras.pdf

Viswanathan, U. K., Banerjee, S. y Krishnan, R. (1988). Effects of Aging on the Microstructure of 17-4 PH Stainless Steel. *Materials Science and Engineering, A104*, 181-189.

Wang, J., Zou, H., Li, C., Peng, Y., Qiu, S. y Shen, B. (2006). The microstructure evolution of type 17-4PH stainless steel during long-term aging at 350 °C. *Nuclear Engineering and Design, 236*, 2531–2536. DOI: 10.1016/j.nucengdes.2006.03.017

Wang, P., Lu, S. P., Xiao, N. M., Li, D. Z. y Li, Y. Y. (2010). Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr–4Ni martensitic stainless steel. *Materials Science and Engineering, A 527*, 3210–3216. DOI: 10.1016/j.msea.2010.01.085

Wilde, B. E. (1987). The Influence of Silicon on the Stress Corrosion Cracking Resistance of 18Cr-8Ni-Base Stainless Steels. *Corrosion – Nace, 43* (10), 610-613.

Yeli, G., Auger, M. A., Wilford, K., Smith, G. D., Bagot, P. A. y Moody, M. P. (2017). Sequential nucleation of phases in a 17-4PH steel: Microstructural characterisation and mechanical properties. *Acta Materialia, 125*, 38-49.
DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2016.11.052>

Yoo W. D., Leeb, J. H., Younc, K. T. y Rhyimd, Y. M. (2006). Study on the Microstructure and Mechanical Properties of 17-4 PH Stainless Steel depending on Heat Treatment and Aging Time. *Solid State Phenomena, 118*, 15-20.
DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.118.15

10. Anexos

Anexo 1

Tipo	Designación UNS	Composición (%)							
		C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Otros
Aceros inoxidables austeníticos									
201	S20100	0,15	5,5-7,5	1	16-18	3,5-5,5	0,06	0,03	0,25 N
202	S20200	0,15	7,5-10	1	17-19	4-6	0,06	0,03	0,25 N
205	S20500	0,12-0,25	14-15,5	1	16,5-18	1-1,75	0,06	0,03	0,32-0,4 N
301	S30100	0,15	2	1	16-18	6-8	0,045	0,03	-
302	S30200	0,15	2	1	17-19	8-10	0,045	0,03	-
302B	S30215	0,15	2	2-3	17-19	8-10	0,045	0,03	-
303	S30300	0,15	2	1	17-19	8-10	0,2	0,15	0,6 Mo (a)
303Se	S30323	0,15	2	1	17-19	8-10	0,2	0,06	0,15 Se
304	S30400	0,08	2	1	18-20	8-10,5	0,045	0,03	-
304H	S30409	0,04-0,1	2	1	18-20	8-10,5	0,045	0,03	-
304L	S30403	0,03	2	1	18-20	8-12	0,045	0,03	-
304LN	S30453	0,03	2	1	18-20	8-12	0,045	0,03	0,1-0,16 N
302Cu	S30430	0,08	2	1	17-19	8-10	0,045	0,03	3-4 Cu
304N	S30451	0,08	2	1	18-20	8-10,5	0,045	0,03	0,1-0,16 N
305	S30500	0,12	2	1	17-19	10,5-13	0,045	0,03	-
308	S30800	0,08	2	1	19-21	10-12	0,045	0,03	-
309	S30900	0,2	2	1	22-24	12-15	0,045	0,03	-
309S	S30908	0,08	2	1	22-24	12-15	0,045	0,03	-
310	S31000	0,25	2	1,5	24-26	19-22	0,045	0,03	-
310S	S31008	0,08	2	1,5	24-26	19-22	0,045	0,03	-
314	S31400	0,25	2	1,5-3	23-26	19-22	0,045	0,03	-
316	S31600	0,08	2	1	16-18	10-14	0,045	0,03	2-3 Mo
316F	S31620	0,08	2	1	16-18	10-14	0,2	0,1	1,75-2,5 Mo
316H	S31609	0,04-0,1	2	1	16-18	10-14	0,045	0,03	2-3 Mo
316L	S31603	0,03	2	1	16-18	10-14	0,045	0,03	2-3 Mo
316LN	S31653	0,03	2	1	16-18	10-14	0,045	0,03	2-3 Mo ; 0,1-0,16 N
316N	S31651	0,08	2	1	16-18	10-14	0,045	0,03	2-3 Mo ; 0,1-0,16 N
317	S31700	0,08	2	1	18-20	11-15	0,045	0,03	3-4 Mo
317L	S31703	0,03	2	1	18-20	11-15	0,045	0,03	3-4 Mo
321	S32100	0,08	2	1	17-19	9-12	0,045	0,03	5 x %C Ti
321H	S32109	0,04-0,1	2	1	17-19	9-12	0,045	0,03	5 x %C Ti
330	N08330	0,08	2	0,75-1,5	17-20	34-37	0,04	0,03	-
347	S34700	0,08	2	1	17-19	9-13	0,045	0,03	10 x %C Nb
347H	S34709	0,04-0,1	2	1	17-19	9-13	0,045	0,03	8 x %C Nb
348	S34800	0,08	2	1	17-19	9-13	0,045	0,03	0,2 Co ; 10 x %C Nb ; 0,1 Ta
348H	S34809	0,04-0,1	2	1	17-19	9-13	0,045	0,03	0,2 Co ; 8 x %C Nb ; 0,1 Ta
384	S34800	0,08	2	1	15-17	17-19	0,045	0,03	-
Aceros inoxidables ferríticos									
405	S40500	0,08	1	1	11,5-14,5	-	0,04	0,03	0,1-0,3 Al
409	S40900	0,08	1	1	10,5-11,75	0,5	0,045	0,045	6 x %C Ti
429	S42900	0,12	1	1	14-16	-	0,04	0,03	-

430	S43000	0,12	1	1	16-18	-	0,04	0,03	-
430F	S43020	0,12	1,25	1	16-18	-	0,06	0,15	0,6 Mo (a)
430FSe	S43023	0,12	1,25	1	16-18	-	0,06	0,06	0,15 Se
434	S43400	0,12	1	1	16-18	-	0,04	0,03	0,75-1,25 Mo
436	S43600	0,12	1	1	16-18	-	0,04	0,03	0,75-1,25 Mo ; 5 %C Nb
439	S43035	0,07	1	1	17-19	0,5	0,04	0,03	0,15 Al ; 12 %C Ti
442	S44200	0,2	1	1	18-23	-	0,04	0,03	-
444	S44400	0,025	1	1	17,5-19,5	1	0,04	0,03	1,75-2,5 Mo ; 0,025 N ; 4 (%C + %N) (Ti + Nb)
446	S44600	0,2	1,5	1	23-27	-	0,04	0,03	0,25 N
Aceros inoxidables dúplex									
329	S32900	0,2	1	0,75	23-28	2,5-5	0,04	0,03	1-2 Mo
Aceros inoxidables martensíticos									
403	S40300	0,15	1	0,5	11,5-13	-	0,04	0,03	-
410	S41000	0,15	1	1	11,5-13,5	-	0,04	0,03	-
414	S41400	0,15	1	1	11,5-13,5	1,25-2,5	0,04	0,03	-
416	S41600	0,15	1,25	1	12-14	-	0,06	0,15	0,6 Mo (a)
416Se	S41623	0,15	1,25	1	12-14	-	0,06	0,06	0,15 Se
420	S42000	0,15	1	1	12-14	-	0,04	0,03	-
420F	S42020	0,15	1,25	1	12-14	-	0,06	0,15	0,6 Mo (a)
422	S42200	0,2-0,25	1	0,75	11,5-13,5	0,5-1	0,04	0,03	0,75-1,25 Mo ; 0,75-1,25 W ; 0,15-0,3 V
431	S43100	0,2	1	1	15-17	1,25-2,5	0,04	0,03	-
440A	S44002	0,6-0,75	1	1	16-18	-	0,04	0,03	0,75 Mo
440B	S44003	0,75-0,95	1	1	16-18	-	0,04	0,03	0,75 Mo
440C	S44004	0,95-1,2	1	1	16-18	-	0,04	0,03	0,75 Mo
Aceros inoxidables endurecibles por precipitación									
PH 13-8 Mo	S13800	0,05	0,2	0,1	12,25-13,25	7,5-8,5	0,01	0,008	2-2,5 Mo ; 0,9-1,35 Al ; 0,01 N
15-5 PH	S15500	0,07	1	1	14-15,5	3,5-5,5	0,04	0,03	2,5-4,5 Cu ; 0,15-0,45 Nb
17-4 PH	S17400	0,07	1	1	15,5-17,5	3-5	0,04	0,03	3-5 Cu ; 0,15-0,45 Nb
17-7 PH	S17700	0,09	1	1	16-18	6,5-7,75	0,04	0,04	0,75-1,5 Al

(a) Opcional.

Anexo 2

	Investigador/es	Año	Expresión Ms
1	Payson y Savage	1944	$M_s (^{\circ}F) = 930-570C-60Mn-50Cr-30Ni-20Si-20Mo-20W$
2	Carapella	1944	$M_s (^{\circ}F) = 925.(1-0,62C)(1-0,092Mn)(1-0,033Si)(1-0,045Ni)(1-0,07Cr)(1-0,029Mo)(1-0,018W)(1+0,12Co)$
3	Rowland y Lyle	1946	$M_s (^{\circ}F) = 930-600C-60Mn-50Cr-30Ni-20Si-20Mo-20W$
4	Grange y Stewart	1946	$M_s (^{\circ}F) = 1000-650C-70Mn-70Cr-35Ni-50Mo$
5	Nehrenberg	1946	$M_s (^{\circ}F) = 930-540C-60Mn-40Cr-30Ni-20Si-20Mo$
6	Steven y Haynes	1956	$M_s (^{\circ}C) = 561-474C-33Mn-17Cr-17Ni-21Mo$
7	Andrews (lineal)	1965	$M_s (^{\circ}C) = 539-423C-30,4Mn-12,1Cr-17,7Ni-7,5Mo$
8	Andrews (producto)	1965	$M_s (^{\circ}C) = 512-453C-16,9Ni+15Cr-9,5Mo+217C^2-71,5(C.Mn)-67,6(C.Cr)$
9	Alojz Kajinic	2008	$M_s (^{\circ}F) = 2160 - 66Cr - 102Ni - 2620 \cdot (C+N)$