

A decorative border with intricate floral and scrollwork patterns in a light gray color, framing the central text.

**Estudio de la maquinabilidad
de diferentes fundiciones
nodulares en operaciones de
rectificado y taladrado**

Ing. Emilia Furno

**Tesis presentada para optar por el grado académico de:
Doctora en Ingeniería, Orientación Mecánica**

Director:
Dr. Daniel Sosa

Co-director:
Dr. José García

**Universidad Nacional de Mar del Plata
Facultad de Ingeniería**

2023



RINFI es desarrollado por 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/).

A decorative border with intricate floral and scrollwork patterns in a light gray color, framing the central text.

**Estudio de la maquinabilidad
de diferentes fundiciones
nodulares en operaciones de
rectificado y taladrado**

Ing. Emilia Furno

**Tesis presentada para optar por el grado académico de:
Doctora en Ingeniería, Orientación Mecánica**

Director:
Dr. Daniel Sosa

Co-director:
Dr. José García

**Universidad Nacional de Mar del Plata
Facultad de Ingeniería**

2023

Agradecimientos

A mi director Daniel, por su paciencia infinita, su confianza en mí, sus enseñanzas y su guía a lo largo de estos años de trabajo.

A mi co-director Dr. José García (AB Sandvik Coromant); a los integrantes de División Metalurgia (INTEMA) y Área Tecnología (FI-UNMdP); a mi comisión de seguimiento el Dr. Diego Colombo, el Dr. Adrián Cisilino y el Dr. Ricardo Dommarco; a la Dra. Ingrith Cuellar (PolNano-INTEMA); al Dr. Pablo Botta (Cerámicos-INTEMA) y Lic. Vanesa Fuchs (Laboratorio de Rayos X-INTEMA); al Ing. Guillermo Murcia (LEyDE-FI UNMdP) y al Dr. Flavio Soldera (Universität des Saarlandes) por su colaboración en las distintas etapas de este proyecto.

A la Universidad Nacional de Mar del Plata por el apoyo financiero otorgado.

A mis padres Gloria y Nestor por su apoyo incondicional en todo momento.

A Ramiro por ser mi compañero y mi par en esta aventura.

Esquema de contenidos

- **Resumen**
- **Capítulo I: Introducción**
 - Fundiciones de hierro
 - Fundiciones de hierro con grafito
 - Fundiciones de hierro con grafito esferoidal (DI)
 - Fundiciones nodulares austemperadas (ADI)
 - Fundiciones nodulares austemperadas intercríticas (IADI)
 - Procesos de Mecanizado
 - Proceso de mecanizado abrasivo: Rectificado
 - Espesor de viruta equivalente
 - Proceso de deformación
 - Aplicación de sistema MQL
 - Proceso de mecanizado convencional: Taladrado
 - Geometría de una broca
 - Maquinabilidad
 - Herramienta: Vida de herramienta
 - Material: Integridad Superficial
 - Integridad superficial en procesos de mecanizado
 - Proceso: Consumo de potencia y medición de fuerzas
- **Capítulo II: Objetivos**
 - Objetivo General
 - Objetivos Particulares
- **Capítulo III: Metodología Experimental**
 - Materiales y Muestras
 - Obtención del material
 - Determinación de la composición química
 - Fraccionamiento del material
 - Determinación del conteo nodular
 - Adecuación de la microestructura
 - Caracterización metalográfica
 - Ensayos de Mecanizado
 - Ensayos de rectificado

-
- Caracterización de lubricantes empleados en rectificado con sistema MQL
 - Ensayos de taladrado
 - Caracterizaciones
 - Alteraciones en la microestructura
 - Distorsión
 - Difracción de rayos X (DRX)
 - Identificación y cuantificación de fases
 - Tensiones residuales (RS)
 - Ancho de pico a media altura (FWHM)
 - Alteraciones en la dureza
 - Medición de nanodureza
 - Medición de microdureza
 - Perfil de microdureza
 - Medición de potencia, fuerzas y cálculo de energía específica de corte
 - Ensayos de rectificado
 - Ensayos de taladrado
 - Determinación de la deformación plástica
 - Medición de desgaste y determinación de vida de herramienta
 - **Capítulo IV: Resultados y Discusión**
 - Parte I: Rectificabilidad de fundiciones de hierro con grafito esferoidal (DI) con diferentes microestructuras
 - Topografía superficial
 - Alteraciones microestructurales
 - Alteraciones en la dureza
 - Análisis por difracción de rayos X (DRX)
 - Conclusiones Parte I
 - Principales Publicaciones Parte I
 - Parte II: Análisis experimental de la influencia de los parámetros de corte en rectificado y las características microestructurales, sobre el acabado superficial de ADI (Austempered Ductile Iron) e IADI (Intercritical Austempered Ductile Iron)
 - Energía específica de corte
 - Topografía superficial
 - Alteraciones en la dureza

- Análisis metalográfico
- Cuantificación de la deformación plástica
- Distorsiones
- Conclusiones Parte II
- Principales Publicaciones Parte II
- Parte III: Análisis de la aplicabilidad de Minimum Quantity Lubrication (MQL) en rectificado de dos grados de fundiciones de hierro con grafito esférico austemperadas (ADI) con diferentes condiciones de corte, diferentes lubricantes y diferentes caudales. Determinación de la influencia de los parámetros de corte en la topografía superficial cuando se aplica el sistema MQL en rectificado de ADI
 - Caracterización de la mojabilidad del lubricante A y del lubricante B
 - Ensayos de rectificado
 - Topografía superficial
 - Alteraciones en la dureza
 - Conclusiones Parte III
 - Principales Publicaciones Parte III
- Parte IV: Evaluación de la maquinabilidad de fundiciones de hierro con grafito esférico austemperadas y austemperadas intercríticas (ADI e IADI) en procesos de taladrado con diferentes condiciones de corte y diferentes geometrías de herramienta
 - Puesta a punto de ensayo de maquinabilidad en operaciones de taladrado
 - Análisis de la maquinabilidad en ADI e IADI
 - Conclusiones Parte IV
 - Principales Publicaciones Parte IV
- **Capítulo V: Conclusiones**
- **Referencias**
- **Separatas**

Resumen

Las fundiciones de hierro con grafito esferoidal (DI) son un grupo de aleaciones ternarias Fe-C-Si cuya microestructura consiste en nódulos de grafito embebidos en una matriz metálica. Si bien no son de reciente aparición, han presentado grandes desarrollos y avances en las últimas décadas. Estos avances han permitido que sean empleadas en diversas áreas gracias a su bajo costo, amplia gama de propiedades mecánicas y por poder obtenerse con la forma y las dimensiones cercanas a las finales. Sin embargo, no siempre resultan ser directamente aplicables en su condición colada. Frecuentemente es necesario alcanzar ciertos requerimientos de tolerancias dimensionales, de forma y/o de acabado superficial, volviéndose inevitable la aplicación de al menos un proceso de mecanizado.

Entre las DI, están presentes las fundiciones nodulares austemperadas (ADI), las cuales se destacan del resto debido a las propiedades ventajosas que le confiere su microestructura. La misma consiste de nódulos de grafito embebidos en una matriz ausferrítica que permite obtener propiedades mecánicas superiores a las de una DI convencional.

Dado que hay ciertas aplicaciones que requieren que el material presente alta tenacidad y buena maquinabilidad, se ha desarrollado una nueva variante (IADI) que contiene ferrita libre dispersa en la matriz metálica ausferrítica.

Al momento de mecanizar una pieza que debe ser tratada térmicamente, lo usual es realizar una operación de desbaste cuando el material presenta dureza relativamente baja, es decir previo al tratamiento térmico y otra de acabado cuando el material ya adquirió las propiedades mecánicas deseadas. Esta última operación, si bien suele ser dificultosa, es necesaria para poder eliminar las deformaciones producidas en la superficie del material sometido al tratamiento térmico o para alcanzar las especificaciones dimensionales y de acabado. Aún cuando en materiales como la ADI es posible predecir las deformaciones y cambios de volumen que se producen durante el tratamiento térmico, en muchos casos no es posible eliminar la etapa de mecanizado final.

Existen diferentes tipos de mecanizados que tienen como objetivo general la generación de superficies. No obstante, cada uno de ellos presenta características particulares que lo hacen la opción más adecuada en la fabricación de ciertos componentes. En estos procesos es importante conocer y entender el comportamiento del material frente al mecanizado (maquinabilidad) para poder obtener los resultados deseados y a su vez optimizar las etapas de producción. En el caso de la IADI, la información disponible es muy escasa debido a su reciente desarrollo.

En este trabajo se estudia la maquinabilidad de DI con diferentes microestructuras, empleando diferentes condiciones operativas en dos procesos de mecanizado: rectificado plano tangencial y taladrado. El estudio se lleva a cabo abordando la maquinabilidad con tres enfoques diferentes: alteraciones producidas en el material (acabado e integridad superficial), comportamiento de la herramienta (vida útil y evolución de desgaste) y requerimientos del proceso sobre la máquina (consumo de potencia y fuerzas involucradas).

Se analizan diferentes aspectos de la integridad superficial obtenida durante un proceso de rectificado y se compara la rectificabilidad de DI con diferentes microestructuras. Se analiza experimentalmente la influencia de los parámetros de corte en rectificado y las características microestructurales, sobre el acabado superficial de ADI e IADI. Se determina la influencia de los parámetros de corte en la topografía superficial cuando se aplica el sistema MQL (Minimum Quantity Lubrication) para rectificado de ADI. Finalmente, se propone y se pone a punto una metodología de ensayo que evalúa la maquinabilidad de ADI e IADI en procesos de taladrado con diferentes condiciones de corte y diferentes geometrías de herramienta.

Los resultados mostraron que todas las superficies presentan una buena terminación superficial luego de ser rectificadas bajo las condiciones seleccionadas. Para diferentes requerimientos de acabado e integridad superficial, sería posible seleccionar las condiciones de corte más adecuadas. Además, se logró establecer una relación entre la distorsión producida en piezas de pared delgada y el perfil de tensión residual introducido durante el rectificado.

Se pudo determinar que la aplicación del sistema MQL en el rectificado de ADI es posible, generando buenos resultados, y pudiendo aprovechar las ventajas que éste posee respecto del sistema inundado.

Se logró poner a punto una metodología de ensayo para analizar la maquinabilidad de ADI e IADI en operaciones de taladrado. Se estableció que uno de los parámetros más influyentes en la vida de la herramienta es su geometría. Se observó que el mecanismo de falla en las herramientas al mecanizar ADI e IADI resultó ser diferente, siendo desgaste del flanco en el primer caso y astillamiento o deformación plástica en el segundo.

Capítulo I: Introducción

Las fundiciones de hierro son un grupo de aleaciones hierro-carbono que, si bien no son de reciente aparición, han presentado grandes desarrollos y avances en las últimas décadas. Esto ha permitido producir componentes de formas complejas y con dimensiones y formas cercanas a las finales. Sin embargo, no siempre resultan ser directamente aplicables en su condición colada. Frecuentemente es necesario alcanzar ciertos requerimientos de tolerancias dimensionales, de forma y/o de acabado superficial, volviéndose inevitable la aplicación de al menos un proceso de acabado. Para estos casos, existen diferentes tipos de mecanizado que tienen como objetivo general la generación de superficies. No obstante, cada uno de ellos presenta características particulares que lo hacen la opción más adecuada en la fabricación de ciertos componentes. En estos procesos es importante conocer y entender el comportamiento del material frente al mecanizado (maquinabilidad) para poder obtener los resultados deseados y a su vez optimizar las etapas de producción. En el presente trabajo se estudiará la maquinabilidad de fundiciones nodulares en dos operaciones diferentes: el rectificado plano tangencial y el taladrado. El estudio se llevará a cabo mediante el análisis de la maquinabilidad con tres enfoques diferentes: la herramienta (vida de herramienta y evolución de desgaste), el material (acabado e integridad superficial) y requerimientos del proceso sobre la máquina (consumo de potencia y fuerzas involucradas).

En este primer capítulo se desarrollarán los conocimientos que son necesarios para la definición de la problemática planteada en este trabajo, la definición de los objetivos propuestos y el análisis de los resultados obtenidos.

FUNDICIONES DE HIERRO

Los componentes de fundición de diferentes aleaciones metálicas representan un gran porcentaje de los existentes en la industria manufacturera. Como ejemplo, puede mencionarse que este tipo de componentes constituyen la sexta parte del total del peso de un auto de combustión interna, lo cual representa aproximadamente un peso de 300 kg por vehículo [1]. En el año 2018, el 80% de un total de 112 millones de toneladas de fundición producidas a nivel mundial resultaron ser fundiciones de hierro [2]. Esto puede explicarse con el hecho de que la fundición de hierro posee características que la hacen una interesante elección a la hora de diseñar y fabricar un componente mecánico [3]:

-
- El costo de las piezas y su fabricación es inferior al de los aceros.
 - La maquinabilidad es mejor que la de los aceros aleados.
 - Pueden obtenerse fácilmente piezas relativamente grandes o pequeñas y complejas, apareciendo en ellas menor cantidad de poros que las piezas de acero fundido.
 - Poseen elevada resistencia a la compresión y a la tracción, buena resistencia al desgaste y absorben muy bien las vibraciones a las cuales están sometidas en servicio.
 - La temperatura de fusión es baja, por lo que puede sobrepasarse para conseguir buena fluidez, facilitando la fabricación de piezas delgadas. A su vez, al solidificar presentan menor contracción que los aceros.

Las fundiciones de hierro son aleaciones de hierro y carbono, al igual que los aceros. La principal diferencia entre ambos es el contenido de carbono presente en sus microestructuras. Mientras que en los aceros la cantidad de carbono se encuentra entre 0% y 2,1%, en las fundiciones la cantidad de carbono es mayor que la necesaria para saturar la austenita en la temperatura eutéctica, encontrándose entre 2,1% y 6,67%. En la práctica se utiliza comúnmente una cantidad comprendida entre 2,5 y 4% de carbono para evitar una alta fragilización del material. Por este mismo motivo no puede laminarse, estirarse ni trabajarse a temperatura ambiente; sin embargo, pueden ser fácilmente fundidos para alcanzar formas complejas que luego pueden mecanizarse para llegar a las dimensiones finales [3]. Según la velocidad con la cual se enfríen durante su procesamiento, pueden obtenerse fundiciones blancas o con grafito. Las fundiciones blancas suelen ser duras y frágiles por estar constituidas por hierro y cementita dado que solidifican según el diagrama metaestable Fe-C.

Fundiciones de hierro con grafito

Las fundiciones con grafito están constituidas por hierro y grafito y siguen el diagrama estable Fe-C al enfriarse durante la colada, tal como se muestra en la **Fig. 1**. El tipo de diagrama se verá afectado por la velocidad de enfriamiento [4]: enfriamientos rápidos tienden a producir fundiciones blancas y los enfriamientos lentos fundiciones con grafito. Si bien existe una condición termodinámica que indica que para toda temperatura la formación de grafito presenta menor energía libre (o mayor fuerza impulsora) que la formación de cementita, también debe tenerse en cuenta que la condición cinética predice que se necesitan tiempos largos para que sea posible la difusión de la gran cantidad de carbono presente.

Existe otro grupo de fundiciones conocido como atruchadas que no se transforman exclusivamente según el diagrama estable o el metaestable, sino que una parte del proceso sigue el diagrama estable y otra el metaestable.

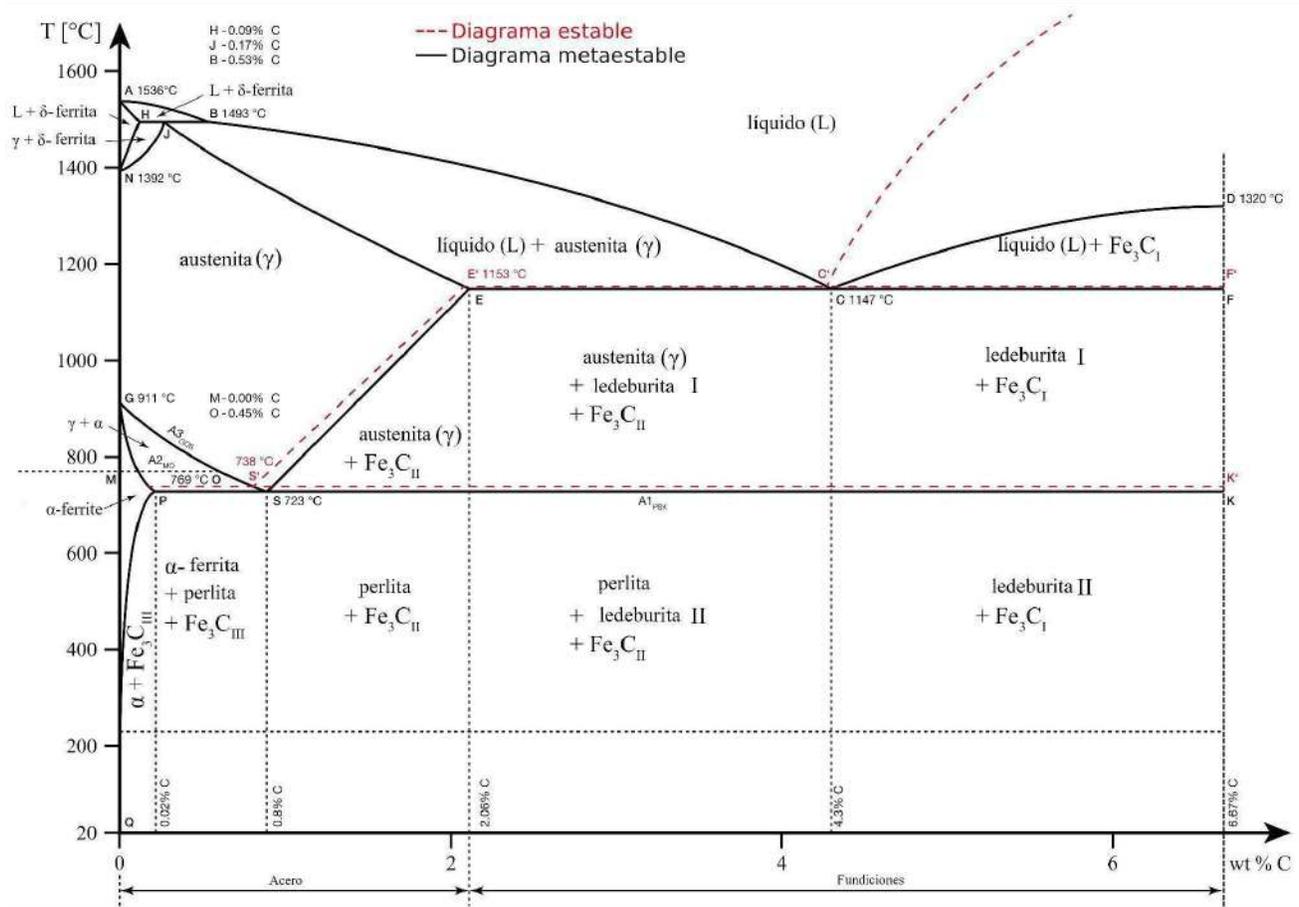


Figura 1. Diagrama estable y metaestable de hierro-carbono.

El principal aleante que se encuentra presente en una fundición con grafito es el silicio (Si), por lo que se la considera una aleación ternaria Fe-Si-C [4]. El silicio se presenta en forma de siliciuro de hierro disuelto en la ferrita. Mientras el contenido de silicio sea bajo éste no ejerce gran influencia, pero al ir aumentando el porcentaje presente, la influencia en la formación de grafito también crece. En las fundiciones blancas es relativamente bajo (menor al 1%) y en las fundiciones con grafito el contenido de silicio es mayor (entre el 1% y 4%). El silicio se dice que es “grafitizante” dado que incrementa el intervalo entre las temperaturas E' y E de la Fig. 1. Sin embargo, la cantidad de silicio que puede ponerse en la aleación se ve limitada por la fragilidad que éste induce en el material.

Según la forma en que se presente el grafito en la matriz se pueden obtener diferentes tipos de fundiciones con grafito [5], algunas de las cuales se muestran en la **Fig. 2**:

- Fundiciones laminares: el grafito se presenta en forma de láminas de grafito en la matriz metálica. Durante la solidificación y posterior enfriamiento, el grafito crece en forma de pétalos a partir de un centro, originando discontinuidades en la matriz. Esta es la causa de que sus propiedades mecánicas sean, en general, muy inferiores a las de los aceros, aunque resultan ser suficientes para muchísimas aplicaciones.
- Fundiciones con grafito esferoidal o fundiciones nodulares (DI, por sus siglas en inglés *Ductile Iron*): para reducir el problema de la fragilidad de las fundiciones con grafito laminar, y su baja resistencia al impacto, se desarrollaron fundiciones con el grafito en forma de pequeñas esferas o nódulos. Su técnica consiste en lograr la precipitación del grafito mediante el agregado de sustancias llamadas nodulizantes, como el magnesio.

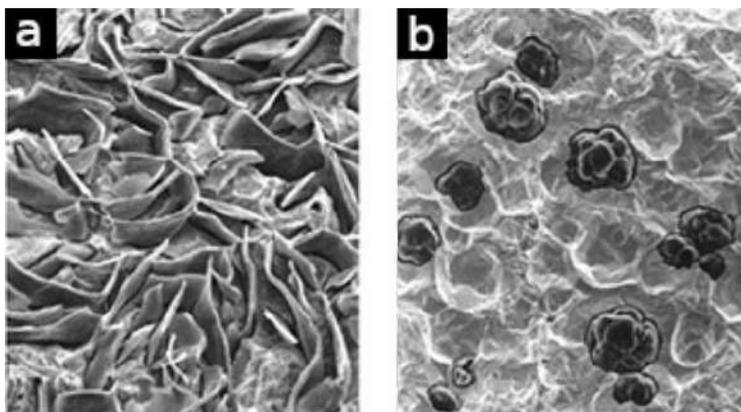


Figura 2. Microestructuras de fundición con grafito **a)** laminar y **b)** con grafito esferoidal. [6].

Las fundiciones de hierro de interés en este trabajo son las de hierro con grafito esferoidal, por lo que sólo se realizó una revisión bibliográfica detallada de éstas.

Fundiciones de hierro con grafito esferoidal (DI)

Del total de toneladas de fundición de hierro producidas en el año 2018, las laminares y las de grafito esferoidal se ubicaron en los primeros puestos con aproximadamente 49 y 28 millones de toneladas, respectivamente [2]. En vistas al futuro, una de las mayores tasas de crecimiento de las fundiciones se prevé que se de en la próxima década para las DI (2,2%), sólo por debajo de las fundiciones de cera perdida y fundición de cobre (3,3%), y fundición de aluminio (3,4%) [7].

El interés tecnológico que han despertado las DI y algunas de sus ventajas respecto a otros materiales, han sido resumidas por Nofal [8]: las DI son más económicas que los aceros fundidos, tienen una mejor resistencia al desgaste, consumen menos energía durante su procesamiento, y su relación resistencia/peso compite con otras aleaciones consideradas livianas. Por estos motivos, son ampliamente empleadas en tuberías, componentes de automóviles, máquinas agrícolas, motores diesel, vehículos pesados y bombas de pozos de petróleo. Dentro de estas aplicaciones, las DI no solo forman parte de piezas en bruto o grandes y sin requerimientos exigentes, sino que también pueden ser encontrada en componentes de precisión.

Los avances en el entendimiento de las características y comportamiento de estos materiales han permitido continuar mejorando en otros aspectos, tales como en el diseño y mecanizado de componentes mecánicos. Como consecuencia, piezas con dimensiones y formas cercanas a las finales, y componentes con diferentes espesores (incluyendo espesores delgados) han aparecido.

David et al. [9] y Borrajo et al. [10] observaron que el tamaño, la forma y la cantidad de nódulos de grafito están definidos tanto por la composición química como por la velocidad de enfriamiento, esta última asociada al espesor de cada parte del componente. El conteo nodular (CN) se incrementa con la velocidad de enfriamiento y la cantidad de inoculantes. Un tratamiento térmico produce una transformación en estado sólido, la cual puede o no estar gobernada por procesos de difusión. Massone et al. [11] determinaron que se ven favorecidas cuando el CN es incrementado como consecuencia de un acortamiento de distancia entre los nódulos de grafito. Frías et al. [12] estudiaron la cinética de transformación de DI y encontraron que cuando el espesor se reduce, la velocidad de enfriamiento incrementa y, por lo tanto, se maximiza el proceso de nucleación y se acortan los tiempos de tratamiento térmico. Estos conceptos han llevado a Gorny et al. [13] a concluir que, en este caso, la microestructura se refina. De Albuquerque Vicente et al. [14] han encontrado que existe una relación directa entre la elongación y el CN: cuanto menor sea el CN, menor será la elongación. Sosa et al. [15] también han observado que el espesor de la capa descarburada disminuye significativamente cuando se incrementa el CN.

Una manera de obtener una DI con una determinada combinación de propiedades mecánicas tales como tensión de fluencia, tensión de rotura, tenacidad y elongación es mediante la adecuada selección de aleantes. Otra alternativa, es diseñar y realizar tratamientos térmicos.

La norma ASTM A536 [16] define diferentes grados de DI que pueden alcanzarse según su tensión a la fluencia, tensión última y elongación características:

- Grado 60-40-18: para obtenerla puede realizarse un tratamiento térmico conocido como ferritizado, en el cual se somete a la pieza a altas temperaturas (700-900°C) por largos

períodos de tiempo y luego se deja enfriar lentamente dentro del horno. Una DI de este tipo, contiene grafito esferoidal en una matriz totalmente ferrítica, siendo la variante de menor dureza. Existe apenas una leve diferencia de maquinabilidad con la ferrítica-perlítica y es raramente usada debido al costo del tratamiento térmico.

- Grado 65-45-12: no involucra un tratamiento térmico, la matriz resulta directamente del proceso de solidificación. La matriz resultante es ferrítica con pequeñas cantidades de perlita, siendo muy similar a los aceros de bajo carbono.
- Grado 80-55-06: no involucra un tratamiento térmico, la matriz resulta directamente del proceso de solidificación. La matriz resultante en este caso, contiene 50% perlita y 50% ferrita (aunque puede variar según el productor). Es mayormente empleada cuando se busca resistencia al desgaste y se requiere mayor resistencia, resultando en una alternativa a los aceros de medio carbono.
- Grado 100-70-03: en este caso, un tratamiento térmico adecuado para obtener este tipo de DI consiste en un normalizado, en el cual primero se realiza una austenización completa de la matriz a temperaturas del orden de 900°C y luego se enfría en aire estanco o forzado. La matriz es casi totalmente perlítica, con pequeñas cantidades de ferrita. Es la de mejor resistencia al desgaste, siendo utilizada cuando se busca combinar buena resistencia y resistencia al desgaste. Por lo tanto, es poco mecanizable y es empleada como alternativa a los tratamientos térmicos para obtener una dureza entre 250 y 300 HB.
- Grado 120-90-02: se puede obtener por temple (enfriamiento rápido en agua o aceite luego de un austenizado) de cualquiera de las demás fundiciones de hierro. Por tener microestructura martensítica es la de mayor dureza, obteniendo una resistencia al desgaste similar a la de los aceros templados debido a la presencia de nódulos de grafito. Para obtener un estado estructural más estable, suele realizarse un revenido a temperaturas inferiores a 300°C.

Fundiciones nodulares austemperadas (ADI)

Una variante de desarrollo más reciente que se ofrece como una alternativa al acero, maximizando la relación performance/costo para diversas aplicaciones es la fundición nodular austemperada (ADI) [17]. ADI combina las características de la fundición de hierro con las características de aceros templados y revenidos, mientras que a la vez ofrece la opción de alta resistencia al desgaste sin necesidad de recurrir a tratamientos superficiales posteriores. Así es posible diseñar componentes más livianos y resistentes (**Fig. 3**) que con otras tecnologías, como por ejemplo el forjado. ADI

presenta esta combinación de propiedades superior dado que puede ser fundido como cualquier fundición con grafito esferoidal, y por lo tanto posee las ventajas tecnológicas de fabricación de una fundición con grafito esferoidal convencional, pero al ser sometida a un tratamiento de austenizado y austemperado adquiere propiedades mecánicas superiores a las de una fundición con grafito esferoidal convencional (**Fig 4**). Por estas razones, ADI es muy empleada en componentes para camiones pesados y livianos, motores de combustión interna y manufactura para aplicaciones en ferrocarriles, agrícolas y compresores. En la última década ha habido un gran crecimiento en el interés de las aplicaciones industriales de ADI y las compañías pertenecientes a sectores de fundición están en constante crecimiento y desarrollo [18].

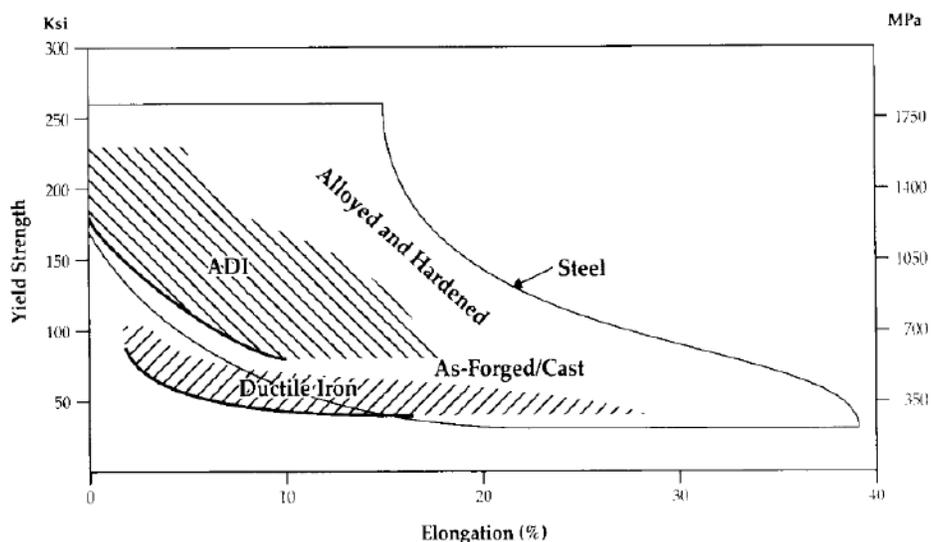


Figura 3. Resistencia comparativa entre aceros y fundiciones con grafito esferoidal. [19].

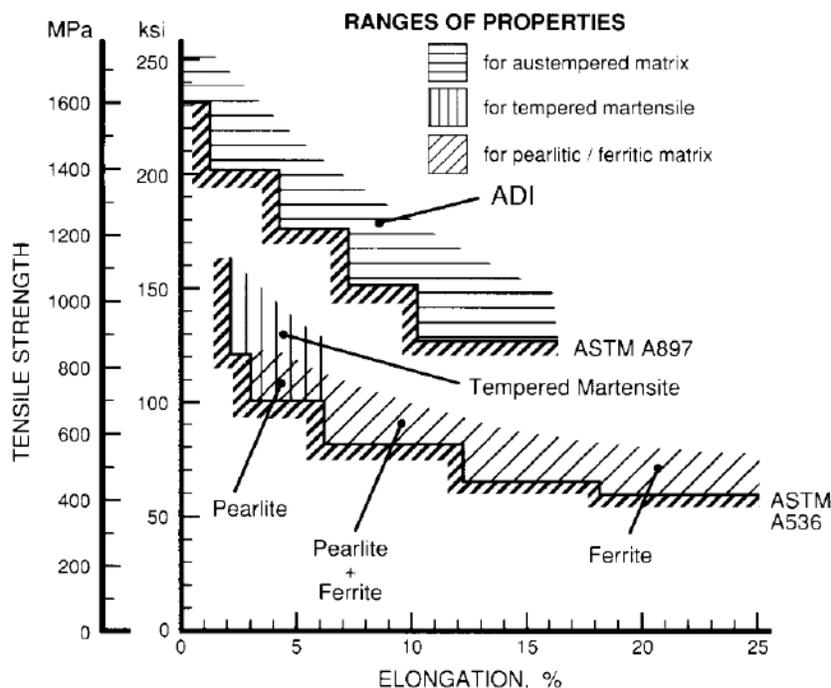


Figura 4. Propiedades de tracción de ADI y diferentes fundiciones con grafito esférico. [19].

La microestructura de ADI consiste en nódulos de grafito embebidos en una matriz ausferrítica (ferrita acicular y austenita enriquecida en carbono). Una matriz de este tipo es obtenida empleando un tratamiento térmico de dos etapas ilustrado en la **Fig. 5**, consistentes en una austenización seguida de un rápido enfriamiento y un mantenimiento isotérmico conocido como austemperado.

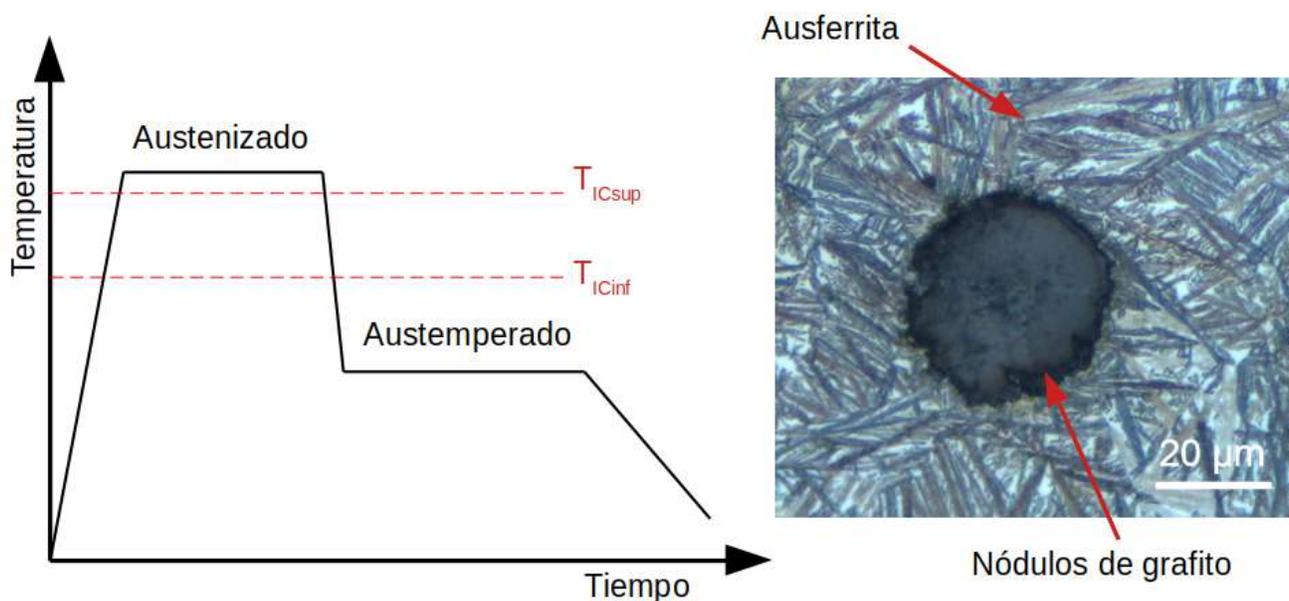


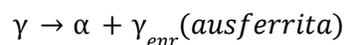
Figura 5. Ciclo térmico para la obtención de ADI.

1. Austenizado: en esta etapa se logra una microestructura completamente austenítica. Para ello, debe realizarse un calentamiento hasta temperaturas comprendidas en el rango de 850-950°C, es decir, por encima de la temperatura crítica superior (temperatura de austenizado T_{γ}). Una vez homogeneizada la temperatura en toda la pieza debe mantenerse durante 5 a 30 min (tiempo de austenizado t_{γ}) para obtener austenita con un contenido de carbono controlado y homogéneo. El mismo debe ser suficiente para así asegurar la transformación austenítica y permitir alcanzar la concentración de carbono de equilibrio.

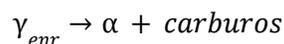
2. Enfriamiento: hasta la temperatura de austemperado, lo suficientemente rápido para evitar la formación de productos de alta temperatura tales como la perlita, pero a su vez debe permitir que se alcance la temperatura de austemperado en todo el volumen de la pieza antes del inicio de la transformación ausferrítica.

3. Austemperado: consiste en el mantenimiento isotérmico en un baño de sales a una temperatura comprendida entre 250-400°C durante un período de tiempo que varía entre 45 a 90 min. En esta etapa se logra una matriz cuya microestructura se conoce como ausferrita: una mezcla de austenita con alto contenido de carbono y de ferrita con morfología acicular. La nucleación se da principalmente en la interfaz de los nódulos de grafito con la matriz metálica, y en los bordes de grano austeníticos. Esta etapa, a su vez puede dividirse en dos etapas [20]:

3.1. Primera etapa: la ferrita crece en forma acicular dentro de la austenita. El excedente de carbono se reyeecta desde la ferrita que crece hacia la austenita circundante. La austenita continúa enriqueciéndose en carbono hasta que el crecimiento de las agujas de ferrita se inhibe.



3.2. Segunda etapa: al prolongar el mantenimiento a la temperatura de austemperado, la austenita enriquecida en carbono se descompone por la precipitación de carburos de hierro.



Estos carburos son indeseables ya que causan la reducción de los valores de ductilidad y tenacidad. Por lo tanto, se busca evitar esta segunda etapa para obtener las propiedades mecánicas deseadas.

La morfología final de la matriz está determinada por el número, tamaño y forma de las placas de ferrita formadas durante la primera etapa del austemperado. Por lo tanto, es necesario ejercer un preciso control sobre las variables involucradas en esta etapa para poder regular la microestructura final y las propiedades mecánicas. Zhang et al. [21] han reportado que al usar diferentes temperaturas y tiempos de austenizado y austemperado, pueden obtenerse distintas morfologías y

cantidades de ferrita y ausferrita. Singh et al. [22] han observado que al incrementar la temperatura de austenización en el rango de 900-1000°C, el porcentaje de carbono incrementa, disminuyendo la elongación pero incrementando la dureza. Nofal [8] ha propuesto que el factor más importante en el control del proceso es la temperatura de austemperado. Sellamuthu et al. [23] y Kim et al. [24] han mostrado que cuanto mayor es la temperatura de austemperado, mayor es la ductilidad, la elongación y la tenacidad pero menor son la dureza y la resistencia. Esto es consecuencia de que las láminas de ausferrita son más gruesas y se forma mayor cantidad de austenita estabilizada por mayor difusión del carbono.

El aleante con mayor contenido porcentual en estas fundiciones es el Si, seguido por el magnesio (Mg) y cesio (Ce). Estos son incorporados en la etapa conocida como nodulización dado que promueven el crecimiento esferoidal del grafito. Otros aleantes que suelen incorporarse son manganeso (Mn), azufre (S), fósforo (P), molibdeno (Mo), cobre (Cu) y níquel (Ni). Estos aleantes se incorporan con el objetivo de obtener ciertos beneficios como la disminución del tiempo requerido para alcanzar el equilibrio termodinámico durante un tratamiento térmico [25], alcanzar una mayor templabilidad o austemperabilidad [26], o controlar la microestructura y las propiedades mecánicas. Sin embargo, deben evitarse las fundiciones sumamente aleadas. Esto se debe a que los aleantes modifican la solubilidad y la difusión del carbono tanto en la austenita como en la ferrita, influyendo localmente en la estabilidad de la austenita y el avance de la transformación ausferrítica. Por lo tanto, como consecuencia de una inhomogeneidad en la composición química y las diferencias en las velocidades de enfriamiento, podría ocurrir que la transformación ausferrítica inicie y finalice en diferentes tiempos en diferentes zonas de una misma pieza. De esta manera, durante el proceso de solidificación aparecen inhomogeneidades en la microestructura y se propicia la formación de carburos que conducen a un detrimento de las propiedades mecánicas y dificultan los procesos de fabricación posteriores [27].

Fundiciones nodulares austemperadas intercríticas (IADI)

Para reducir las dificultades que presenta el mecanizado de ADI, ha sido posible desarrollar una variante: fundición nodular austemperada con ferrita libre, fundición nodular austemperada maquinable o fundición nodular austemperada intercrítica (IADI) [28]. En este caso, la microestructura se encuentra formada por ferrita proeutectoide (la cual induce una ductilidad elevada y una baja resistencia en el material) y ausferrita (cuyas propiedades mecánicas están asociadas a alta resistencia y dureza). De esta manera, tal como Chen et al. [29] y Basso et al. [30] han observado, la resistencia se encuentra entre una DI no tratada y un ADI convencional, mientras que la elongación

es superior a la de ambas (**Fig. 6**).

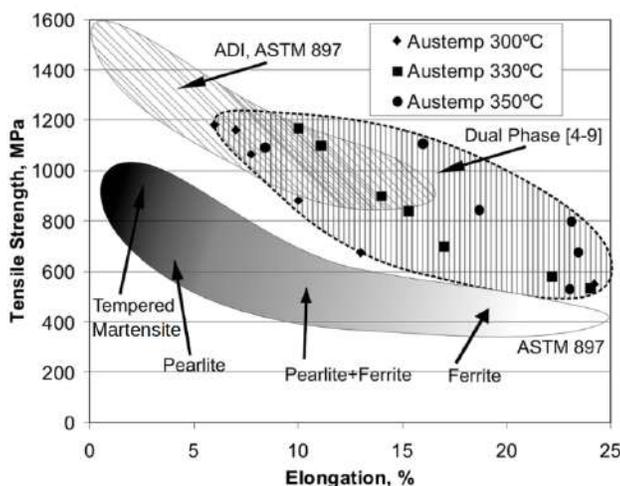


Figura 6. Tensión de fluencia vs. elongación hasta la falla para ADI y otras DI. [30].

Debido a que la cantidad de austenita obtenida durante la etapa de austenizado está dada por el diagrama de equilibrio termodinámico, existe una metodología que resulta ser la más favorable para obtener microestructuras con porcentajes de fases controlados, y con ello propiedades mecánicas particulares. Esta técnica consiste en someter muestras 100% ferríticas, obtenidas a partir de tratamientos térmicos de ferritizado y con una composición química definida [31,32], a un austenizado incompleto llevado a cabo a una temperatura determinada dentro de un intervalo intercrítico, seguido de un austemperado para producir la transformación de austenita en ausferrita (**Fig. 7**). En este intervalo intercrítico, delimitado por las temperaturas críticas superior (T_{Csup}) e inferior (T_{Cinf}), se presenta una ventana de temperaturas en la cual coexisten ferrita, austenita y grafito. Las temperaturas críticas marcan el comienzo de la transformación de ferrita en austenita y de austenita en ferrita, en procesos de calentamiento y enfriamiento, respectivamente.

Basso et al. [32], han determinado que el porcentaje relativo de ausferrita y ferrita alotriomórfica (fase original de la matriz), queda dependiente de la temperatura de austenizado intercrítica. Cuando la temperatura de austenizado se acerca a la temperatura crítica superior, la cantidad de ferrita alotriomórfica disminuye y se presenta como un microconstituyente disperso en una matriz ausferrítica. Basso et al. [30] han concluido que esto produce que se vean incrementadas la tensión de fluencia, la tensión a la rotura y la tenacidad a la fractura, mientras que la elongación se ve disminuida. Así puede controlarse de manera adecuada la cantidad relativa de fases en la matriz y por lo tanto obtener un amplio rango de propiedades mecánicas tal como se observa en la **Fig. 8**.

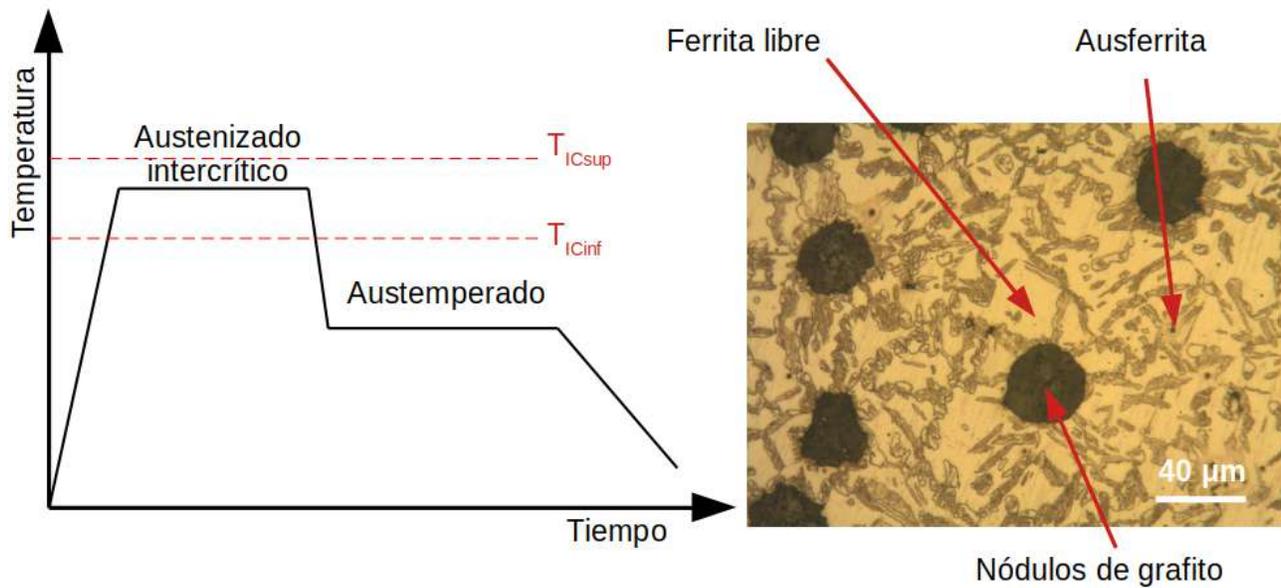


Figura 7. Ciclo térmico para la obtención de IADI.

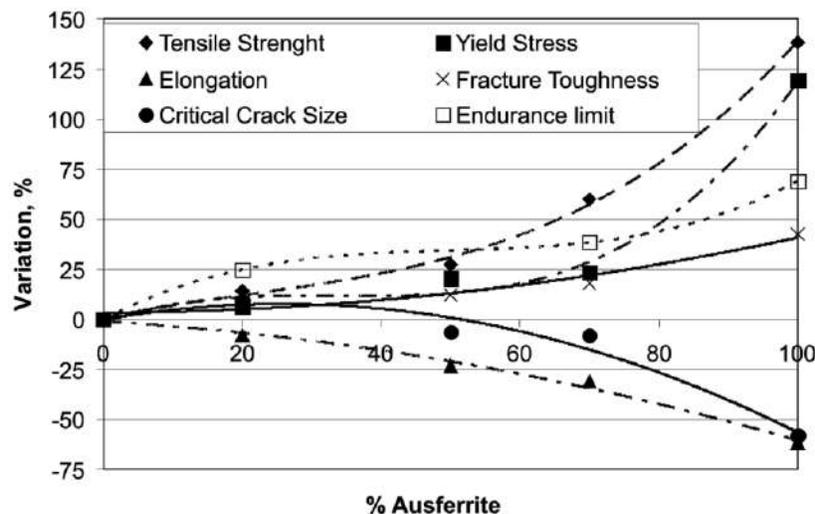


Figura 8. Relación entre variaciones porcentuales en las propiedades mecánicas como función de la cantidad de ausferrita presente en la matriz metálica. [30].

Si bien la fabricación de componentes colados permite la obtención de piezas de formas complejas, con dimensiones y formas cercanas a las finales, no siempre resultan ser directamente aplicables en su condición colada. Frecuentemente es necesario alcanzar ciertos requerimientos de tolerancias dimensionales, de forma y/o de acabado superficial, volviéndose inevitable la aplicación de al menos un proceso de mecanizado. Para estos casos, existen diferentes tipos de mecanizados que tienen como objetivo general la generación de superficies.

PROCESOS DE MECANIZADO

Los procesos de mecanizado son una familia de operaciones en las cuales se remueve material de una pieza para obtener una forma final determinada. Las tres grandes familias de procesos de mecanizado que existen y sus características principales se resumen en la **Fig. 9**.

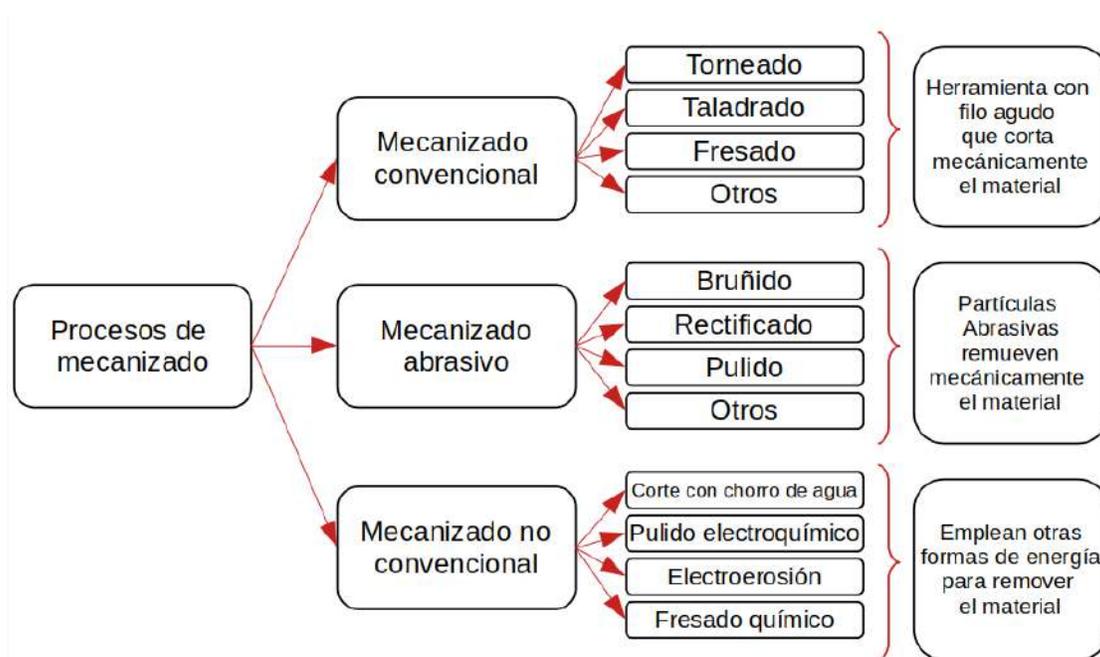


Figura 9. Familias de procesos de mecanizado.

A la hora de fabricar un componente y generar sus superficies, no puede elegirse el proceso de manera arbitraria. Si bien todos ellos tienen como finalidad principal obtener una pieza con una forma determinada, algunos pueden directamente no ser aplicables para casos particulares. Además, cada uno de ellos produce efectos sobre el material mecanizado que pueden modificar las propiedades iniciales del mismo.

De esta manera, deben evaluarse tanto la aplicabilidad del proceso como las alteraciones en las propiedades introducidas en la pieza durante el mecanizado. Entre las consideraciones que deben tenerse en cuenta a la hora de seleccionar los procesos de mecanizado con los cuales se fabricará un componente, pueden mencionarse [33]:

- Formas y características geométricas requeridas
- Material de trabajo
- Cantidad de material a remover

- Productividad
- Precisión dimensional
- Acabado superficial
- Integridad superficial

En este trabajo se enfoca el estudio en dos de los procesos de mecanizado previamente mencionados: taladrado (mecanizado convencional) y rectificado (mecanizado abrasivo).

Proceso de mecanizado abrasivo: Rectificado

Durante un proceso de diseño de componentes mecánicos, las propiedades mecánicas y las dimensiones deben ser definidas de acuerdo a los esfuerzos a los que van a estar sometidos. Además, puede ser necesario alcanzar tolerancias de forma y dimensión estrechas. Es conveniente que estos requisitos se alcancen luego del tratamiento térmico, dado que así es posible evitar la expansión y contracción térmica comprendidas en esta etapa. Pero como contrapartida, luego de esta etapa la pieza suele tener una dureza elevada que hace que se dificulte el mecanizado con medios convencionales. En este caso, un proceso de mecanizado abrasivo, tal como el rectificado suele ser una buena opción. En un proceso de este tipo, la herramienta consiste en un cuerpo de revolución poroso compuesto por partículas abrasivas duras unidas con un ligante (**Fig. 10**). Durante el mecanizado, no se encuentra un solo grano abrasivo actuando, sino que múltiples filos mecanizan en simultáneo. Las ruedas abrasivas pueden ser fabricadas con una gran variedad de tipos de granos abrasivos (los cuales pueden ser de diferentes tamaños) y ligantes. Dependiendo de la cantidad porcentual de granos abrasivos y ligantes, se obtienen ruedas abrasivas de diferentes grados de dureza; mientras que distintas combinaciones de proporciones de granos abrasivos, ligante y poros resultan en diferentes estructuras (más abiertas o más cerradas).

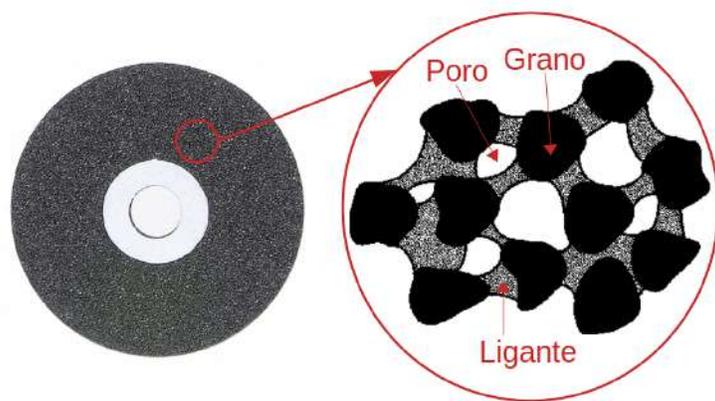


Figura 10. Detalle de una rueda abrasiva.

En el caso particular del rectificado tangencial plano con husillo horizontal descrito en la **Fig. 11**, la combinación de la velocidad tangencial (V_s) de la muela abrasiva con el movimiento lineal recíproco a velocidad de avance (V_w) de la mesa donde se sujeta la pieza, crea una superficie plana cuando se remueve una profundidad programada (p). En estas operaciones de mecanizado, la profundidad de corte real (a_e) es menor que p , dado que existe restitución elástica del material. [34].

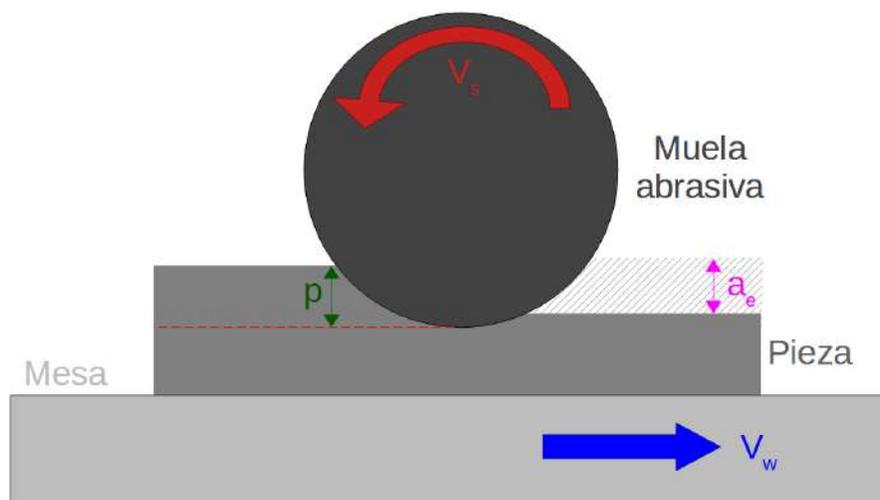


Figura 11. Proceso de rectificado tangencial plano.

Espesor de viruta equivalente

De las diferentes combinaciones de parámetros de corte empleados (V_s , V_w , p) resultan diferentes espesores de viruta y, dado que éstos últimos no suelen ser fácilmente determinados o medidos, el espesor de viruta equivalente (h_{eq}) aparece como una medida usual de la profundidad de

material removido por la herramienta [35]. El h_{eq} está relacionado con la magnitud de la fuerza ejercida sobre los granos, por lo que es muy útil para poder correlacionar parámetros de rectificado fácilmente medibles, con los parámetros asociados con la tasa de remoción para un tipo particular de rueda abrasiva. Un gran h_{eq} implica una gran fuerza sobre los granos abrasivos y por lo tanto también una fuerza total de mecanizado elevada. Esta última a su vez contribuye a la potencia de rectificado, tema que se desarrollará en detalle más adelante.

Mecanizar con condiciones de corte asociadas a un gran h_{eq} significa que la fuerza ejercida sobre la muela es elevada, por lo que se favorece la fractura y desprendimiento de los granos abrasivos, manteniendo así su capacidad de corte. En un caso ideal, la herramienta se encuentra en un estado continuo de auto-afilado. Cuando la fuerza sobre los granos es muy elevada, se desprenden excesivamente y se dice que la herramienta presenta un "comportamiento blando". Por el contrario, un h_{eq} muy pequeño ralentiza la renovación de los filos activos, quedando así los filos redondeados expuestos por más tiempo. Bajo esta condición, la herramienta presenta un "comportamiento duro".

Para poder definir h_{eq} , se adopta un valor de caudal por unidad de ancho (Q'). El valor de Q' a la entrada se corresponde con el material de la pieza a ser removido aproximándose a la herramienta con una velocidad V_w y una profundidad a_e . El valor resultante de Q' a la salida equivale a la viruta siendo arrancada por los granos abrasivos a una velocidad V_s y un espesor equivalente h_{eq} . Planteando continuidad volumétrica pueden igualarse ambos Q' (1) y obtener la expresión para calcular h_{eq} (2). Entonces, la interpretación física del h_{eq} se corresponde con el espesor de material removido a V_s si el material emergiera como una lámina uniforme, tal como se esquematiza en la Fig. 12.

$$Q' = a_e \times V_w = h_{eq} \times V_s \quad (1)$$

$$h_{eq} = \frac{a_e \times V_w}{V_s} \quad (2)$$

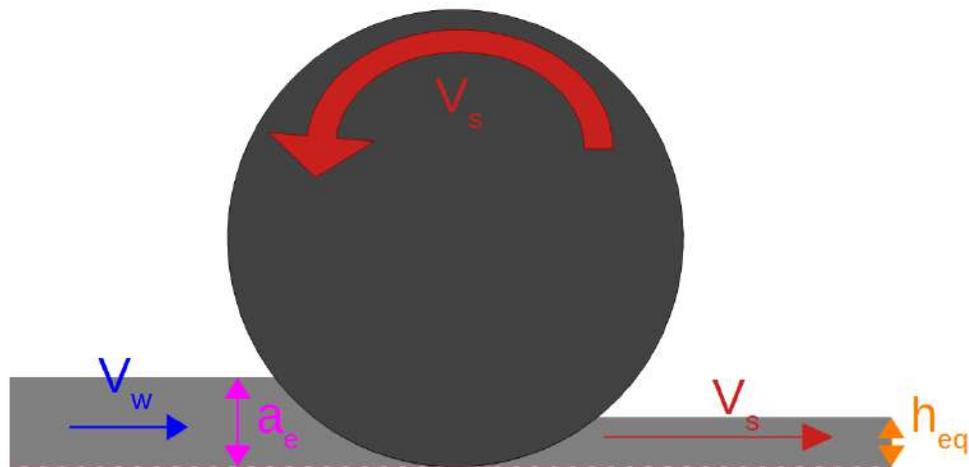


Figura 12. Esquematzación del h_{eq} en el proceso de rectificado.

Proceso de deformación: roce, surcado y corte

Para que la remoción de material por rectificado sea posible, el proceso de deformación debe pasar por las tres etapas [35] esquematizadas en la Fig. 13:

- **Roce:** no se produce remoción de material y mayormente se produce fricción entre el grano abrasivo y la pieza. En esta etapa, la fuerza sobre los granos es muy pequeña para lograr cierta penetración en la pieza, produciendo únicamente deformación elástica.
- **Surcado:** al incrementar la penetración de los granos en la pieza, además de deformación elástica, comienza a aparecer deformación plástica. Si bien la cantidad de material removido no llega a ser significativa, se forman surcos y se desplaza el material hacia los costados.
- **Corte:** al alcanzar una profundidad crítica, la deformación plástica logra ser suficiente para empujar el material hacia adelante y producir viruta mediante un proceso similar a la extrusión [36].

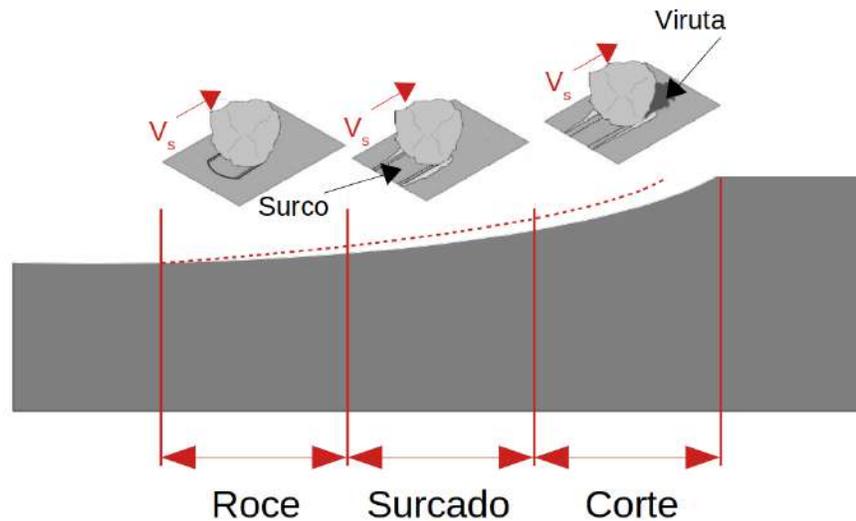


Figura 13. Etapas del proceso de deformación en rectificado.

Aplicación de sistema MQL

Como ya fue mencionado previamente, el rectificado es un proceso de mecanizado particular que se caracteriza por tener un pequeño h_{eq} y una alta V_s , y también una gran cantidad de filos actuando al mismo tiempo con una geometría altamente negativa. Por lo tanto, la energía específica de corte y la generación de calor resultan ser significativas. Esta última, en caso de no ser controlada adecuadamente podría causar daños en las piezas mecanizadas, tales como quemado, cambios microestructurales, alteraciones en la dureza o tolerancias dimensionales excesivas. La rueda abrasiva tiende a tener un comportamiento adiabático y la cantidad de viruta generada es pequeña, por lo que casi todo el calor se dirige hacia la pieza. Hadad y Sadeghi [37] han calculado que aproximadamente el 90% del calor producido en la interfaz herramienta/pieza va hacia la pieza. Esto significa que la generación del calor debe ser reducida con la ayuda de un sistema auxiliar.

En el mecanizado abrasivo, el metal es removido por el proceso de microcorte que ejerce el filo cortante de la herramienta. La energía usada para deformar el metal en las zonas primaria y secundaria se libera mayormente en forma de calor (Fig. 14) [38]. La energía liberada dentro de la zona primaria no puede ser evitada, dado que se produce por la rotura de enlaces moleculares. En la zona secundaria la generación de calor se da por la fricción entre la herramienta y la pieza, la cual sí puede controlarse.

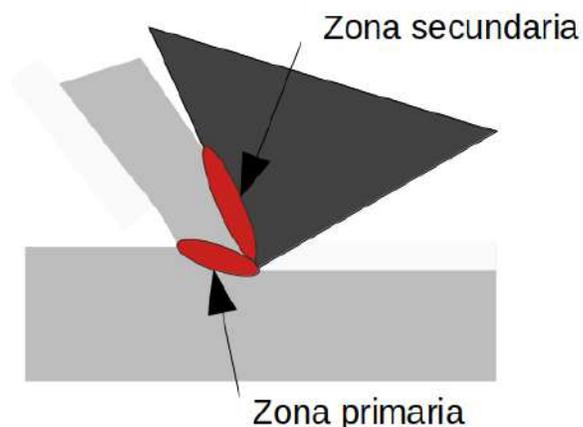


Figura 14. Zonas de deformación durante el proceso de corte y principales fuentes de generación de calor.

Los fluidos de corte son ampliamente usados en procesos de mecanizado como solución a los distintos inconvenientes que éstos presentan, dado que usualmente consisten en líquidos con aditivos que mejoran o agregan ciertas propiedades necesarias para el mecanizado [39]. Sus funciones incluyen:

- Evacuación de la viruta: debe facilitar la extracción de la viruta generada en la zona de corte para evitar que interfiera en el proceso y que de esa manera no se vea perjudicado el acabado superficial. También ayudan a preservar la integridad de los filos cuando son muy agudos al evitar que las virutas endurecidas regresen a la zona de corte.
- Lubricación: debe reducir la fricción en la interfaz herramienta/viruta, para así lograr disminuir la generación de calor. Como consecuencia se extiende la vida de la herramienta, se consigue un mejor acabado superficial y se disminuye el consumo de energía. El fluido en este caso debe contar con buena mojabilidad para poder cubrir de manera adecuada la superficie y tener resistencia a altas presiones para que no sea barrido.
- Refrigeración: debe evacuar parte del calor generado por la operación de mecanizado, siendo las mejores opciones aquellos fluidos que cuenten con elevado calor específico y una elevada conductividad térmica.
- Protección frente a la corrosión: los fluidos deben tener aditivos para que protejan de la corrosión a la máquina, herramienta y pieza.

El sistema inundado consiste en aplicar un chorro continuo y abundante de líquido dirigido a la zona de contacto entre la pieza y la herramienta. Este es el sistema de enfriamiento más tradicional y

empleado, ya sea con aceites de corte o taladrinas. Los aceites de corte son fluidos no acuosos, constituidos principalmente por aceites minerales con aditivos específicos para alcanzar ciertas cualidades. Si bien no cuentan con un alto poder de refrigeración, contribuyen en gran manera en la reducción del calor generado por fricción originado en la zona secundaria. Por el contrario, las taladrinas sí son soluciones acuosas con aditivos de diferente índole.

Sin embargo, la aplicación de este sistema conlleva algunas desventajas [40]:

- Efectos muy negativos sobre el medio ambiente por las emisiones generadas al medio por la presencia de aditivos químicos y su baja biodegradabilidad.
- Pueden ser causa de riesgo para la salud del operario, ya que la manipulación inadecuada de aceites y taladrinas provoca afecciones cutáneas o respiratorias y cáncer.
- En ciertas condiciones pueden ocasionar efectos negativos en la producción, dado que la composición de dichos fluidos puede sufrir alteraciones por el estrés mecánico y térmico, así como por sustancias contaminantes que afecten a los aditivos del fluido de corte. La evaporación del agua genera cambios en la concentración y con ello en el comportamiento.
- Suele resultar poco económico debido a la gran cantidad de fluido que debe emplearse y a la necesidad de contar con grandes tanques de almacenamiento que a su vez deben tener mantenimiento periódico.
- Se puede dificultar el reciclado de los residuos de mecanizado (viruta) a causa de la contaminación por retención, absorción o formación de jabones o barros, principalmente en rectificado.

Por estas razones, ha comenzado a aparecer la implementación de sistemas de aplicación de fluido de corte alternativos. En un escenario ideal, podría aplicarse mecanizado en seco, eliminando directamente el uso de fluido de corte. Sin embargo, en la mayoría de los casos no resulta ser una opción viable. Debe realizarse un análisis exhaustivo de las condiciones límites de la operación, teniendo en cuenta las temperaturas máximas admisibles en la pieza para que ésta no sufra alteraciones microestructurales ni se produzcan defectos como el quemado de la superficie, y que la herramienta no se degrade rápidamente.

Como nueva alternativa, se desarrolló el sistema de mínima cantidad de lubricante (MQL) [41]. Éste emplea una mezcla de aire y aceite de corte que es aplicada en la zona de corte como una niebla fina, resultando en un sistema intermedio entre el mecanizado en seco y la lubricación convencional. En este caso, el fluido de corte es consumido durante el proceso de corte en lugar de ser recolectado,

filtrado y reutilizado. Pero dado que el caudal de lubricante empleado resulta del orden de ml/h en lugar de l/h, no se considera una desventaja. Además, este sistema permite el uso de aceites biodegradables, los cuales son amigables con el medio ambiente y la salud humana.

El sistema MQL que presenta más ventajas es el de pulverizado a alta presión (**Fig. 15**). En éste se transporta aire y lubricante dado que hay aire comprimido que presuriza el depósito de lubricante. El transporte podría realizarse por tubos separados hasta una boquilla donde se produce la mezcla, o bien a través de un único conducto. El primer caso suele utilizarse para lubricación externa de herramientas, mientras que el segundo caso tiene mayor aplicación en la lubricación interna de las mismas (por ejemplo, brocas y herramientas de torneado interior). La mezcla de aire y lubricante se puede ajustar de forma independiente para optimizar el proceso de mecanizado, alcanzando así un grado de dosificación de elevada precisión. La cantidad suministrada de lubricante es extremadamente baja, estando comprendida entre 5 y 200 ml/h. Pueden emplearse emulsiones acuosas, pero se recomienda utilizar aceites de baja viscosidad.

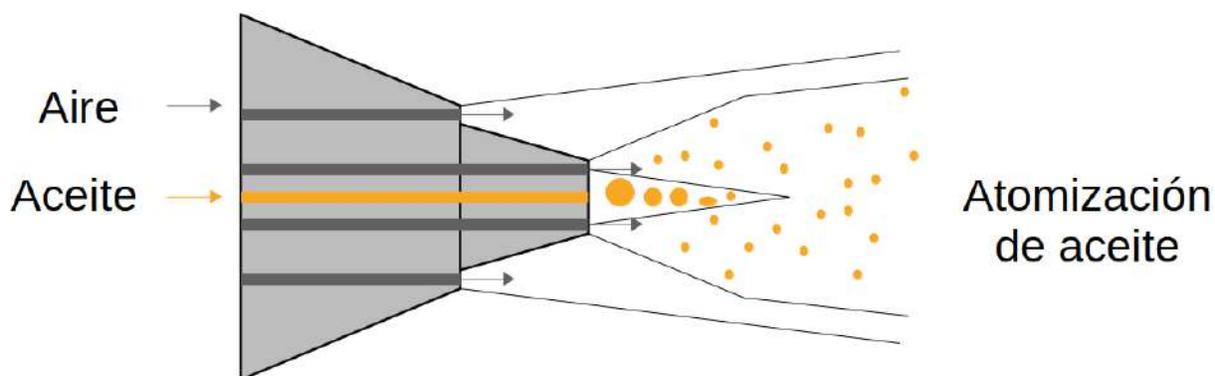


Figura 15. Esquema del sistema de pulverizado MQL.

MQL es un método de lubricación por pérdida total a diferencia de los métodos inundados que emplean emulsiones. Esto implica únicamente el empleo de lubricantes limpios, que no contengan biocidas, fungicidas y otros aditivos. Un buen fluido MQL posee muy alta lubricidad y calificación térmica para soportar las altas temperaturas y presiones. Estas consideraciones hacen de los aceites vegetales y sintéticos los más adecuados. Estos aceites son biodegradables y de baja toxicidad, y poseen un peso molecular mayor que los aceites minerales, lo que les da mejores propiedades lubricantes. Los aceites vegetales para uso comercial son modificados para incrementar su estabilidad y duración mediante procesos naturales de hidrólisis y oxidación. Estos fluidos pueden agruparse en dos grandes categorías [41]:

- Aceites de ésteres sintéticos: poseen baja viscosidad, alto punto de fusión y buena estabilidad térmica, por lo que son los más ampliamente empleados. Principalmente se utilizan para mejorar la lubricación disminuyendo la fricción, pero no así para evacuar el calor generado durante el corte. Por ser de lenta evaporación (alto punto de evaporación) dejan una fina capa residual que mejora la resistencia a la corrosión pero dificulta las operaciones posteriores de lavado y ensamblaje.
- Alcoholes grasos: presentan baja lubricidad, pero se emplean por su alta capacidad de enfriamiento en materiales que presentan lubricidad natural. Al ser formulados específicamente para el rango de vaporización, se consumen durante la operación dejando a la pieza prácticamente seca.

Las investigaciones llevadas a cabo por distintos autores han mostrado que el sistema MQL puede ser empleado en procesos de rectificado tangencial plano sobre distintas aleaciones metálicas. Rabiei et al. [42] han observado que, bajo ciertas condiciones, la aplicación del sistema MQL conlleva a una reducción de las fuerzas de rectificado. Chakule et al. [43] han concluido que pueden obtenerse mejores coeficientes de fricción y rugosidad superficial en comparación al uso de sistema inundado o mecanizado en seco, dada la buena lubricación que ejerce entre el grano abrasivo y la pieza.

Algunos otros autores han estudiado la aplicación del sistema MQL en rectificado de ADI, pero en este caso para rectificado cilíndrico. En estas investigaciones llevadas a cabo por Da Silva et al. [44] y Moretti et al. [45], la aplicación del sistema MQL no mejoró los parámetros estudiados tales como rugosidad superficial, acabado superficial, desgaste de la rueda abrasiva, error de redondez y consumo de energía. No se encontraron trabajos que aborden la aplicación de MQL para el rectificado tangencial plano de ADI ni de IADI.

Proceso de mecanizado convencional: Taladrado

Dado que los procesos de mecanizado reales presentan cierta complejidad, se dispone de un modelo simplificado que si bien no tiene en cuenta muchas de las características geométricas, sirve para interpretar el proceso mecánico que se lleva a cabo. Este modelo se conoce como modelo de Merchant, y en él se considera corte ortogonal [46]. Esta simplificación asume que el filo de la herramienta de corte es perpendicular a la dirección de desplazamiento relativo entre herramienta y pieza durante el proceso de corte. De esta manera, las fuerzas son paralelas al plano de proyección y están contenidas en dicho plano, simplificando la descomposición y el análisis. La viruta se genera por deformación cizallante (**Fig. 16**) a lo largo de un plano (o zona) de cizallamiento que forma un

ángulo (ϕ) con la dirección de corte y separa la zona deformada de la no deformada. En la **Fig. 17** se puede observar que, a diferencia del modelo simplificado, en el lado izquierdo la viruta presenta escalones separados una distancia (d), mientras que en la cara que se encuentra en contacto con la herramienta, la superficie generada es lisa por la fricción existente entre ambas partes.

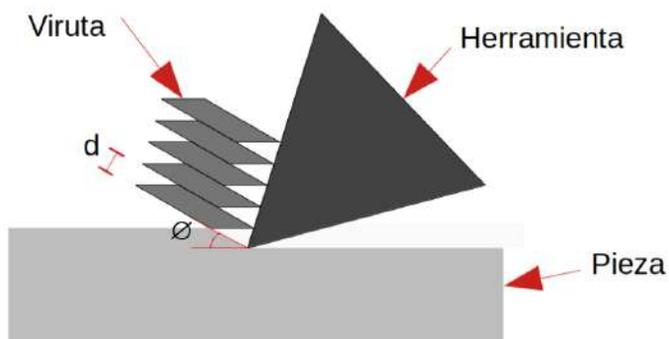


Figura 16. Esquema del mecanismo básico de formación de viruta por cizallamiento.

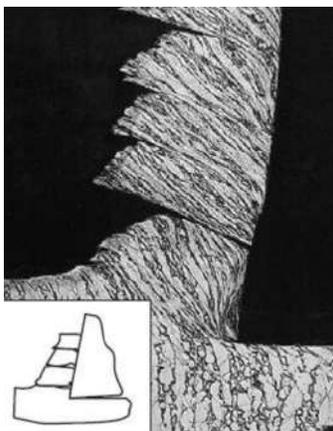


Figura 17. Micrografía de deformación de la viruta. [47].

Uno de los procesos de mecanizado convencionales que puede ser descrito bajo estos conceptos es el taladrado. El taladrado es un término que se refiere a una operación cuyo objetivo sea obtener agujeros cilíndricos en una pieza con herramientas por arranque de viruta. Las herramientas que se emplean en estas operaciones son conocidas como brocas y por lo general resultan ser herramientas policortantes de dos filos.

Los parámetros característicos más importantes del proceso [48] se muestran en la **Fig. 18**:

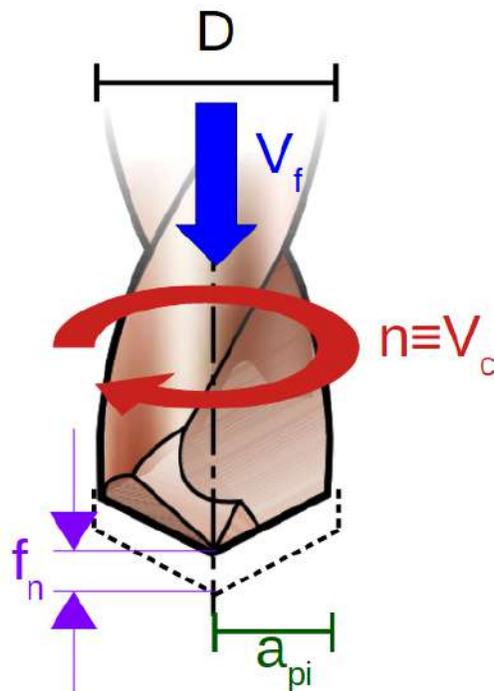


Figura 18. Proceso de taladrado con broca.

Donde:

n [1/min]: velocidad de rotación del husillo

V_c [m/min]: velocidad de corte

V_f [mm/min]: velocidad de penetración

f_n [mm/rev]: avance por revolución

D [mm]: diámetro de la broca

$D/2 = a_{pi}$ [mm] = profundidad de corte de un filo

Así como los parámetros del proceso previamente mencionados son de suma importancia en la caracterización de la operación de taladrado, también lo es la geometría de la herramienta. Dada la complejidad que presenta este aspecto, se desarrolla en detalle a continuación.

Geometría de una broca

A grandes rasgos, podría simplificarse a una broca como una herramienta helicoidal que posee dos filos principales en la parte frontal y dos canales helicoidales por los cuales se facilita la extracción de la viruta. Sin embargo, su geometría es bastante más compleja y son muchos los factores que pueden modificarse para obtener diferentes resultados [49], tal como se muestra en la **Fig. 19**.

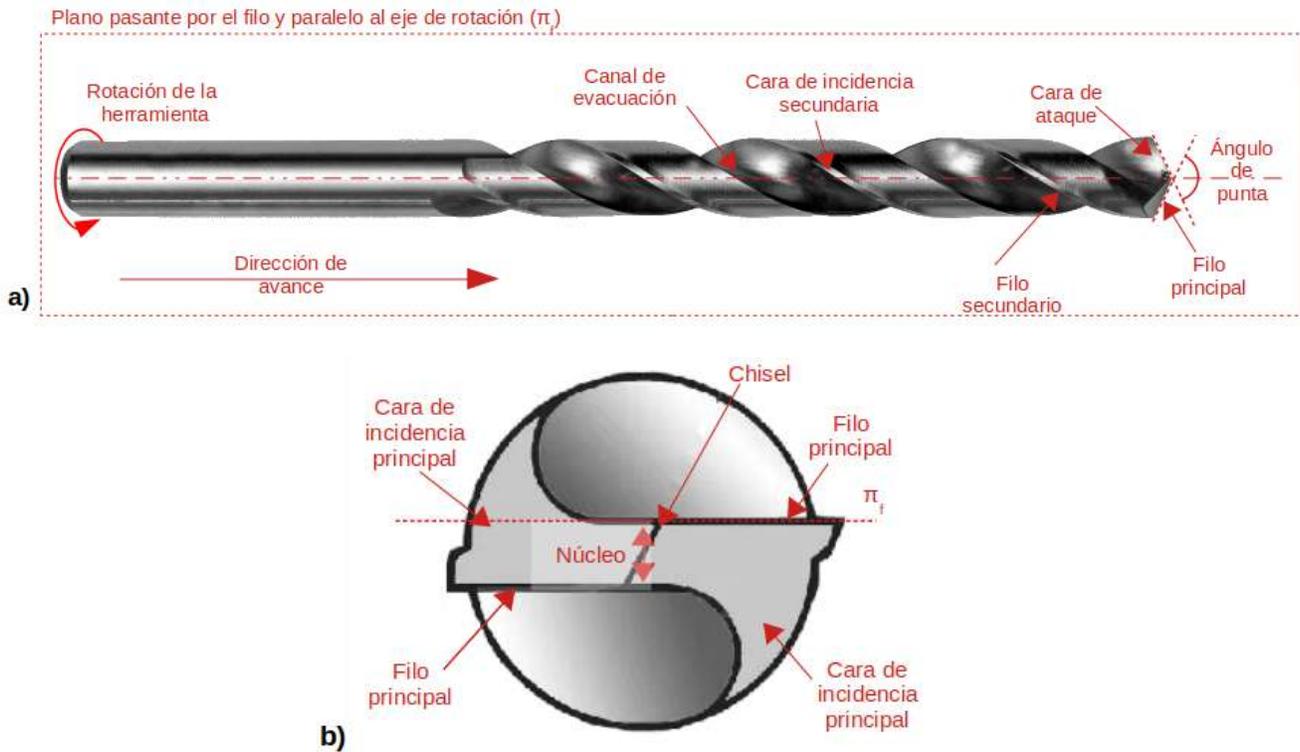


Figura 19. Geometría de una broca helicoidal estándar: **a)** vista en plano π_f y **b)** vista frontal.

La cara de ataque es la zona por la cual se desliza la viruta a medida que se va generando, quedando determinada por la forma del canal helicoidal.

Los filos principales son los encargados de realizar la acción de corte y remover el material. La cara de incidencia principal es la zona que se encuentra por detrás del filo principal y que queda enfrentada a la superficie mecanizada. Ésta debe tener una orientación tal que evite que esta cara roce (talone) con la superficie mecanizada, es decir que actúa como desahogo o despeje. Si existiese roce entre la herramienta y la superficie mecanizada se generaría mayor cantidad de calor y se incrementaría la fuerza necesaria para realizar el corte acelerando así el desgaste de la herramienta.

El encuentro de los planos de incidencia principales conforman el chisel. Si el ángulo del chisel no es correcto, entonces la acción de corte se verá afectada; la fuerza axial de taladrado y la potencia se verán incrementadas, aumentando el calentamiento local y causando un desgaste prematuro del

chisel y de los filos principales.

Los filos secundarios simplemente van repasando la superficie mecanizada, cortando y soltando el material que pueda quedar adherido en las paredes del agujero. La cara de incidencia secundaria tiene las mismas características que las del filo principal, pero además en este caso, debe evitarse el roce entre las superficies para evitar que se vea perjudicado el acabado superficial ya obtenido.

El ángulo de punta se encuentra en la cabeza de la herramienta y se mide entre la proyección de los dos filos principales cuando se encuentran paralelos al plano pasante por el filo y paralelo al eje de rotación (π_f). Cuanto menor sea el ángulo de punta, más fácil será centrar la entrada de la broca en el material. Sin embargo, si el ángulo de punta es demasiado pequeño, la viruta puede obstruir el agujero o los canales de evacuación, dado que se modifica el ángulo con el cual se forma y se enrolla la viruta. Un ángulo de punta pequeño también aumenta el desgaste del filo. En función de la aplicación, los ángulos de punta más usuales son 90°, 118°, 135° y 140° grados, siendo 118° el más común en herramientas de acero rápido.

El diámetro del núcleo es un factor de suma importancia en la estabilidad de la broca helicoidal. Las brocas helicoidales con un núcleo más grande tienen mayor estabilidad dado que su sección resistente es mayor.

La broca helicoidal tiene dos canales opuestos que permiten evacuar la viruta y, en caso de emplear refrigerante externo, que éste llegue a la zona de corte. Durante la generación de la viruta, ésta puede romperse o enrollarse. Una evacuación de viruta deficiente significa una mayor generación de calor, que a su vez puede provocar el recalentamiento del filo, y en última instancia, la rotura de la broca. El atasco de viruta en el canal de evacuación puede causar movimientos radiales de la broca y afectar a la calidad del agujero, a la vida útil de la herramienta y a la fiabilidad del proceso. El ángulo de la hélice se define como el ángulo formado por el eje de rotación y la proyección del filo secundario en un plano que contiene al eje. Los ángulos de hélice más grandes proporcionan una mayor capacidad de alojamiento de viruta, de gran ayuda en materiales blandos y de viruta larga. Los ángulos de hélice más pequeños, por otro lado, se utilizan para materiales duros de viruta corta. Las brocas helicoidales con hélice estándar tienen un ángulo de hélice de aproximadamente 19°-40°.

Si se traza un plano perpendicular al plano π_f y perpendicular a la proyección del filo sobre la base, el ángulo comprendido entre el filo principal y la vertical es conocido como el ángulo de incidencia (**Fig. 20**). Éste permite que exista una superficie libre detrás del filo cortante para evitar que haya roce entre la cara de incidencia y la superficie mecanizada. Es importante considerar que el valor efectivo de este ángulo se ve afectado por la relación entre la velocidad de corte y avance, disminuyendo cuanto mayor sea el avance para una determinada velocidad de corte. De esta forma, en caso de que

el valor del ángulo de incidencia sea insuficiente, el ángulo efectivo podría volverse negativo y generar talonamiento (**Fig. 21**). Sin embargo, no debe ser excesivamente grande porque de esa manera se reduce la sección resistente de la herramienta.

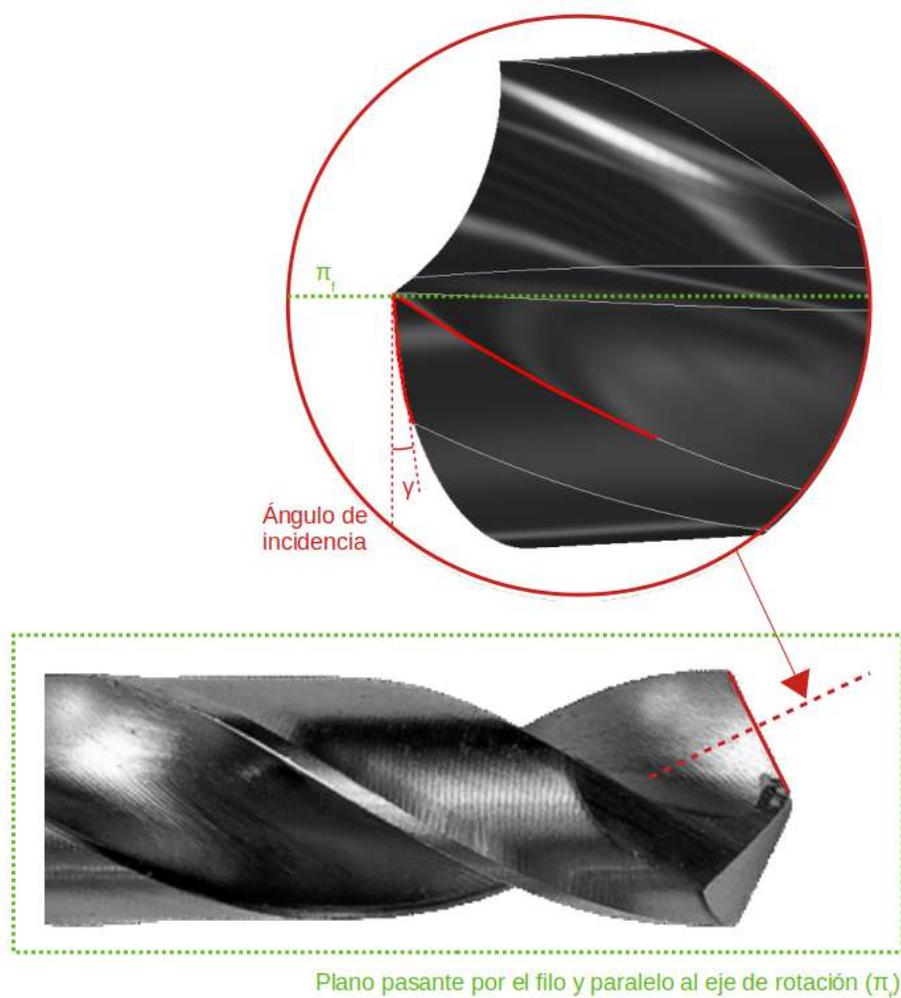


Figura 20. Ángulo de incidencia en una broca helicoidal.

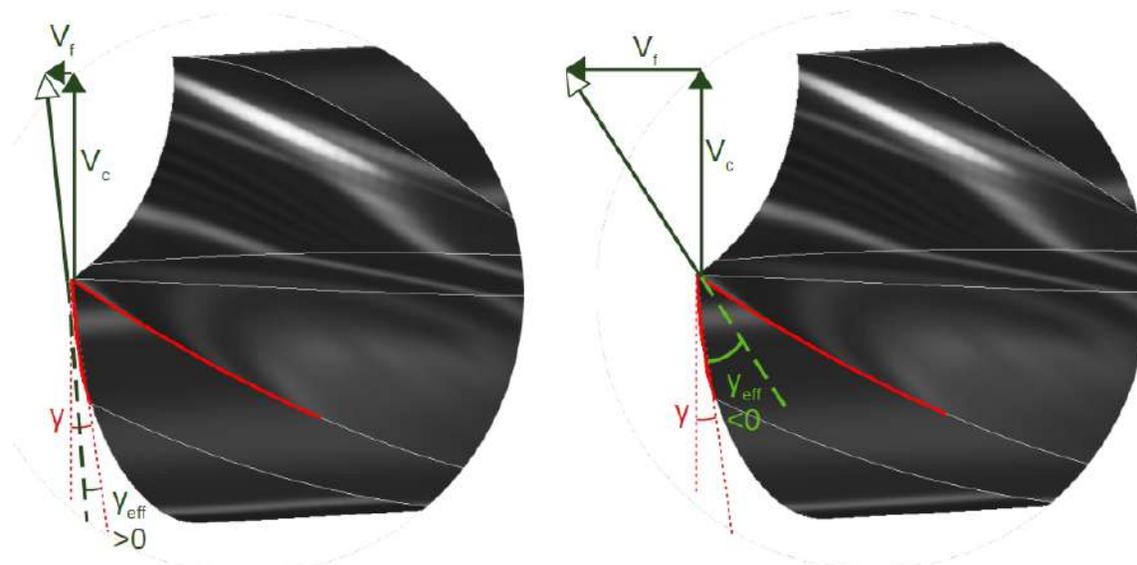


Figura 21. Ángulo de incidencia efectivo en una broca helicoidal al modificar V_f para una determinada V_c .

Las brocas adquiridas comercialmente, ya poseen una determinada geometría. Si bien algunas de esas características pueden ser estándar, según la aplicación o la norma mediante la cual se fabrican, hay otras que dependen del fabricante. Como se explicó previamente en esta sección, cada aspecto geométrico incide de manera diferente en el comportamiento de la herramienta y por lo tanto no todas las herramientas se comportan del mismo modo bajo las mismas condiciones operativas. Existen además, desarrollos complejos propios de cada fabricante con el fin de optimizar diferentes aspectos de los procesos de mecanizado.

Una vez fabricada una broca helicoidal, no todos los parámetros geométricos se pueden modificar (sin contar con maquinaria de muy alto costo o de tal complejidad que implicaría “refabricar” las herramientas). Entre ellos se puede mencionar el ángulo de hélice, la profundidad de los canales o el tamaño del núcleo. Sin embargo, pueden reafilarse para que posean un ángulo de punta y de incidencia determinados, e inclusive pueden generarse con dos o más planos de incidencia para cada filo (multi facetadas) **Fig. 22**.

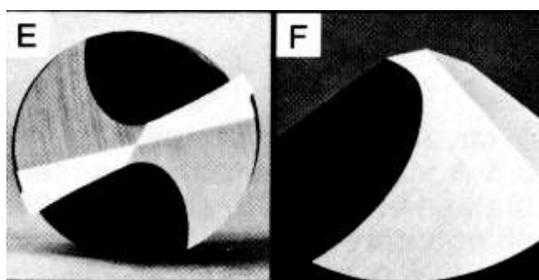


Figura 22. Broca helicoidal multifacetada. [50].

Según Mazoff [50], las herramientas multifacetadas son las que generan menor cantidad de calor y mejoran el centrado de la herramienta al disminuir su desviación cuando ingresa cortando en el material. En el caso de las brocas de cuatro facetas, la estrategia consiste en facetas separadas del filo de corte (primaria) y del talón de alivio (secundaria). El encuentro de estas dos facetas se puede generar, por ejemplo, a la mitad de la longitud del chisel, como se muestra en la **Fig. 22**.

Todos los aspectos de los procesos de mecanizado mencionados hasta el momento, tales como los parámetros de corte y las características de la herramienta, inciden en la efectividad del proceso. Un concepto asociado a esta cuestión es la maquinabilidad.

Maquinabilidad

La maquinabilidad es una propiedad del material que se define como la habilidad de éste para ser mecanizado. Se entiende entonces, que existen materiales que son más fáciles de mecanizar que otros: un acero de bajo contenido de carbono es más fácil de mecanizar que una aleación termorresistente, pero puede generar mayores problemas que un acero aleado [51]. Las principales propiedades del material de las piezas a trabajar que afectan la maquinabilidad y las condiciones óptimas de mecanizado son:

- Ductilidad: un material poco dúctil viene acompañado de una buena formación de viruta y bajo consumo energético dado que produce baja fricción con la herramienta.
- Dureza y resistencia: por lo general, valores bajos de dureza y resistencia son favorables, pero este tipo de materiales suelen ser muy dúctiles y producen adhesión de material en la herramienta. Esto conlleva a un mal acabado superficial y una vida de herramienta corta.
- Microestructura: según la cantidad y la forma de las fases presentes se obtienen distintas propiedades en los materiales. Así como hay fases blandas y dúctiles como la ferrita, están las duras y abrasivas como la cementita. En el caso de la perlita, ésta posee un comportamiento intermedio entre las dos anteriormente mencionadas.
- Condiciones de la pieza: dependiendo de si el material fue previamente laminado en caliente, normalizado, recocido, estirado en frío o templado y endurecido, el comportamiento frente al mecanizado difiere.

-
- Elementos de aleación: la mayoría de los materiales a mecanizar que se emplean en la industria son aleaciones de hierro, aluminio, cobre y níquel. Las propiedades que otorgan los aleantes suelen diferir mucho de las del material base, modificando el comportamiento general del material.
 - Aditivos libres: son elementos de aleación que se incorporan con el fin de mejorar la maquinabilidad. El aditivo por excelencia que mejora la maquinabilidad es el azufre. También se utiliza plomo y selenio, en combinación con el azufre, según cuál sea el material que se mecaniza.
 - Conductividad térmica: un material con buena conductividad térmica evacúa rápidamente el calor generado en la zona de corte, lo cual es muy beneficioso.
 - Endurecimiento: materiales que poseen una capa superficial endurecida sobre exigen a la herramienta en la formación de la viruta ya que la fuerza específica de corte es muy elevada.
 - Inclusiones: las macro inclusiones (mayores a 150 μm) son muy duras, abrasivas y aparecen, generalmente, en materiales de baja calidad. Es importante que no estén presentes para evitar roturas de herramienta.

A grandes rasgos parecería sencillo definir la maquinabilidad de un material, pero al poner en juego la totalidad de variables que están presentes en este proceso, el concepto de maquinabilidad comienza a volverse ambiguo y difícil de cuantificar.

La manera más precisa de definir la maquinabilidad de un material es comparar todas las variables que influyen en el proceso de corte. Sin embargo, esto requiere un estudio muy detallado y la necesidad de contar con información muy precisa del material, lo que no siempre es fácil de alcanzar. Por ello es que suele analizarse la maquinabilidad aislando y estudiando diferentes aspectos particulares: la herramienta, el material y el proceso.

Herramienta: Vida de herramienta

Desde el punto de vista operacional de la herramienta de corte, la maquinabilidad se puede analizar bajo distintos criterios, entre los que se pueden mencionar la vida de la herramienta, la formación de viruta y la tendencia a formar filo de aportación.

La vida de la herramienta es usualmente el más importante de los criterios de maquinabilidad desde el punto de vista del costo de maquinado. Es importante conocer de antemano el tiempo de vida de la

herramienta para saber el momento en que debe cambiarse la herramienta sin llegar a la rotura catastrófica. De ser así, surgiría la necesidad de parar la máquina para reemplazar la herramienta y, podrían ser desechadas piezas que están siendo fabricadas o que se produzcan roturas del equipamiento empleado.

A lo largo de su vida útil, la herramienta sufre desgaste, es decir que su forma va cambiando respecto a la original debido a la pérdida gradual de material y/o deformación. Es por este motivo que llega un punto en el cual la herramienta no puede cumplir adecuadamente con los requisitos de la tarea para la cual fue seleccionada.

En función de las exigencias a las cuales es sometida una herramienta, existen tres posibles mecanismos que conducen a los distintos modos de falla de la misma [33]:

- Falla por carga: cuando la fuerza de corte es excesiva en la punta de la herramienta, provocando una falla repentina por fractura, astillamiento o deformación.
- Falla por temperatura: cuando la temperatura de corte es muy alta para el material de la herramienta, como consecuencia éste se ablanda, se deforma plásticamente y pierde filo. Bajo esta condición también puede aparecer mecanismo de desgaste por difusión. En dicho caso, por las propiedades químicas del material de la herramienta y la afinidad de éste con el material de la pieza podría existir un intercambio atómico entre ambos. Otro escenario que podría presentarse sería que aparezca difusión de los elementos aleantes desde la superficie de la herramienta de corte hacia el núcleo de la misma, o en sentido opuesto.
- Desgaste gradual: proceso que comienza con la reducción en la eficiencia del filo, pérdida de la forma de la herramienta, desgaste acelerado conforme la herramienta se deteriora demasiado hasta la falla final.

Dado que los dos primeros mecanismos mencionados son indeseables porque conducen a una falla inesperada de la herramienta de corte, la tercera es la preferible. El desgaste gradual es predecible, de manera que pueden diseñarse los procesos de mecanizado con mayor seguridad. Se define entonces, a la vida de herramienta como el tiempo de corte neto requerido para alcanzar un determinado límite de desgaste preestablecido.

En la **Fig. 23** se muestra la ubicación de los tipos de desgaste que suelen aparecer se muestran en las brocas helicoidales [48].

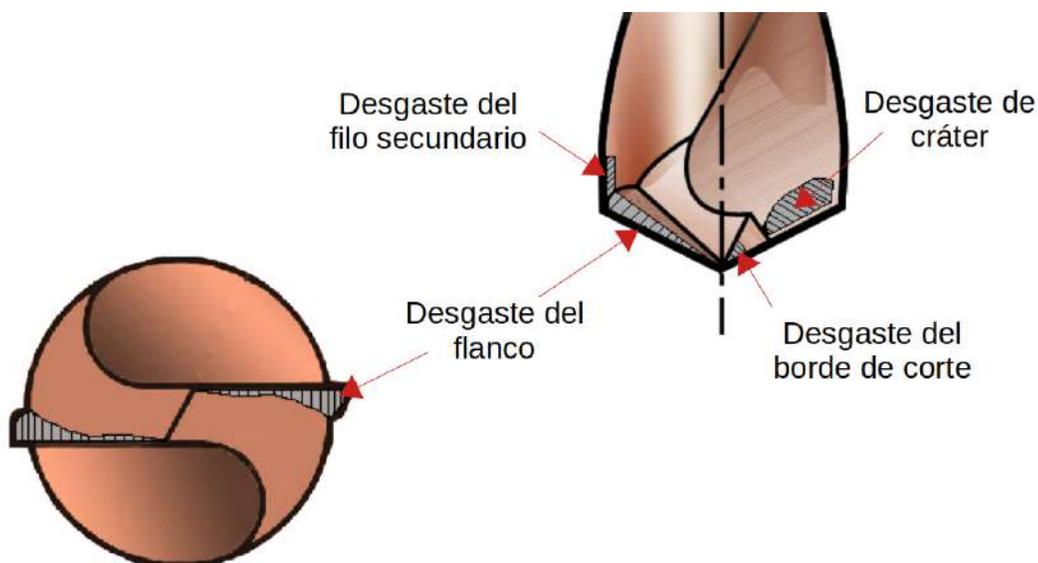


Figura 23. Ubicación de los distintos tipos de desgaste que se presentan en brocas helicoidales.

- Desgaste del chisel: es resultado de abrasión o deformación plástica. Duplica o triplica la carga axial, afectando también a la precisión del centrado.
- Desgaste del flanco: aparece a lo largo de la cara de incidencia, siendo producido por abrasión, ángulo de incidencia insuficiente o un avance excesivo al final de un agujero ciego. Incrementa la carga axial, el consumo de energía, la temperatura del filo principal y la formación de rebaba. Así, la herramienta sufre ablandamiento térmico y aumenta la tasa de desgaste, pudiendo llegar a la rotura.
- Desgaste del filo secundario: se presenta en la esquina exterior del filo principal o en la guía de corte que se encuentra en contacto con la superficie taladrada. Puede ocurrir por abrasión, ablandamiento térmico o difusión. El acabado superficial y la tolerancia dimensional son pobres, produciendo agujeros más pequeños (a menos que aparezca filo de aportación o errores de centrado).
- Desgaste de cráter: aparece en la cara de ataque como resultado de ablandamiento térmico o difusión. Cuando el tamaño es muy grande, debilita el filo de corte y conduce a deformación del filo, astillamiento o rotura.

La evolución típica del desgaste del flanco (VB) de una herramienta de corte se muestra en la **Fig. 24**. En ella pueden distinguirse tres etapas en el avance del desgaste:

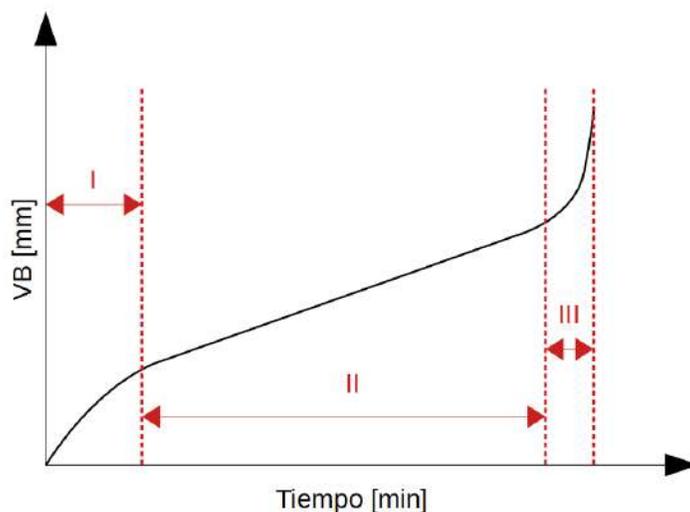


Figura 24. Desgaste de la herramienta (VB) en función del tiempo de corte.

- Etapa I: período de rompimiento inicial, durante el cual se produce un desgaste rápido.
- Etapa II: región de estado estable del desgaste con velocidad de desgaste uniforme.
- Etapa III: desestabilización del desgaste con aceleración rápida del desgaste hasta la falla final.

En la **Fig. 25** se observa que la velocidad de corte (V_c) tiene gran influencia sobre la vida de la herramienta, siendo éste el factor más importante. Al aumentar la velocidad de corte, la zona de desgaste estable se reduce considerablemente y el tiempo en el cual se alcanza el límite de desgaste es menor [52].

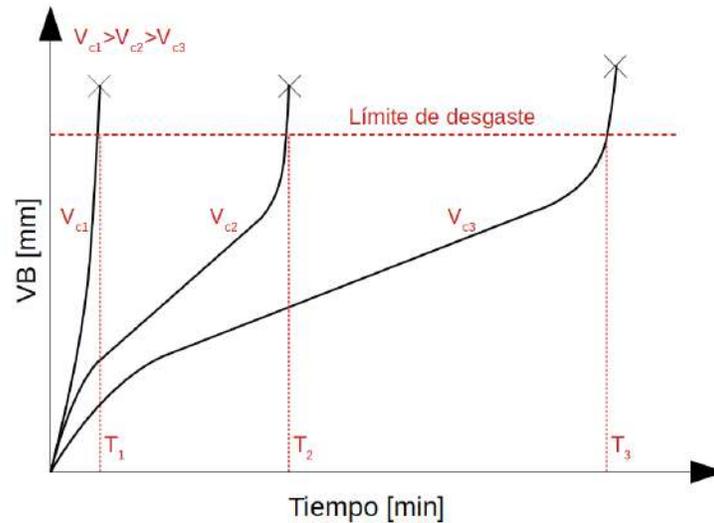


Figura 25. Efecto de la velocidad de corte (V_c) sobre el desgaste del flanco (VB).

Si de las curvas de la **Fig. 25** se extrae el valor de vida (T_i) para cada velocidad de corte (V_{ci}) ensayada y se procede a trazar en una gráfica bilogarítmica la velocidad de corte (V_c) en función de la vida de la herramienta (T), se obtiene lo que se conoce como Gráfico de Taylor (**Fig. 26**). Al aproximar los puntos con una función potencial (recta en el espacio bilogarítmico) queda representada la Ecuación de Taylor (**3**), a partir de la cual puede predecirse la vida de herramienta para una determinada velocidad de corte [52].

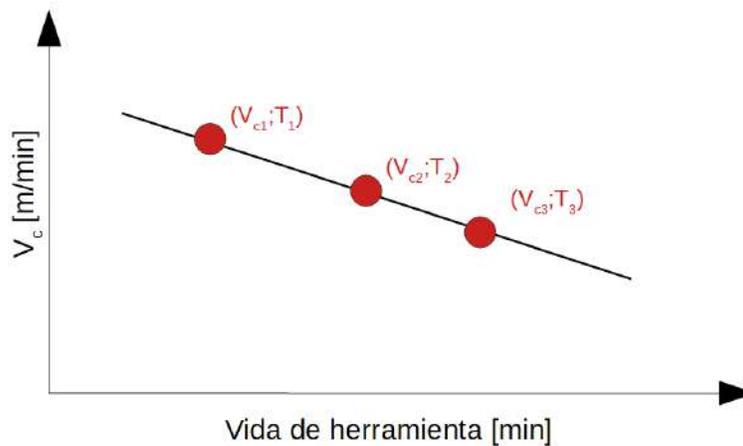


Figura 26. Gráfico de Taylor.

$$V_c \times T^n = C \quad (3)$$

Donde:

V_c [m/min]: velocidad de corte

T [min]: vida de la herramienta

n : exponente de Taylor

C : constante cuyo valor coincide con la velocidad de corte a la cual la herramienta tiene una vida de 1 min

Las constantes n y C dependen del material de la herramienta, del material de la pieza y las condiciones de corte.

A continuación se resumen algunas investigaciones llevadas a cabo sobre maquinabilidad, orientadas al estudio del comportamiento de la herramienta y, en particular, asociadas tanto a la vida como al desgaste de la herramienta.

Mokas et al. [53] estudiaron el comportamiento frente al taladrado de un acero con diferentes tratamientos térmicos. Para ello, efectuaron taladrados a diferentes velocidades de corte y avances, para así evaluar la vida de la herramienta y la microestructura presente en la viruta. Como resultado se obtuvo una correlación empírica de vida de herramienta en función del espesor de la viruta (como función de f_n y la V_c) del proceso.

Da Silva et al. [54] analizaron la maquinabilidad de tres fundiciones grises diferentes considerando la vida de herramienta y analizando los mecanismos de desgaste de la herramienta. De esa manera, han observado que la vida de la herramienta presenta una correlación con las propiedades mecánicas y metalúrgicas de los materiales tales como la forma del grafito embebido en la matriz metálica, la tenacidad y la dureza. Además han notado la presencia de diversos modos de desgaste tales como desgaste abrasivo, astillamiento y difusión.

En la última década, Meena y El Mansori [55-57] han realizado diversos estudios de maquinabilidad en ADI. En sus investigaciones han empleado brocas de metal duro recubiertas con Ti-AlN para evaluar el efecto del sistema de lubricación empleado y las condiciones de corte seteadas sobre el mecanismo de falla que presenta la herramienta. Al realizar los ensayos en seco, encontraron que pueden aparecer diferentes mecanismos de falla de la herramienta (desgaste de cráter, desgaste del flanco, astillado, rotura y filo recrecido) según los parámetros de corte empleados. Empleando un sistema con cantidad de lubricante mínima (se realizará en próximas secciones un desarrollo

detallado de este sistema y sus implicaciones) se logró disminuir el desgaste en la herramienta como consecuencia de la reducción de calor en la zona de corte .

Respecto al desgaste producido en la herramienta, los distintos autores emplean diversos criterios que pueden adoptarse para medirlo [58-61], siendo los más comunes el desgaste máximo y el desgaste producido a una distancia de un sexto del diámetro de la broca desde el extremo.

Sin embargo, aún no se ha evaluado la influencia de la geometría de la herramienta en la maquinabilidad de ADI, siendo éste un factor muy importante en la optimización del desgaste producido y la fuerza de corte necesaria, tal como han informado Alonso et al. [62] y Yavuz et al. [63] para el taladrado de otros materiales.

Material: Integridad superficial

Cuando se toma como parámetro de evaluación de la maquinabilidad el material mecanizado, se orienta el estudio a la integridad superficial, entendiéndose a ésta como el conjunto de características geométricas y propiedades de la superficie y subsuperficie que afectan al comportamiento en servicio. Estas suelen modificarse durante el procesamiento y manufactura de componentes mecánicos, abarcando los seis diferentes grupos de factores clave que se presentan en la **Fig. 27 [64]**. No todos estos factores suelen modificarse o tener relevancia al mismo tiempo, sino que depende del material de trabajo y el proceso empleado. Durante las operaciones de mecanizado, se ejercen esfuerzos mecánicos y se genera calor debido a la energía de deformación introducida y a la fricción con la herramienta. Al mismo tiempo, algunos materiales son más susceptibles a algunos factores que otros.

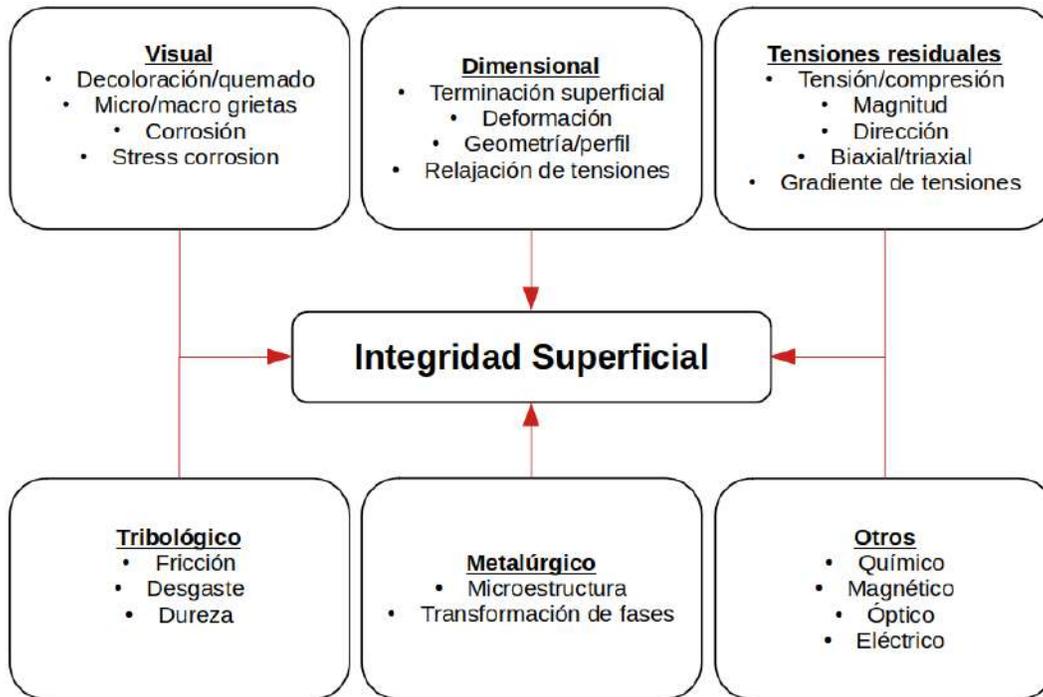


Figura 27. Factores que influyen en la integridad superficial.

Se desarrollan a continuación sólo algunos de estos factores que serán los que se analizarán particularmente en el presente trabajo.

-Terminación superficial

La mayoría de las superficies reales de una pieza se apartan de la superficie ideal proyectada, con desviaciones que tienden a formar patrones o texturas sobre la superficie, generados por la combinación de factores relacionados con el material o con el proceso de fabricación. En el caso del material, el factor de mayor incidencia es la microestructura mientras que, en el caso del proceso de fabricación, es la acción de la herramienta cortando sobre el material [64]. A su vez, factores externos, tales como vibraciones, desbalances y errores en las guías de la máquina también pueden modificar la superficie.

Es importante conocer la topografía de la superficie ya que de esta manera puede predecirse el comportamiento del material a través del control del proceso de fabricación. Su estudio permite detectar cambios producidos en las superficies durante el proceso de fabricación, y hacer los ajustes necesarios para controlar los cambios.

En la **Fig. 28** se muestran las principales características que definen la textura o topografía de una superficie genérica [65]. En la misma se pueden identificar y cuantificar:

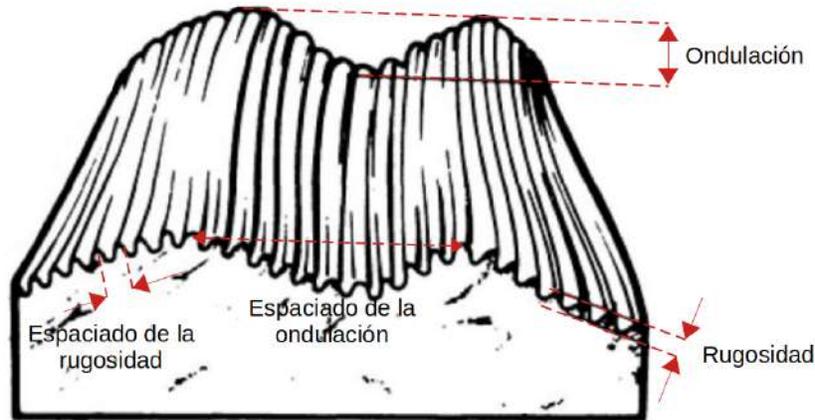


Figura 28. Rugosidad, ondulación y forma general de una superficie.

- Perfil de rugosidad: irregularidades de alta frecuencia en la superficie debidas mayormente a la interacción existente entre el material y la herramienta de corte. Para obtener este perfil, debe realizarse un filtrado del perfil real adquirido de forma tal de eliminar otras irregularidades, como la ondulación por ejemplo.
- Pico: máximo relativo del perfil de rugosidad.
- Valle: mínimo relativo del perfil de rugosidad.
- Perfil de ondulación: irregularidades de media frecuencia en la superficie en las cuales el perfil de rugosidad está superpuesto. Por lo general se forman debido a inestabilidad en la herramienta, errores en las guías de la máquina, flexión o deformación de la pieza, etc.
- Forma de la superficie: forma macrogeométrica de la superficie, sin tener en cuenta los dos perfiles previamente mencionados.
- Dirección de rayado: patrón de mecanizado con una dirección característica (paralela, circular, radial o multidireccional). Este es un rasgo importante a considerar, ya que la medición que se realice debe ser perpendicular a él.
- Línea media: línea de referencia que se encuentra localizada en la parte media del perfil de rugosidad, con la misma forma que el perfil de ondulación, dispuesta en dirección paralela al perfil. De esta manera, la suma de las áreas por encima de esta línea son exactamente iguales a las que se encuentran por debajo de la misma.
- Longitud de evaluación (L): longitud en dirección del eje X empleada para obtener el perfil total bajo evaluación.

- Longitud de muestreo (l): longitud en dirección del eje X usada para la determinación de las características del perfil. Suele ser la quinta parte de L.

Para un análisis efectivo de la superficie, el perfil generado durante la medición del instrumento debe ser evaluado según las fórmulas matemáticas conocidas como parámetros, reconocidas a nivel internacional (normas ISO 4287:1997 [66] y ISO 25178-2:2012 [67], por ejemplo). De esta forma, se puede caracterizar mediante un valor numérico un aspecto de la superficie sin que esté presente la subjetividad de un operador. Sin embargo, debe tenerse presente que con un solo parámetro no es posible una caracterización completa de la superficie, sino que debe utilizarse una combinación de ellos.

En un principio, los parámetros de textura fueron definidos en base a curvas de perfiles (curvas indicadas por la intersección de superficies). A este método de medición se lo conoce como método de perfil o medición de rugosidad lineal (**Fig. 29a**). Sin embargo, más recientemente se ha extendido el análisis de la textura superficial a datos tridimensionales (**Fig. 29b**), los cuales dan mayor información que los bidimensionales que se obtienen en un análisis convencional del método de perfil. Este método es conocido como método de área, en el cual la mayoría de las técnicas de medición se basan en observación óptica con instrumentos sin contacto.

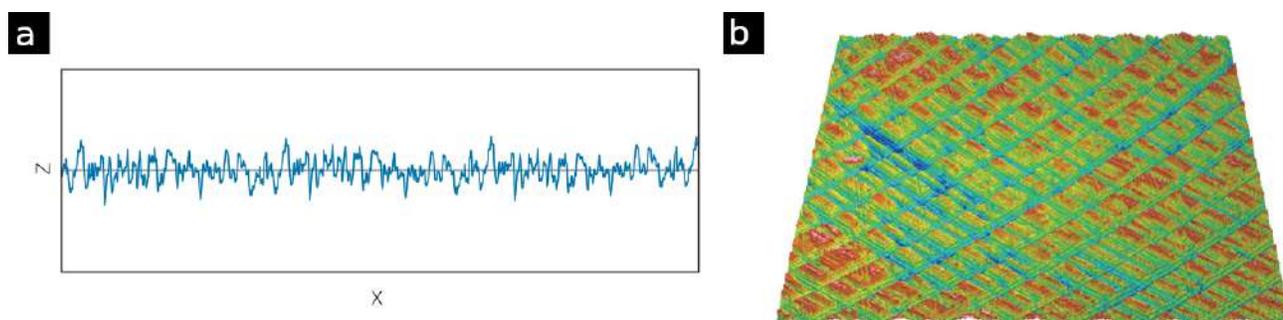


Figura 29. Ejemplos de adquisición de superficies empleando el método **a)** de perfil y **b)** de área. [65].

Existen cuatro tipos de parámetros definidos para el análisis de la rugosidad mediante el método de perfil, que pueden extenderse para el método de área [68]:

- Parámetros de amplitud: dan información de las desviaciones normales de la superficie.
- Parámetros de espaciado: miden los espaciados entre las irregularidades de la superficie en dirección paralela a la superficie, sin tener en cuenta sus amplitudes.
- Parámetros híbridos: combinan la amplitud y el espaciado entre irregularidades.

- Parámetros extendidos: no sólo están definidos por el perfil, sino que requieren más información.

Algunos de los parámetros de rugosidad más comúnmente empleados son:

- R_a (rugosidad media aritmética –Fig. 30–): parámetro de altura que representa el desplazamiento promedio con respecto a la altura o línea media, tomando valores absolutos del perfil de rugosidad, es decir, crestas y valles en el mismo sentido. Debido a que sólo tiene en cuenta las áreas existentes a un lado y otro de la línea media, no tiene en cuenta la distribución, es decir que no permite evaluar el peso relativo de picos y valles. Este parámetro se calcula empleando la expresión (4) y es de suma importancia debido a que es el parámetro más utilizado por fabricantes e investigadores. Los rangos del parámetro R_a esperados para los distintos procesos de generación de superficies se ejemplifican en la Fig. 31.

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |y_i| dx \quad (4)$$

Donde:

L = longitud de evaluación

y_i = altura en cada punto del perfil respecto de la línea media

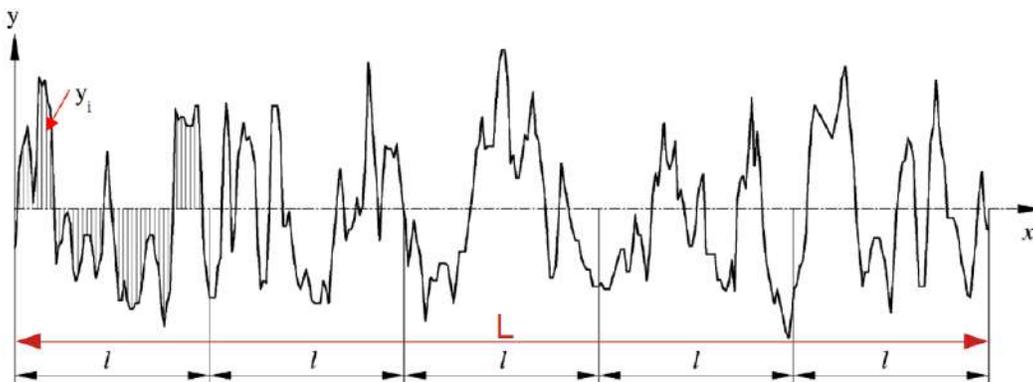


Figura 30. Representación geométrica del parámetro R_a .

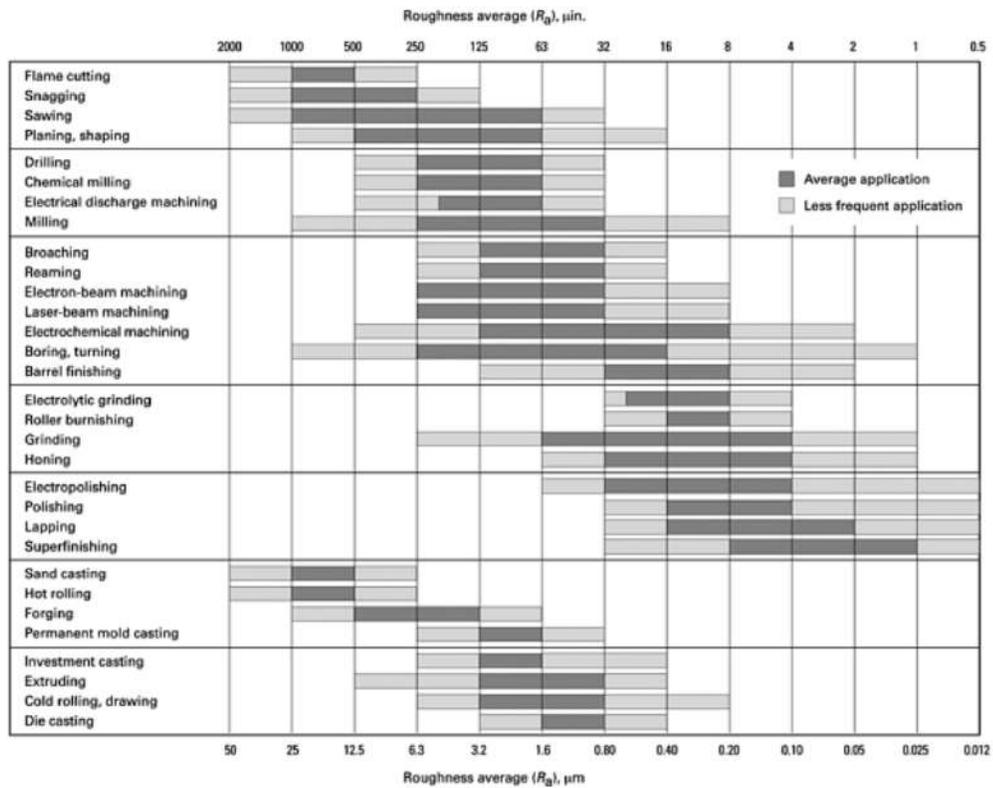


Figura 31. Rango de valores del parámetro R_a esperado para diferentes procesos de generación de superficies. [64].

- R_t o R_{max} (profundidad total de la rugosidad –Fig. 32–): parámetro de altura que representa la diferencia vertical entre el pico más alto y el valle más profundo. Se utiliza mayormente en superficies deslizantes que requieren utilización de lubricante. No permite evaluar el peso relativo de picos y valles.
- R_{tm} (profundidad total de la rugosidad media): parámetro de altura que representa el promedio de todas las alturas máximas pico-valle (pero no permite evaluar el peso relativo de picos y valles) y se calcula empleando la expresión (5).

$$R_{tm} = \frac{1}{n} \sum_{1}^n R_{ti} \quad (5)$$

Donde:

n = cantidad de longitudes de muestras a lo largo de la longitud de muestreo

R_{ti} = distancia vertical entre el pico más alto y el valle más bajo de cada longitud de muestreo del perfil

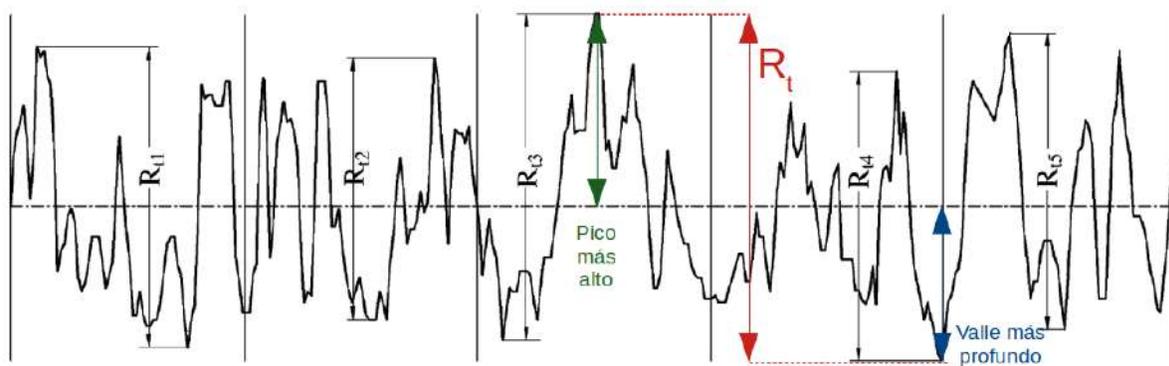


Figura 32. Representación gráfica del parámetro R_t y de los cinco R_{ti} para el cálculo de R_{tm} .

-Alteraciones microestructurales

Durante el mecanizado pueden aparecer diversos fenómenos que alteren las características microestructurales del componente, y son dependientes de los aspectos térmicos y mecánicos del proceso. Estos pueden ser de importancia en el comportamiento en servicio. Entre ellos pueden mencionarse transformación de fases, oxidación, cambios de volumen, introducción de tensiones residuales, deformación plástica, etc.

Shaw [36] expone que en el rectificado, el ángulo de ataque efectivo es muy negativo, y por lo tanto, el mecanismo de remoción de material se suele describir de manera más adecuada como un proceso de extrusión. Zarudi y Zhang [69] han investigado las consecuencias de cambios microestructurales cuando se rectifica acero templado. Dado que el material está expuesto a una fuerza de contacto específica muy alta, se introduce un campo de deformación significativo debajo de la superficie. Bajo estas condiciones, grandes esfuerzos de fricción aparecen tanto entre la herramienta y la viruta, como entre la pieza y la herramienta. Esto produce una generación de calor significativa y por lo tanto, la aparición de gradientes de temperatura en la pieza. Dependiendo del peso relativo entre el aumento de temperatura y la aparición de deformación, pueden aparecer alteraciones microestructurales en el componente. Estas pueden ser evidenciadas como alteraciones en la dureza y la introducción de tensiones residuales, afectando así la integridad superficial.

Tensiones residuales

Los procesos de manufactura usualmente involucran esfuerzos mecánicos y generación de calor por deformación y fricción. Bajo estas condiciones se introducen tensiones residuales en las primeras capas subsuperficiales o se producen modificaciones sobre las existentes. Así, la aparición de tensiones residuales se debe a la combinación de efectos térmicos y mecánicos [64]:

- Efecto mecánico (Fig. 33a): en la pieza mecanizada se pueden distinguir tres zonas. Éstas se

corresponden con la capa superficial que está siendo removida (Z1), la zona mecánicamente afectada que se encuentra justo por debajo de la primera (Z2), y por último la zona correspondiente al núcleo del material (Z3). Durante el rectificado, la Z2 incrementa su longitud como consecuencia de la deformación plástica a la cual se encuentra sometida, pero se ve restringida por la Z3. Es por ello que la Z2 queda en un estado de compresión mientras que la Z3 queda en un estado de tracción. El aumento de temperatura debido a la acción de corte reduce localmente el límite elástico, facilitando la deformación plástica.

Efecto térmico (Fig. 33b): en este caso, la Z2 se corresponderá con una zona afectada térmicamente. Durante el proceso de rectificado, Z2 expande su longitud y se ve restringida por la Z3 quedando en un estado de compresión. Sin embargo, la Z3 se encuentra a una temperatura cercana a la temperatura ambiente, mucho menor que la temperatura involucrada en el proceso de corte (temperatura a la cual sí se encuentra sometida la Z2). Es así que cuando la pieza comienza a enfriarse y a contraerse, se revierten los estados tensionales: la Z2 queda en un estado de tracción y la Z3 en un estado de compresión. Esto es consecuencia de que la Z2 presenta mayor contracción al enfriarse desde una temperatura mayor que Z3. El valor de tensión depende de la máxima temperatura alcanzada y el gradiente de temperatura producido desde la superficie del material hacia el centro de la pieza durante la operación.

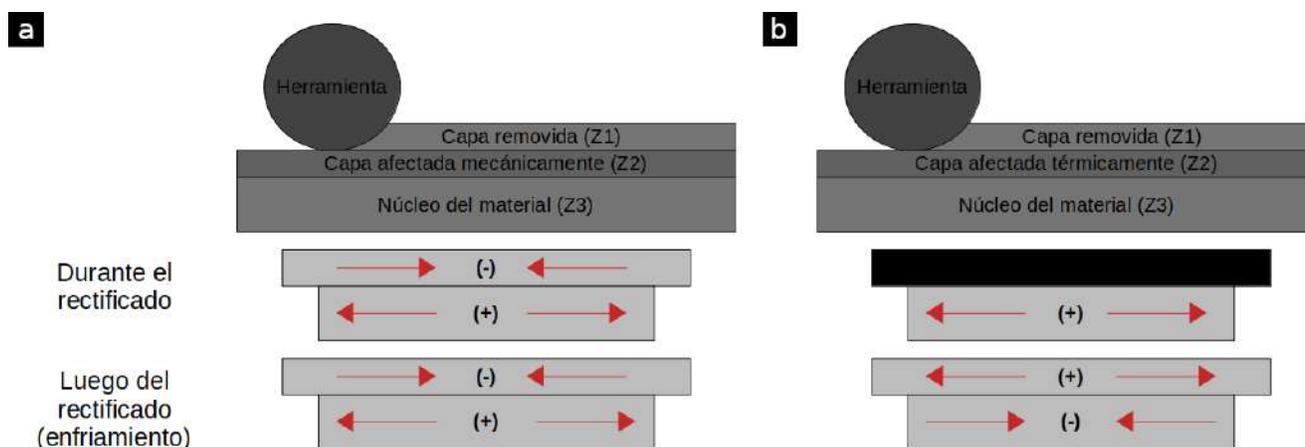


Figura 33. Generación de tensiones residuales en un proceso de rectificado por efectos **a)** mecánico y **b)** térmico.

Totten et al. [70] describieron posibles formas de distribución de tensiones residuales producidas durante el mecanizado. Estas tres distribuciones de tensiones posibles se muestran en la Fig. 34. La tipo I suele estar presente cuando se emplean condiciones que promueven temperaturas elevadas de mecanizado por una fricción excesiva. En esta situación aparecen tensiones residuales de tracción en las capas superficiales y subsuperficiales. En aplicaciones en las cuales los componentes trabajan a

tracción y/o flexión, este perfil no suele ser el deseado dado que de esta forma se promueve la aparición de fisuras. La tipo II evidencia que aún cuando se ha generado suficiente cantidad de calor para producir un pico de tracción, también ha sido introducida suficiente deformación plástica para obtener tensiones compresivas en la superficie. Cuando se aplican condiciones de corte que producen gran deformación plástica, aparece la distribución tipo III con tensiones compresivas en las capas superficiales y subsuperficiales. De esta manera, la formación y propagación de fisuras puede ser arrestada al obtener tensión compresiva en la superficie.

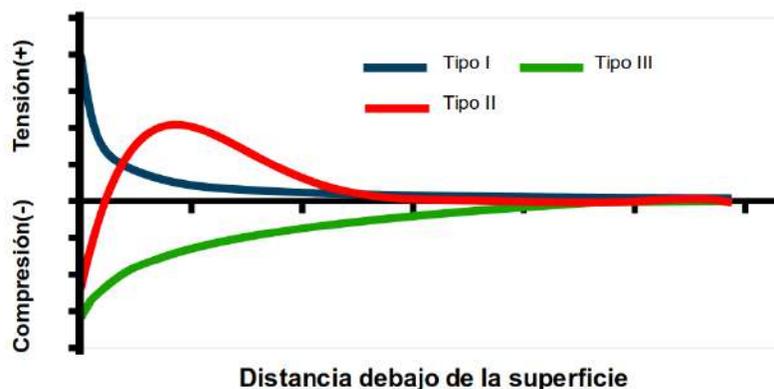


Figura 34. Distribuciones típicas de tensión residual en rectificado.

James and Lu [71] postularon que las tensiones residuales son autoequilibrantes, es decir que la fuerza y el momento resultante que se producen deben ser nulos, en ausencia de esfuerzos externos. Las piezas suelen venir con tensiones residuales de etapas de producción previas, y durante el mecanizado, hay dos efectos que se superponen produciendo un desbalance de fuerzas y momentos internos que modifican ese estado original de tensiones residuales. Por un lado, hay capas de material que están siendo removidas y por otro lado, nuevas tensiones residuales son introducidas por el mecanizado. Masoudi et al. [72] proponen que para que las tensiones vuelvan a un estado de equilibrio deben aparecer efectos de deformación y distorsión de la pieza. Este efecto se vuelve más relevante si hay espesores delgados involucrados.

Alteraciones en la dureza

Las alteraciones de dureza pueden producirse por varios mecanismos, de los cuales los más importantes son: endurecimiento por solución sólida, endurecimiento por deformación, endurecimiento por dispersión, endurecimiento por tamaño de grano y endurecimiento por transformación de fases [73,74].

-Endurecimiento por deformación: es un fenómeno por medio del cual un metal dúctil aumenta su resistencia a medida es deformado plásticamente. El mismo puede estar presente en aleaciones

metálicas sujetas a esfuerzos mecánicos y cambios de temperatura. Se conoce que en la práctica se trabaja con materiales reales, y la diferencia que presentan respecto a los materiales ideales es que los materiales reales presentan defectos en la red cristalina. En este fenómeno deben tenerse en cuenta los defectos lineales, conocidos como dislocaciones, las cuales se generan durante la solidificación o la deformación plástica de los materiales cristalinos. Éstas consisten en planos “extra” de átomos (originales, no intersticiales) insertados en la estructura cristalina, tal como se esquematiza en la **Fig. 35**.

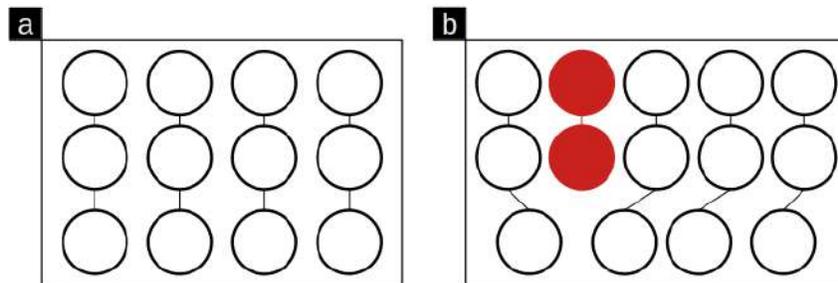


Figura 35. a) Estructura perfecta y b) estructura con dislocaciones.

Cuando al material se le aplica un esfuerzo de corte en dirección perpendicular a la dislocación (dirección de deslizamiento), ésta se desplaza sobre un plano específico. Este plano es conocido como plano de deslizamiento (**Fig. 36**). A la combinación de un plano de deslizamiento con una dirección de deslizamiento se la conoce como sistema de deslizamiento. Los sistemas en los cuales se moverán las dislocaciones serán aquellos en los que se requiera del menor consumo de energía para su desplazamiento.

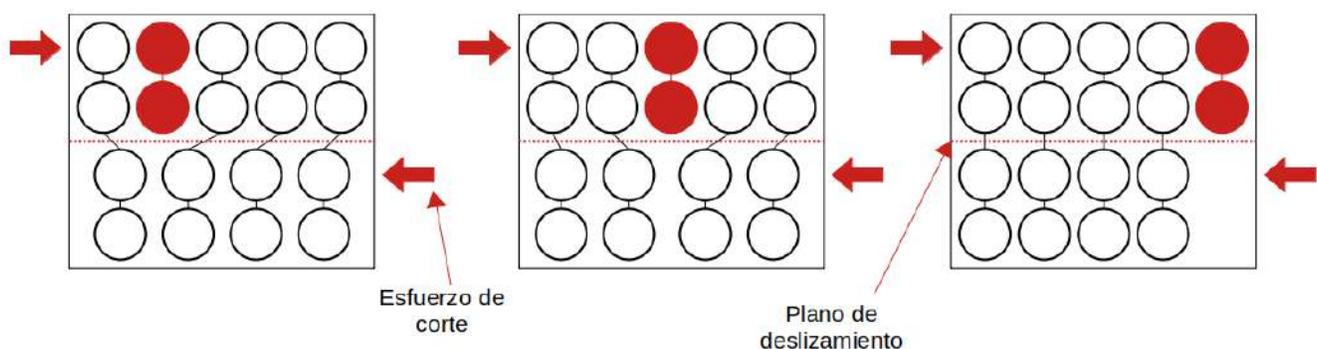


Figura 36. Movimiento de una dislocación sobre el plano de deslizamiento ante la aplicación de un esfuerzo de corte externo.

La deformación plástica en los metales se da porque las dislocaciones son capaces de moverse en el interior del material, reubicando los átomos que forman la estructura cristalina. Además, al moverse e

interactuar entre sí, se incrementa el número de dislocaciones presentes. La facilidad o dificultad para deformar plásticamente un material depende de la facilidad o dificultad de hacer que las dislocaciones comiencen a moverse y se mantengan en movimiento. Entonces, al haber deformación plástica y al multiplicarse la cantidad de dislocaciones presentes en la microestructura, mayor cantidad de barreras se presentan en su movimiento y por lo tanto, mayor fuerza será requerida para promover su movimiento.

-Endurecimiento por solución sólida (Fig. 37): distorsión de la estructura cristalina original dada por el añadido de impurezas o aleantes al material. Esto es resultado de que su tamaño y/o posición es diferente al de los átomos originales, e interfieren con el movimiento de dislocaciones. Estas impurezas ocupan lugares que no están definidos en la estructura cristalina (intersticiales) o sustituyen los átomos de la estructura original ocupando su punto de red (sustitucionales). El grado de endurecimiento que pueda lograrse debido a la solución sólida depende de la diferencia de tamaño entre la impureza y los átomos originales y de la cantidad de impurezas que se añadan. Un ejemplo típico de este caso es el acero, en el que el carbono es un aleante que actúa como impureza al ubicarse en los sitios intersticiales entre los átomos de hierro.

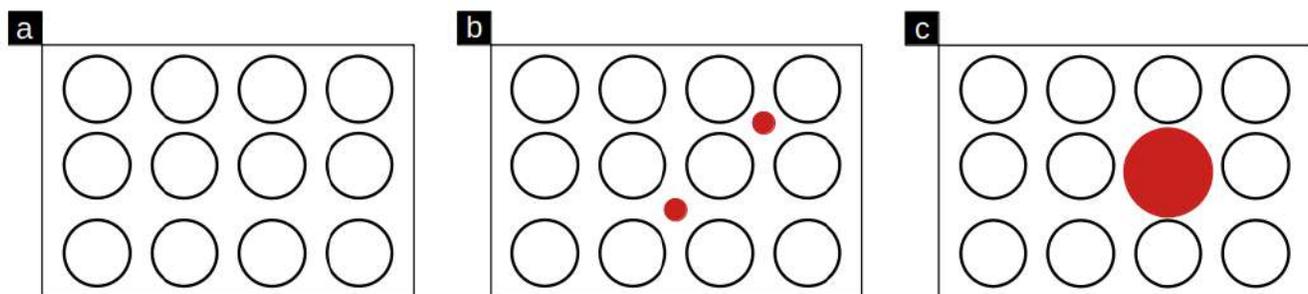


Figura 37. a) Estructura perfecta, b) estructura con átomos intersticiales y c) estructura con átomos sustitucionales.

-Endurecimiento por dispersión (Fig. 38): se da por la formación de precipitados, es decir de pequeñas porciones finas y dispersas de otra fase. Estos son tan pequeños que se ubican dentro del cristal y pueden dificultar el movimiento de las dislocaciones sobre la estructura cristalina, incrementando de esta manera la resistencia del material. Sólo puede darse en aleaciones que tengan líneas de solvus en su diagrama de fases. Durante la solidificación, el material pasa de estado líquido (L) a solidificar en fase α , pero al continuar bajando la temperatura se produce una reacción sólida que permite que otra fase β precipite en la α . El enfriamiento debe ser lo suficientemente lento para permitir que haya difusión, o de lo contrario no se formará el precipitado. Por otro lado, si el tiempo al que se mantiene la aleación es demasiado largo, los precipitados se agrupan formando

granos de fase β por difusión. Al aumentar el tamaño de la fase que ha precipitado, las dislocaciones pueden moverse con mayor facilidad, disminuyendo la resistencia del metal.

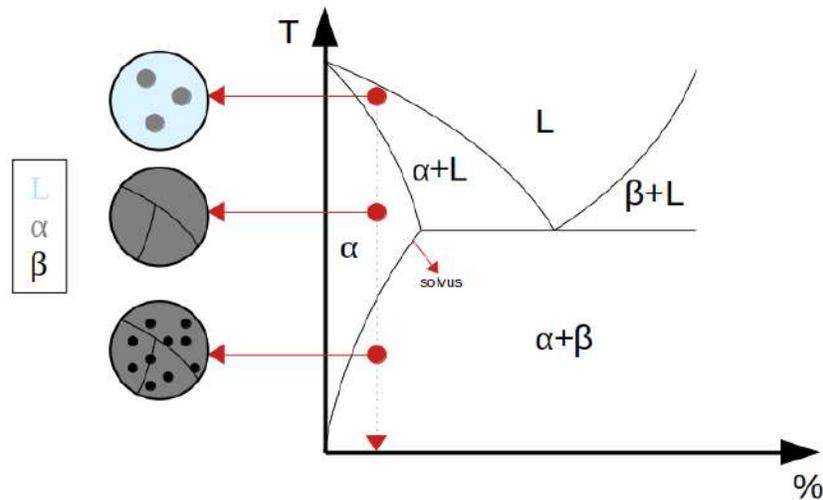


Figura 38. Esquema de un diagrama de fases con las etapas que se producen durante la solidificación para producir endurecimiento por precipitación.

-Endurecimiento por tamaño de grano (Fig. 39): los bordes de granos son barreras que dificultan el movimiento de las dislocaciones del metal. Una dislocación se ve dificultada de pasar de un grano a otro a través de los bordes de grano como consecuencia del desorden relativo en que se encuentran los átomos en esa zona. De esta manera, las microestructuras que presenten menor tamaño de grano, poseerán mayor cantidad de bordes de grano y por lo tanto, mayor será su resistencia

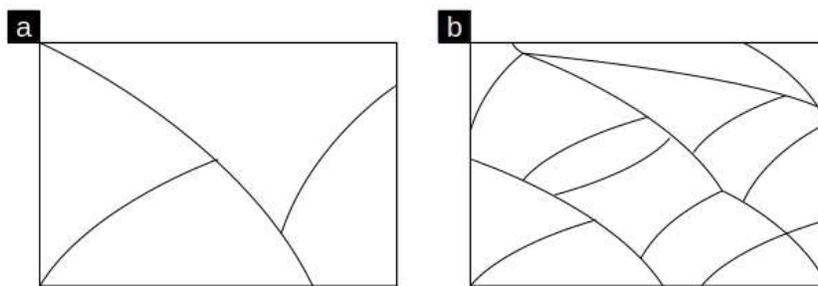


Figura 39. a) Microestructura con tamaño de grano grande y b) microestructura con tamaño de grano pequeño.

-Endurecimiento por transformación de fases: es posible en aquellos materiales cuya microestructura posee austenita con suficiente inestabilidad termodinámica para que pueda transformarse en martensita frente a la aplicación de un esfuerzo y una deformación plástica. De esta

manera se mejora significativamente su resistencia, a costa de una pérdida en la ductilidad, a temperaturas superiores a M_s .

Integridad superficial en procesos de mecanizado:

Cada una de las variables operativas de los procesos de mecanizado previamente mencionadas y sus combinaciones tienen una influencia particular sobre el acabado y la integridad superficial en diversos tipos de materiales.

Existen diversos estudios acerca de la influencia de las variables del rectificado sobre los distintos aspectos del acabado y la integridad superficial llevados a cabo en materiales tan disímiles a los metales como los cerámicos. En investigaciones realizadas sobre operaciones de rectificado tangencial plano en carburo de silicio, Agarwal [75] pudo observar que la profundidad de corte, la velocidad de avance, el tamaño del grano abrasivo y la densidad de la rueda abrasiva son los principales factores que afectan la integridad superficial. Se reportó que el acabado y daño subsuperficial pueden controlarse seleccionando de manera adecuada los parámetros operativos. Liu et al. [76] han indicado que al rectificar nitruro de silicio, un incremento de la velocidad de corte reduce la profundidad del daño subsuperficial y reduce la rugosidad superficial. Ésta se incrementa si la velocidad de avance y la profundidad también lo hacen. Estos estudios muestran que la relación entre las variables del rectificado y la integridad superficial se encuentra en muchos tipos de materiales.

Las aleaciones metálicas abarcan la mayoría de los trabajos, dado que las operaciones de mecanizado constituyen una gran porción de las técnicas de manufactura empleadas en la industria. Tao et al. [77] han observado en sus ensayos sobre rectificado de aleaciones de titanio, que las tensiones residuales son el parámetro superficial más sensible a cambios en la velocidad de avance mientras que la dureza se ve significativamente afectada por la profundidad de corte. Por otro lado, Zhou et al. [78] han concluido que en el rectificado de aceros inoxidable, el tamaño del grano abrasivo es el factor más influyente sobre la integridad superficial. Se mejora el acabado superficial y se reducen los defectos superficiales al disminuir el tamaño de grano y al emplear lubricación.

Por otro lado, en estudios realizados sobre operaciones de taladrado, Sherje et al. [79] compararon el rendimiento de brocas de acero rápido (HSS) y de metal duro recubierto en el taladrado de acero, empleando diferentes avances y velocidades de corte. Los parámetros relevados fueron la rugosidad superficial y la circularidad obtenida, a partir de los cuales se concluyó que la broca de metal duro recubierto presentó un desempeño superior.

Sin embargo, debe tenerse en cuenta que no sólo los parámetros del proceso tienen influencia en la integridad superficial resultante, sino que la microestructura y las propiedades mecánicas del material mecanizado también la tienen.

Según Miao et al. [80], las propiedades mecánicas y la microestructura de los componentes tienen gran influencia en la rectificabilidad, es decir que no todos los materiales presentan el mismo comportamiento frente a diferentes combinaciones de las variables operativas. En sus estudios, han cuantificado y comparado la rugosidad superficial, el acabado superficial y cambios en la microdureza superficial de cuatro aleaciones termo-resistentes con diferentes propiedades mecánicas y microestructuras, obteniendo diferentes resultados para cada una de ellas. Además, aún cuando los materiales de dos piezas muestran dureza similar, uno puede ser más difícil de rectificar que otro [34], como es el caso del rectificado de un acero de medio carbono respecto a una fundición gris. Cuando ambos materiales son rectificadas empleando herramientas de nitruro de boro cúbico (CBN), la fundición gris presenta mayor tendencia a adherirse a los granos abrasivos, disminuyendo así la agudeza de los mismos. Es por ello que para este tipo de materiales, es conveniente el uso de muelas abrasivas de menor grado de dureza dado que poseen mayor capacidad de autoafilado.

Da Silva et al. [54] han encontrado que hay una correlación entre la maquinabilidad y las propiedades mecánicas y metalúrgicas en el taladrado de fundición gris.

Pocos son los trabajos que tratan la integridad superficial obtenida durante el rectificado de DI. Sosa et al. [81] han trabajado sobre muestras de pared delgada de fundición con grafito esferoidal con diferentes conteos nodulares bajo diferentes condiciones de corte. El análisis se basó en el análisis de tensiones residuales, rugosidad superficial y distorsión de forma. Los resultados indican que tanto el CN como las condiciones de corte influyen en el acabado superficial y la integridad superficial. De Martini Fernandes et al. [82] han analizado el proceso de rectificado de fundición nodular perlítico-ferrítico empleando dos tipos de ruedas abrasivas de CBN con granos de diferente tenacidad. La performance de las ruedas abrasivas fue analizada obteniendo valores de rugosidad superficial, relevando la microestructura de las superficies rectificadas y determinando alteraciones de la microdureza desde la superficie rectificada hasta el centro de la pieza. Da Silva et al. [83] compararon la rectificabilidad de tres fundiciones (gris, con grafito esferoidal y compacta) cuando se emplean diferentes muelas abrasivas de carburo de silicio (SiC) y al variar la profundidad y la velocidad de avance. Los parámetros de integridad superficial que evaluaron fueron rugosidad superficial, alteraciones en la microdureza y la topografía superficial. Como conclusión se obtuvo que el orden de rectificabilidad de estas tres fundiciones resultó ser: gris, compacta y con grafito esferoidal, dado que esta última es la que obtuvo el acabado superficial más pobre y presentó alteraciones microestructurales.

Para el proceso de rectificado en ADI, Benini et al. [84] han encontrado una correlación entre los parámetros de integridad superficial y el porcentaje microcristalino abrasivo de Al_2O_3 de diferentes ruedas abrasivas. Sosa y Echeverría [85] han reportado que es posible alcanzar excelente terminación superficial con bajas tensiones residuales y distorsiones. Estas últimas son mínimas cuando la velocidad de corte V_s es baja y la velocidad de avance V_w es alta.

En sus estudios sobre taladrado en ADI, Meena y El Mansori [55-57] pudieron ver la influencia de las condiciones de corte, el desgaste de la herramienta y la morfología de la viruta en el acabado superficial. También han concluido que la aplicación del sistema MQL logra una mejora en el acabado superficial como consecuencia de la reducción en el calor generado.

En lo que respecta a estudios de rectificabilidad en IADI, no se ha encontrado ninguna investigación relacionada con esta temática en la bibliografía consultada, pero sí se han encontrado algunos estudios llevados a cabo en taladrado de IADI. Ghoroghi y Varahram [86] han realizado ensayos de taladrado en IADI, en los cuales se concluyó que las muestras con mayor cantidad de austenita enriquecida en la ausferrita son las que han mostrado mejor maquinabilidad. Ballou et al. [87] han realizado un estudio específico sobre la formación de rebabas en el taladrado de agujeros que se intersectan, en función del desgaste y la geometría de la herramienta, encontrando una interacción entre las variables analizadas.

Proceso: Consumo de potencia y medición de fuerzas

a) Rectificado

En el mecanizado abrasivo, la interacción de los granos con la pieza puede asumirse como una fuerza actúa entre la herramienta y la pieza. Esta fuerza puede descomponerse en tres componentes principales, como se indica en la Fig. 40, cada una de las cuales ejerce un efecto diferente en el proceso [34].

- Fuerza tangencial (F_t): actúa de manera tangencial a la superficie de la herramienta y de la velocidad de la herramienta (6). Dado que la velocidad de giro de la muela abrasiva V_s es muy elevada, esta componente es la principal responsable del consumo de potencia P .

$$P = F_t \times V_s \quad (6)$$

- Fuerza normal (F_n): actúa de manera perpendicular a la superficie de la herramienta. Dado que esta componente es mayor que la F_t , es la principal responsable de las deflexiones de la pieza, de la herramienta, y de la estructura de la máquina en dirección normal a la superficie de la pieza.

- Fuerza axial (F_a): esta componente es la de menor magnitud, apareciendo sólo si se ejerce movimiento lateral de barrido en la herramienta, simultáneamente al de avance.

La energía específica de corte (e_c) está definida por la relación entre la potencia consumida durante el rectificado y la tasa de remoción de material (7). Dado que la tasa de remoción de material típica de este proceso es muy pequeña, y aún cuando la fuerza total involucrada no es extremadamente grande, la e_c sí resulta ser significativa. Así, puede ser empleada en términos de energía como una medida de la habilidad de la rueda abrasiva para remover material [34].

$$e_c = \frac{P}{Q_w} = \frac{F_t \times V_s}{b_w \times a_e \times V_w} \quad (7)$$

Donde:

Q_w : caudal de viruta removido

b_w : ancho de corte

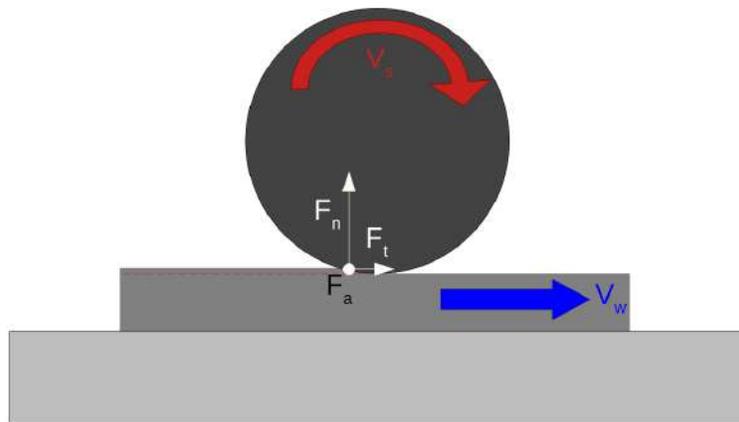


Figura 40. Descomposición de la fuerza de rectificado sobre la muela.

Cuando la profundidad de pasada se encuentra por debajo del valor crítico a la cual se alcanza la etapa de corte, la energía específica tiende a infinito. A medida que se incrementa la profundidad de corte, o de manera equivalente el h_{eq} , la proporción de roce y surcado se reduce frente a la corte y se facilita el proceso de mecanizado, disminuyendo la e_c necesaria [35].

Heinzel y Bleil [88] han observado que la determinación de e_c consumida durante el proceso de corte es de suma importancia dado que influye en la integridad superficial y en las temperaturas de rectificado. Sin embargo, aún cuando la e_c es de utilidad para caracterizar el proceso de rectificado de manera muy precisa, no es suficiente por sí sola para caracterizar la totalidad del proceso. Información adicional de las propiedades térmicas del material mecanizado podría ser favorable en el

análisis.

El número de Peclet (L) es un parámetro adimensional que describe el comportamiento de una fuente de calor en movimiento sobre una pieza, teniendo en cuenta las propiedades físicas y térmicas del material de dicha pieza y las variables relacionadas con el proceso de rectificado en sí [89]. De esta manera, puede interpretarse como una medida de la velocidad de la fuente de calor sobre la superficie rectificada y por lo tanto puede asociarse a la cantidad de calor transmitida hacia la pieza. Este parámetro se calcula empleando la expresión (8).

$$L = \frac{V_w \times \rho_w \times c_w \times \sqrt{p \times \varphi}}{4 \times k_w} \quad (8)$$

Donde:

ρ_w : densidad del material

c_w : capacidad de calor específica

φ : diámetro de la herramienta

k_w : conductividad del material

b) Taladrado

La fuerza de corte que se ejerce sobre la pieza durante el taladrado puede descomponerse en dos componentes principales que son de interés: axial y tangencial, esquematizadas en la **Fig. 41**.

- Fuerza axial (F_p): actúa de manera paralela al eje de giro y es la componente de mayor magnitud. Es el equivalente a la fuerza de avance o presión de taladrado, es decir que representa el empuje que se ejerce durante el mecanizado. Se calcula mediante la expresión (9). La importancia de esta fuerza radica en que, si el husillo es muy débil, la máquina no puede hacer frente a la operación produciendo deformaciones en la máquina-herramienta. De igual manera, si la herramienta es muy esbelta podría fallar por pandeo.

$$F_p = 0,5 \times k_c \times a_{pi} \times f_n \times \sin \kappa_r \quad (9)$$

- Fuerza tangencial (F_c): se encuentra en la dirección de la velocidad de corte, por lo que es la fuerza principal de corte y da lugar al par de torsión (M). Al igual que en la fuerza axial, la fuerza (F_c) es el producto de la fuerza por filo (F_{ci}) (en la dirección tangencial) por el número de filos (10).

$$F_c = k_c \times a_{pi} \times f_n \quad (10)$$

- Momento torsor (M): el momento torsor total es la suma del par torsor de cada filo, por lo que se calcula como el producto entre la fuerza de corte tangencial y el radio hasta el punto central del área de la viruta (r_a) ubicada en $D/4$ (11).

$$M = F_c \times r_a \quad (11)$$

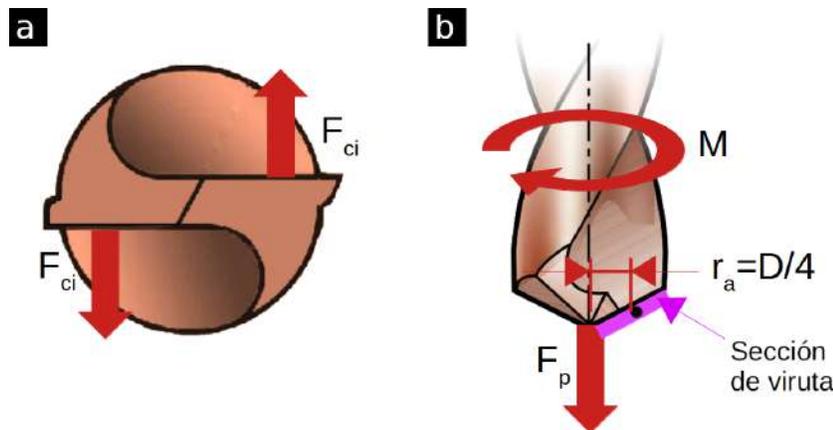


Figura 41. a) Fuerza de corte en el taladrado y **b)** fuerza axial y momento torsor.

Para medir F_p , sólo es necesario contar con un dinamómetro de una dirección, mientras que si también se desea medir M se necesita uno multicomponente [90].

Zhou et al. [78] han determinado en sus estudios que la influencia de la fuerza de rectificado sobre el acabado superficial es pequeña, pero hay una fuerza óptima por encima y por debajo de la cual los defectos superficiales se vuelven más pronunciados. Por otro lado, Liu et al. [76] han evaluado la influencia de los parámetros operativos sobre la fuerza de rectificado. Han podido observar que la componente normal juega un papel importante en la fuerza de rectificado y que a medida que el tamaño de grano se incrementa, la fuerza tangencial también lo hace. A su vez, han concluido que la profundidad hasta la cual se observa daño subsuperficial puede ser obtenida analizando los cambios en las tendencias de la fuerza de rectificado, dada su facilidad en la medición.

Luego de rectificar varios aceros inoxidables con diferentes microestructuras, Chaudhari et al. [91] han observado que las mayores fuerzas medidas se obtienen para la microestructura de menor dureza y de estructura cúbica centrada en las caras (FCC), es decir la más dúctil de ellas. Esto fue atribuido a la mayor facilidad y rapidez para producir el embotamiento de la muela. Esto indica que además de la dureza del material, la microestructura cumple un rol fundamental en la rectificabilidad.

De Martini Fernandes et al. [82] han analizado el proceso de rectificado cilíndrico “en plunge” de DI perlítico-ferrítica empleando dos tipos de ruedas abrasivas de CBN con granos de diferente tenacidad y midiendo la potencia consumida en los diferentes ensayos. Benini et al. [84] han encontrado una correlación entre las fuerzas de rectificado y el porcentaje microcristalino abrasivo de una muela abrasiva de composición Al_2O_3 microcristalino. Sosa y Echeverría [85] han reportado que es posible alcanzar excelente terminación superficial con moderado consumo de energía y bajas tensiones residuales y distorsiones en operaciones de rectificado tangencial plano de DI. Las variables de control de máquina empleadas determinan mayormente la potencia requerida para ejercer el rectificado, y se determinó que la potencia incrementa cuando la V_w empleada es mayor. Da Silva et al. [83] han medido el consumo de potencia de rectificado para herramientas de diferente tenacidad, obteniendo mejores resultados en la herramienta de menor tenacidad. Esto resultó ser consecuencia del rápido desgaste de los granos abrasivos y por lo tanto a una mayor frecuencia en la creación de nuevos filos de corte, lo que redujo el esfuerzo necesario para realizar el corte, optimizando los valores de los demás parámetros analizados. En sus estudios sobre taladrado en seco en ADI, Meena y El Mansori [55-57] han encontrado que la combinación de bajas velocidades de avance y altas velocidades de corte producen altas cargas mecánicas y térmicas sobre el filo de corte, incrementando la e_c . Este comportamiento se verificó a su vez mediante el análisis de la morfología de la viruta, en el cual se reveló la formación de viruta segmentada al mecanizar con mayores velocidades de corte, siendo mayor el espaciado cuanto mayor era la velocidad de avance. Al taladrar empleando un sistema MQL, se observó una disminución de la fuerza de corte como consecuencia de una disminución en la generación de calor, en comparación con los resultados obtenidos en taladrado en seco.

MOTIVACIÓN

De lo expuesto en esta primera sección, se puede concluir que existe una ausencia general en la literatura de suficiente información y herramientas para lograr un completo entendimiento en cómo la integridad de la superficie se ve afectada por los parámetros del proceso de rectificado. Esto produce que el rectificado tangencial plano sea impredecible en componentes de DI tratados térmicamente que tienen requisitos específicos de tolerancias dimensionales y/o excelente acabado superficial en cualquier de sus superficies. Por lo tanto, se plantea el análisis, tanto experimental como empíricamente, la influencia del proceso parámetros y características de la microestructura en el acabado superficial e integridad superficial en muestras de DI.

Por otro lado, se sabe que la longitud de contacto de las diferentes configuraciones geométricas del proceso de rectificado, tangencial plano o cilíndrico por ejemplo, modifica las condiciones del proceso

de corte. Además, existen diferencias microestructurales entre el acero y la DI. Por tanto, los datos preexistentes en la bibliografía actual sobre rectificado con diferentes configuraciones geométricas y materiales no deben extrapolarse al rectificado tangencial plano de ADI. Este hecho produce que exista una ausencia general en la literatura de suficiente información para conocer si el sistema MQL es aplicable en el proceso de fabricación de componentes críticos de ADI. Se plantea entonces, el estudio experimental de la aplicabilidad de MQL y de la influencia que ejercen los parámetros de corte en el acabado superficial de muestras ADI sometidas a diferentes condiciones de rectificado tangencial plano.

Finalmente, de lo consultado en la bibliografía existente, se ha establecido que el estudio de la maquinabilidad en operaciones de taladrado no se encuentra normalizado. A su vez, la investigación que se ha llevado a cabo en ADI e IADI es muy acotada: analiza pocos aspectos del estudio de maquinabilidad y está orientada al uso de herramientas de metal duro. Por lo tanto, se propone la puesta a punto una metodología de ensayo de maquinabilidad en operaciones de taladrado. Para ello, se analiza la maquinabilidad desde el punto de vista del proceso y de la herramienta. En el primero, se mide la fuerza axial durante el taladrado. En el segundo, se evalúa el rendimiento de herramientas de acero rápido de diferentes geometrías. Se cuantifica la vida de herramienta y se establece el modo de falla empleando un mismo avance por vuelta para diferentes velocidades de corte.

Capítulo II: Objetivos

Objetivo General

Estudiar la maquinabilidad de fundiciones nodulares con diferentes microestructuras, empleando herramientas de diferentes geometrías en diferentes procesos de mecanizado.

Objetivos Particulares

Objetivo 1) En base al análisis de integridad superficial obtenida durante un proceso de rectificado, comparar la rectificabilidad de DI (ductile iron) con diferentes microestructuras.

Objetivo 2) Analizar experimentalmente la influencia de los parámetros de corte en rectificado y las características microestructurales, sobre el acabado superficial de ADI (Austempered Ductile Iron) e IADI (Intercritical Austempered Ductile Iron).

Objetivo 3) Determinar la influencia de los parámetros de corte en la topografía superficial cuando se aplica el sistema MQL (Minimum Quantity Lubrication) para rectificado de ADI.

Objetivo 4) Evaluar la maquinabilidad de ADI e IADI en procesos de taladrado con diferentes condiciones de corte y diferentes geometrías de herramienta.

Capítulo III: Metodología Experimental

En este capítulo se describen las técnicas empleadas para abordar las diferentes partes planteadas para este trabajo. Se incluyen el modo de obtención del material de estudio, la preparación de las muestras, la caracterización metalográfica, el setup experimental de los ensayos de rectificado y de taladrado y las caracterizaciones posteriores.

MATERIALES Y MUESTRAS

Obtención del material

El material que se empleó en esta investigación consistió en fundición de hierro con grafito esferoidal y se obtuvo a partir de tres coladas diferentes.

El material de la **Colada I** y de la **Colada II** fue fundido en un horno de inducción con capacidad de 55 kg perteneciente a la División Metalurgia del INTEMA (DMI). El tratamiento de nodulización e inoculación del metal líquido se realizó mediante prácticas convencionales en dos etapas. La nodulización se efectuó en una primera cuchara utilizando el método denominado “sándwich”, el cual consiste en cubrir el nodulizante con chatarra de acero. Como nodulizante se utilizó Fe-Si-Mg (6% Mg) de tipo comercial. La etapa de inoculación se realizó durante el traspaso a una segunda cuchara, agregando Fe-Si (75% Si) al chorro de metal líquido. Luego de ser tratado en las cucharas, el metal líquido se vertió en diferentes moldes de arena. Estos moldes poseían geometrías tales que permitieron obtener muestras prismáticas de 4 mm de espesor y bloques Y de 12,7 mm (ASTM A395). El diseño de los moldes se realizó en trabajos previos de la DMI [9] y [10]. Por medio de su implementación se pudieron obtener muestras con diferentes conteos nodulares dada la diferencia en la velocidad de enfriamiento que resulta.

El material de la **Colada III** se obtuvo como barras cilíndricas de fundición de hierro con grafito esferoidal y matriz metálica perlítica producida en una colada industrial de 400 kg en la empresa Megafund S.A. Las dimensiones de los barrotos resultaron ser aproximadamente 310 mm de largo por 85 mm de diámetro.

Determinación de la composición química

Se determinó la composición química (% en peso) mediante espectrometría de emisión por chispa en la DMI. Para el cálculo del carbono equivalente se empleó la expresión (12). Los resultados se resumen en la **Tabla 1**.

$$CE = \%C + 0,33 x (\%Si + \%P) \quad (12)$$

Tabla 1. Composición química (% en peso) de las diferentes coladas de fundición de hierro con grafito esferoidal.

Colada	C	Si	Mn	Cu	Ni	Mg	S	Cr	Mo	P	CE
I	3,4	3,08	-	0,63	0,5	0,044	0,013	-	-	0,03	4,43
II	3,35	3,68	0,13	0,63	0,5	0,04	0,01	-	-	0,03	4,46
III	3,32	2,78	0,08	1,24	0,56	-	-	0,08	0,46	-	4,25

Nota: Resto Fe.

Fraccionamiento del material

Para la preparación de las probetas se seleccionaron procesos de mecanizado de baja energía para así evitar cualquier alteración en las características de las muestras, tales como tensiones residuales o grandes distorsiones.

En el caso de las muestras que se obtuvieron a partir de los bloques Y de la **Coladas I** y de la **Colada II**, los fraccionamientos iniciales se realizaron mediante el empleo de un serrucho mecánico, para obtener probetas prismáticas de aproximadamente 100x12x4 mm y 80x20x4 mm. Las placas con espesores de 4 mm de esas mismas coladas fueron separadas de los filtros y canales de alimentación mediante corte abrasivo con amoladora de mano. Luego se fraccionaron con serrucho mecánico resultando en muestras de dimensiones aproximadas a 100x12x4 mm. En todas las probetas de dimensiones 100x12x4 mm se realizaron agujeros roscados cerca de los extremos para permitir sujetarlas al portamuestras en las etapas de ensayo de rectificado. Las operaciones de desbaste se realizaron en limadora para reducir el espesor con mínimas modificaciones en las tensiones residuales originales. Las superficies fueron finalmente desbastadas y pulidas con papel de SiC y granulometría creciente hasta #600.

Las barras cilíndricas obtenidas de la **Colada III** fueron torneadas hasta un diámetro de aproximadamente 50 mm. Para facilitar el fraccionamiento posterior, se realizó en esta instancia un tratamiento térmico de recocido. Luego, las barras se fraccionaron en discos de 17 mm de espesor

empleando serrucho mecánico y se refrentaron las caras en torno para asegurar un paralelismo $\pm 0,10$ mm. Finalmente se realizó un taladrado central para poder sujetarlas durante los tratamientos térmicos y se roscaron los agujeros del set de muestras que debían ser fijadas de manera mecánica en los ensayos de rectificado.

Luego de realizados los tratamientos térmicos para ajustar la microestructura, las superficies fueron limpiadas mediante pulido manual con lija al agua SiC con granulometría hasta #400 de manera tal de obtener tanto una superficie lisa como un espesor uniforme.

Determinación del conteo nodular

El conteo nodular de las muestras de la **Colada I**, de la **Colada II** y de la **Colada III** se cuantificó mediante análisis digital de imágenes en superficies pulidas. Para ello se realizaron micrografías de diez zonas diferentes en cada muestra, estableciendo un tamaño mínimo de 5 μm para considerar a una partícula de grafito como nódulo. Empleando la misma técnica se determinó la esfericidad promedio de los nódulos de grafito, la cual resultó ser mayor al 90%. Los valores de conteo nodular resultantes para cada set de muestras se resumen en la **Tabla 2**. Los valores de alto conteo nodular (HNC) se corresponden con los obtenidos de las muestras prismáticas de 4 mm de espesor, mientras que los bajos conteos nodulares (LNC) se corresponden con los de las muestras obtenidas a partir de bloques Y.

Tabla 2. Conteos nodulares obtenidos en las muestras de diferentes geometrías.

Denominación	Colada	Conteo nodular [nod/mm ²]
LNC	I	250
HNC	I	1200
LNC	II	150
HNC	II	600
IADI	III	60

Adecuación de la microestructura

Se prepararon muestras con diferentes conteos nodulares y tratamientos térmicos para poder analizar tanto la influencia del conteo nodular como el efecto de microestructuras distintas en el mecanizado. Durante los tratamientos térmicos se empleó una mufla eléctrica y un horno de sales fundidas, ambos con control de temperatura. En todos los casos, para evitar la descarburación de las superficies, las

muestras se colocaron dentro de un recipiente metálico cubiertas por una mezcla de virutas finas de fundición de hierro, carbonilla y carbonato de bario.

Se obtuvieron muestras con las siguientes microestructuras: ferrítica (F), dos ausferríticas de diferentes resistencias (austemperada a 280°C -ADI 280- y austemperada a 360° -ADI 360°-) y una ausferrítica con ferrita libre (IADI). Para obtener la microestructura de estos grupos de muestras se aplicaron los siguientes ciclos térmicos.

Para el conjunto de muestras F con una matriz metálica completamente ferrítica se realizó un tratamiento térmico de recocido, el cual consistió en un calentamiento y mantenimiento durante 1 h a 910°C seguido de un enfriamiento lento dentro de la mufla (<30 °C/h).

Los ciclos utilizados para obtener dos sets de muestras ADI con matriz ausferrítica de diferente morfología, consistieron en un calentamiento y mantenimiento durante 1 h a 910°C en mufla eléctrica (austenizado), seguido de enfriamiento rápido y mantenimiento por 45 min en sales fundidas a 280°C o 360°C (austemperado).

Para obtener la microestructura de las muestras IADI, primero debió obtenerse una microestructura con matriz totalmente ferrítica. Este tratamiento térmico consistió de un austenizado seguido de un mantenimiento isotérmico a menor temperatura. En este caso, de mayor tiempo que el de las muestras F para disolver los carburos generados en la colada debido al alto contenido de Mo presente en el material de la **Colada III**. Luego para obtener la microestructura correspondiente a las muestras IADI propiamente dichas, se realizó un calentamiento y mantenimiento durante 3 h a 840°C (austenizado intercrítico) seguido de un austemperado a 360°C por 90 min.

Como material de referencia, se utilizaron muestras de un acero comercial SAE 4140, el cual fue tratado térmicamente. Se realizó un austenizado a 850°C seguido de un temple en aceite y revenido a 445°C para obtener dureza similar a la de las muestras ADI 280. Adicionalmente, se preparó un grupo de muestras de fundición de hierro con grafito esferoidal sin tratamiento térmico (AC). El detalle de los tratamientos térmicos empleados, se resume en la **Tabla 3**.

La efectividad de los tratamientos realizados se verificó por dos métodos: determinación de dureza y análisis metalográfico.

Para efectuar la medición de dureza en las diferentes muestras, se seleccionó el método Brinell. Se empleó bolilla de $\varnothing 2,5$ mm y carga 187,5 kg. Los resultados de las mediciones efectuadas se presentan en la **Tabla 3**.

Tabla 3. Características de las diferentes microestructuras obtenidas y sus tratamientos térmicos.

Denominación	Tratamiento térmico		Microestructura	Dureza [HB]	
				LNC	HNC
As-cast (AC)	Sin tratamiento térmico		75-80% perlita + 25-20% ferrita	243	255
Fundición nodular ferrítica (F)	Austenizado 910°C (1 h)	Enfriamiento lento	>95% ferrita	117	184
Fundición nodular austemperada (ADI 360)		Austemperado 360°C (45 min)	Ausferrita gruesa	325	331
Fundición nodular austemperada (ADI 280)		Austemperado 280°C (45 min)	Ausferrita fina	444	461
Fundición nodular austemperada intercrítica (IADI)	Austenizado 910°C (10 h) + Mantenimiento isotérmico 770°C (48 h)+ Enfriamiento en horno (12 h)	Austenizado intercrítico 840°C (12 h) + Austemperado 360°C (90 min)	Ausferrita gruesa + islas de ferrita libre	170	
Acero SAE 4140	Austenizado 850°C (1 h) + temple en aceite	Revenido 445°C (45 min)	Martensita revenida	405	

Caracterización metalográfica

Las muestras fueron pulidas de modo convencional utilizando papel de lija al agua de SiC con granulometrías hasta #1000 y posteriormente en paño húmedo con alúmina. Se utilizó nital 2% (ácido nítrico en solución) a temperatura ambiente como reactivo para revelar la microestructura. Se obtuvieron imágenes de las microestructuras reveladas mediante microscopía óptica (LOM) y microscopía electrónica de barrido (SEM). En la **Tabla 3** se informan las microestructuras obtenidas.

Las imágenes tomadas con microscopía óptica (LOM) de las microestructuras obtenidas a partir de tratamiento térmico de las muestras extraídas de la **Colada I** se presentan en la **Fig. 42**.

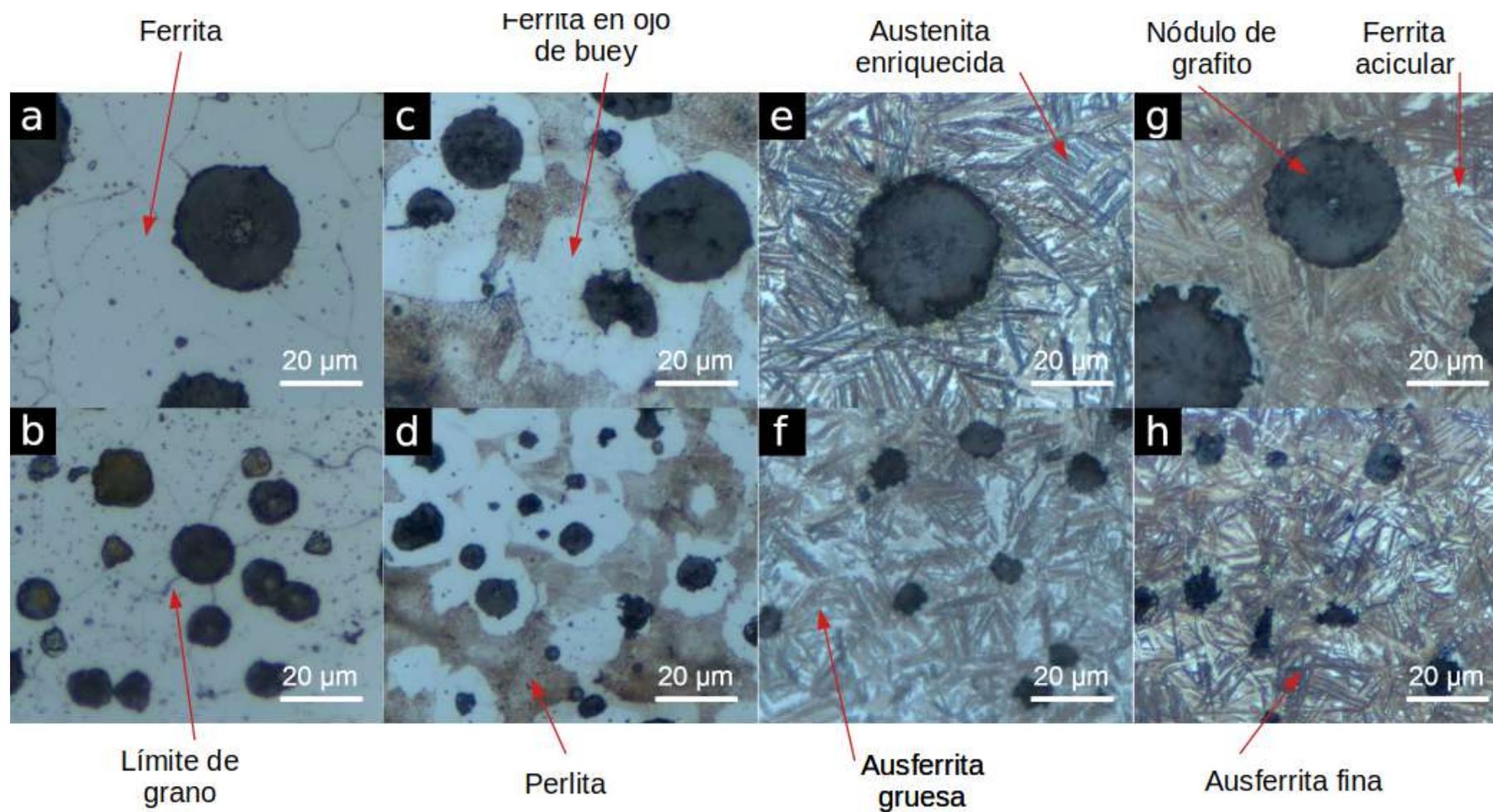


Figura 42. Microestructuras de a) F LNC, b) F HNC, c) AC LNC, d) AC HNC, e) ADI 360 LNC, f) ADI 360 HNC, g) ADI 280 LNC y h) ADI 280 HNC. Todas pertenecientes a la **Colada I**.

Las imágenes tomadas con microscopía electrónica de barrido (SEM) de las microestructuras obtenidas a partir de tratamiento térmico con bajo conteo nodular para las muestras pertenecientes a la **Colada II** se presentan en la **Fig. 43**.

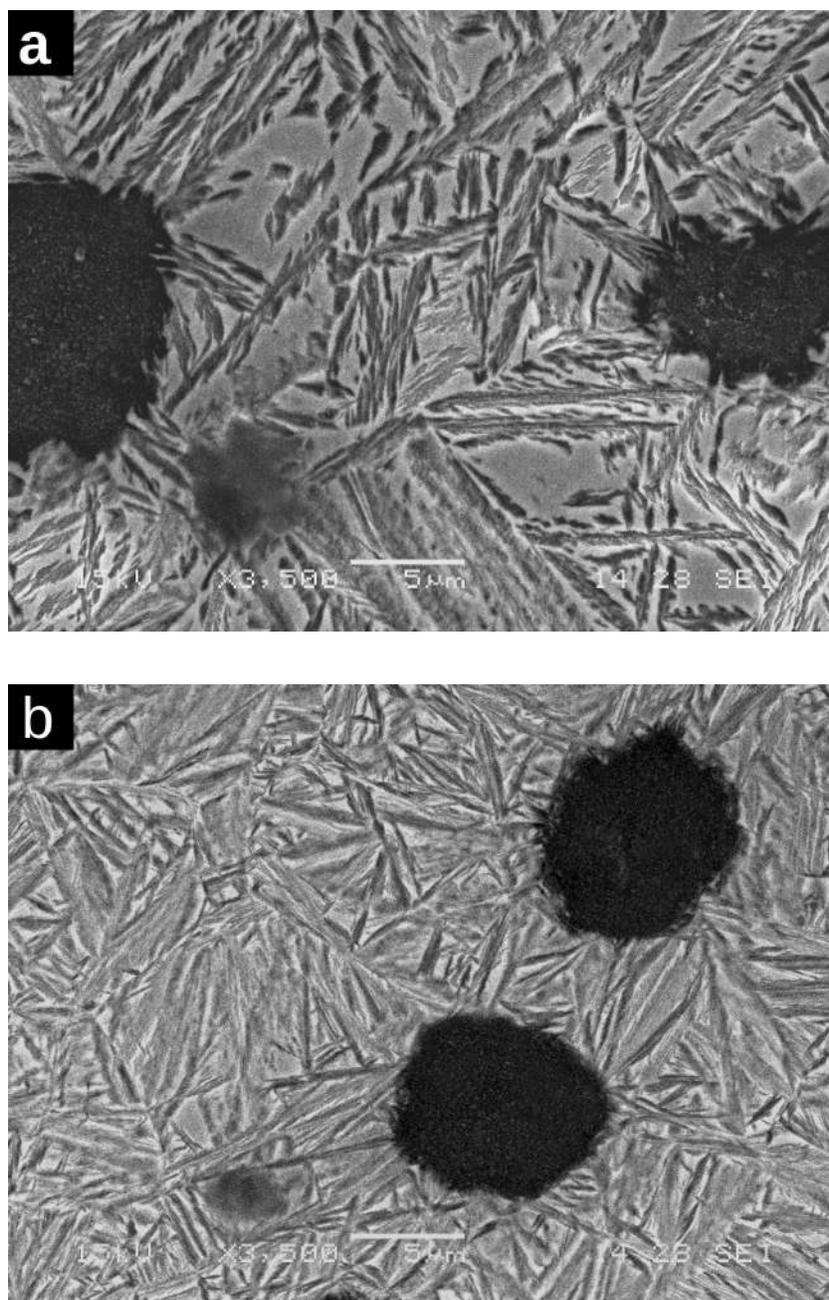


Figura 43. Microestructuras de **a)** ADI 360 LNC y **b)** ADI 280 LNC. Todas pertenecientes a la **Colada II**.

Las imágenes tomadas con microscopía óptica de las microestructuras obtenidas a partir de tratamiento térmico para las muestras pertenecientes a la **Colada III** se presentan en la **Fig. 44**.

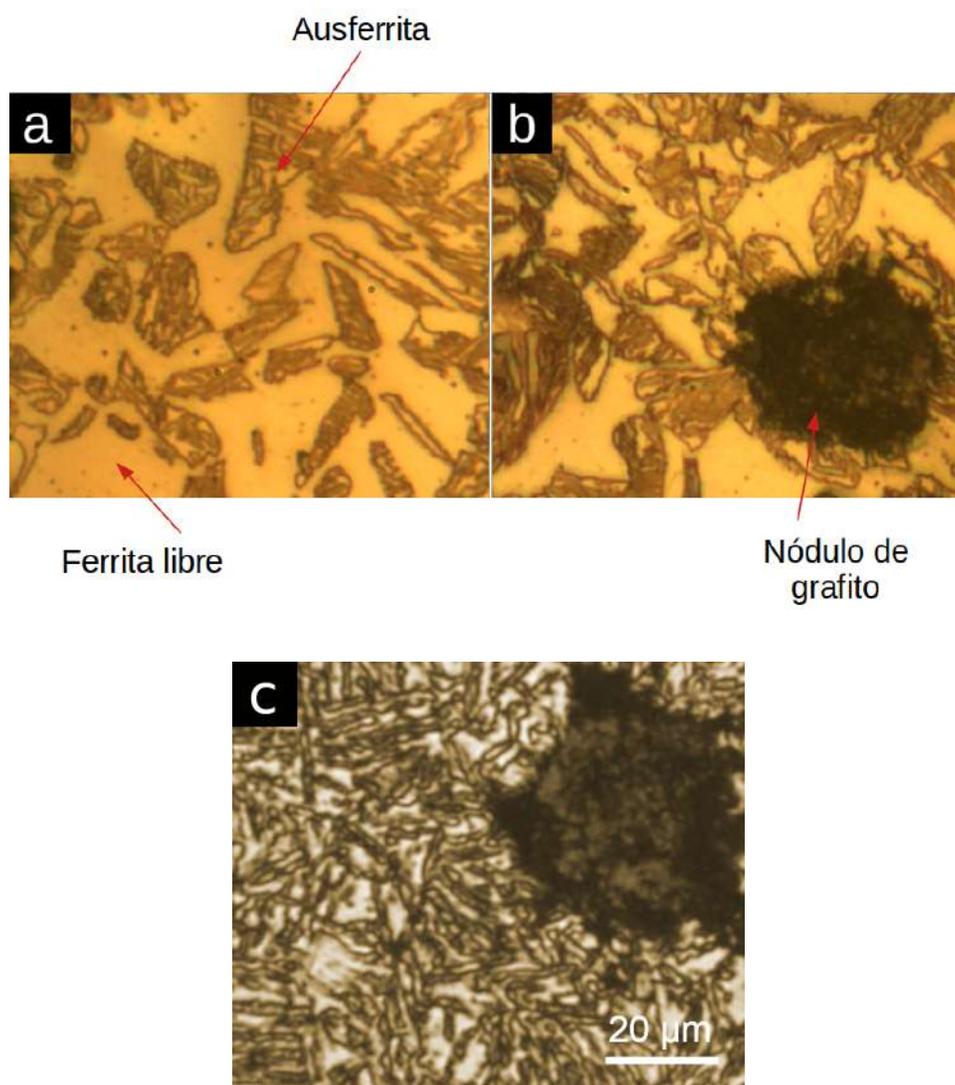


Figura 44. Micrografías con detalle de **a)** matriz metálica, **b)** nódulo de grafito embebido en la matriz metálica en muestras IADI y **c)** ADI 360. Todas pertenecientes a la **Colada III**.

ENSAYOS DE MECANIZADO

Ensayos de rectificado

Se utilizó la rectificadora plana tangencial con husillo horizontal Maqchin TH-M2046A de la **Fig. 45** con las características descritas en la **Tabla 4**. La máquina cuenta con mesa magnética y movimiento alternativo impulsado por un actuador hidráulico.

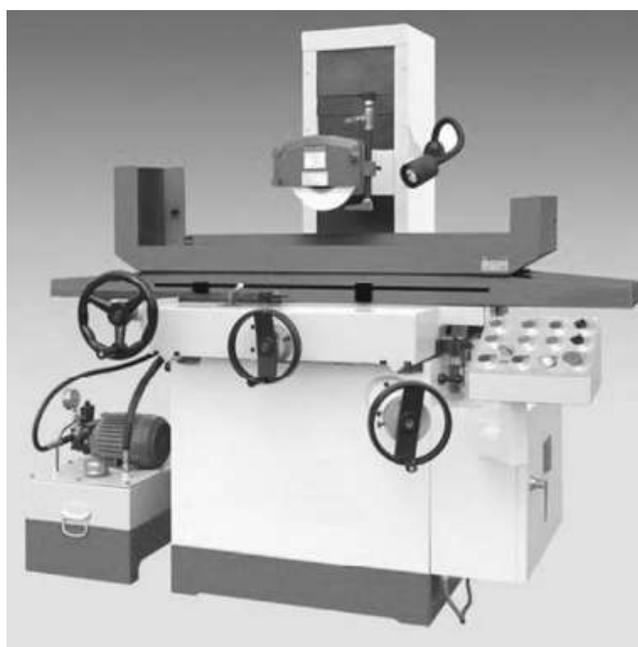


Figura 45. Rectificadora plana tangencial Maqchin TH-M2046A.

Tabla 4. Características principales de la rectificadora plana tangencial.

Planedad obtenible	0,005 mm
Máximo recorrido longitudinal	520 mm
Máxima velocidad de avance	25 m/min
Avance transversal	0,02-4 mm
Velocidad nominal de rotación del husillo	2850 RPM
Graduación de avance vertical	0,01 mm

Las muestras se montaron mediante sujeción magnética y/o mecánica sobre la mesa de la rectificadora. Las muestras de pared delgada debieron ser fijadas mecánicamente a la mesa dado que por la distorsión que se produce por el mecanizado el área de contacto se reduce y se pierde fuerza de agarre. Las muestras IADI debieron ser fijadas con sujeción mecánica dado que no es un material magnético y por lo tanto la fuerza de sujeción no resultó ser suficiente.

Las muelas empleadas fueron todas tipo 1, de grano medio y ligante vitrificado, variando entre granos abrasivos de carburo de silicio negro y alúmina sintética sinterizada. Antes de cada ensayo se verificó el correcto balanceo de la muela y se realizó un reafilado con una punta de diamante.

Se realizaron ensayos en seco y con fluido de corte (sistema convencional inundado y con MQL). El fluido refrigerante utilizado en el sistema inundado fue una solución acuosa conteniendo 5% de aceite soluble. En el caso de lubricación con MQL, se emplearon dos aceites sintéticos poliolester (POE). El lubricante A fue formulado para uso general en refrigeración y compresores de aire acondicionado que emplean refrigerantes HFC (viscosidad 40°C=32,5 cSt y densidad=0,98 g/ml). El lubricante B fue formulado específicamente para uso como fluido de corte en sistemas MQL (viscosidad 40°C=10 cSt y densidad=0,89 g/ml). A su vez, se evaluaron dos caudales (Q) 60 y 140 ml/h.

En todos los casos, la profundidad de rectificado por pasada (ρ) fue de 0,03 mm. Se emplearon diferentes velocidades de corte (V_s) y velocidades de avance (V_w) en el rango de los valores recomendados por la bibliografía para condiciones de semiacabado. Para lograr obtener diferentes V_s se empleó un variador de frecuencia para modificar la velocidad de giro del husillo o se montaron muelas de diferentes diámetros.

Caracterización de lubricantes empleados en rectificado con sistema MQL

Para poder realizar el análisis de resultados obtenidos del mecanizado con MQL, se evaluó la mojabilidad del lubricante A y del lubricante B. Para ello se midió el ángulo de contacto que el líquido forma en una superficie de contacto (muestra ADI rectificada) en función del tiempo. Se empleó un goniómetro RAME HART 500, equipado con una cámara B/N MV-50 y zoom 6X, riel óptico con carro móvil y soportes perteneciente al área de Polímeros Nanoestructurados de INTEMA. La gota ensayada tuvo un volumen de 7 μ L y se tomaron imágenes a una tasa de 10 imagen/s durante 4 s. Luego se digitalizaron los perfiles de la gota de aceite y se post-procesaron mediante el software Wolfram Mathematica.

Ensayos de taladrado

Los ensayos se realizaron en una máquina de control numérico de tres ejes Milltronics RH20 como la de la **Fig. 46** con las características descritas en la **Tabla 5**.



Figura 46. Fresadora de control numérico Milltronics RH20.

Tabla 5. Características principales de la fresadora de control numérico.

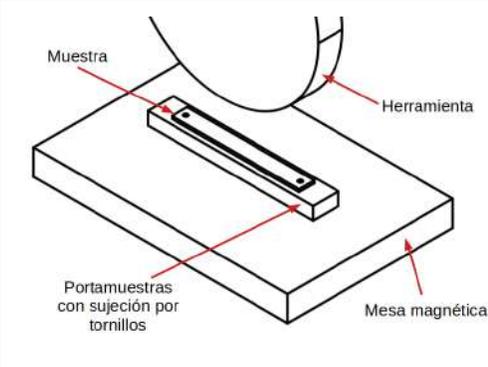
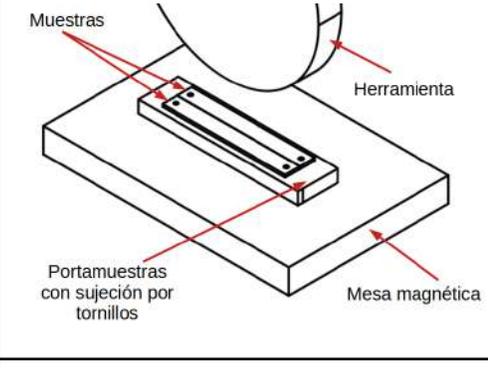
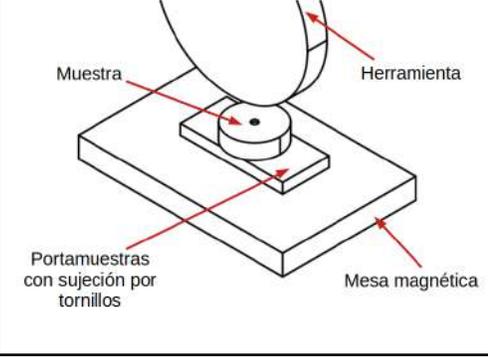
Máximo recorrido (X,Y,Z)	1015x510x610 mm
Máxima velocidad de avance	7620 mm/min
Potencia del motor principal	15 kW
Máxima velocidad de rotación del husillo	8000 RPM

Las muestras se montaron sobre un dinamómetro con un portamuestras tipo morsa diseñado específicamente para tomar piezas con forma de disco cilíndrico y diámetro de aproximadamente 50 mm dejando toda la cara superior libre para poder realizar los taladrados.

Los ensayos se realizaron en seco, evacuando las virutas mediante la aplicación de aire comprimido con bajo caudal en la zona mecanizada.

En la **Tabla 6** se resumen las formas, dimensiones y modos de sujeción de las diferentes probetas empleadas en cada ensayo acompañados de esquemas ilustrativos. En la **Tabla 7** se presentan las herramientas y condiciones de corte empleadas en los diferentes ensayos.

Tabla 6. Forma, dimensión y modo de sujeción de las diferentes probetas empleadas, acompañados de esquemas ilustrativos.

Muestras	Forma de las probetas	Dimensiones [mm]	Sujeción	Esquema
AC - F - ADI280 - ADI360	Prismáticas	100x12x2	Magnética + mecánica	
ADI 280 - ADI 360 - SAE 4140	Prismáticas	100x12x2	Magnética + mecánica	
IADI	Discos cilíndricos	∅50x15	Magnética + mecánica	

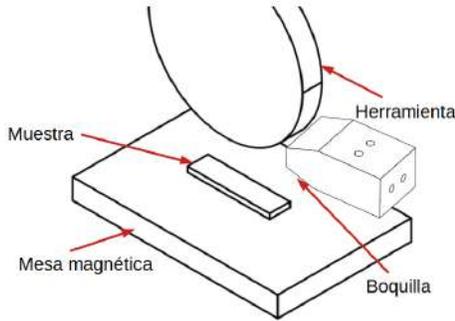
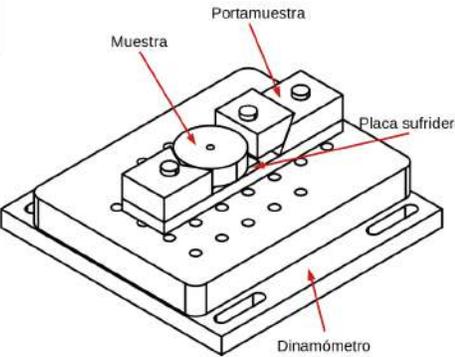
<p>ADI 280 - ADI 360</p>	<p>Prismáticas</p>	<p>80x20x5</p>	<p>Magnética</p>	
<p>ADI 360 - IADI</p>	<p>Discos cilíndricos</p>	<p>∅50x15</p>	<p>Mecánica</p>	

Tabla 7. Herramientas y condiciones de corte empleadas en los diferentes ensayos.

Muestras	Herramienta	Condiciones de corte		Lubricación/ Refrigeración
		V_s [m/s]	V_w [m/min]	
AC - F - ADI 280 - ADI 360	SG36JVH 284x19x80	22	21	No (Seco)
ADI 280 - ADI 360	IC46J5V9 200x20x80	25-30	16-22-28	Inundado
SAE 4140	IC46J5V9 200x20x80	27-30-33	15-17-19	Inundado
IADI	IC46J5V9 200x20x80 A46P6V2 203X19X31,8	20-26-30-36	16-19-22-23,5- 25	Inundado
ADI 280 - ADI 360	IC46J5V9 200x20x80	20-25-30	16-22-28	MQL
		V_c [m/min]	f [mm/rev]	
ADI	Broca helicoidal $\varnothing 5$ mm reafiladas con ángulo de punta 118° y multifacetada con ángulos de incidencia 15°-25°	18-19-20-23-25	0,07	Aire comprimido con bajo caudal
IADI	Broca helicoidal $\varnothing 5$ mm reafiladas con ángulo de punta 118° y multifacetada con ángulos de incidencia 15°-25°	35-37-38-39	0,07	Aire comprimido con bajo caudal

CARACTERIZACIONES

Se tomaron imágenes mediante microscopía óptica (LOM) y microscopía electrónica de barrido (SEM) de las superficies rectificadas.

Se empleó interferometría de luz blanca (WLI) para obtener una representación 3D de la superficie rectificada y perfiles de rugosidad a lo largo de un plano contenido en un plano perpendicular a la superficie y a la dirección del rectificado. Para calcular los valores de la rugosidad media aritmética (R_a) y de la media de la altura máxima (R_{tm}), los datos obtenidos fueron postprocesados utilizando el software MetroPro de la marca de equipos Zygo.

Se obtuvieron los perfiles de rugosidad de las superficies de las muestras rectificadas con un rugosímetro de contacto en la dirección perpendicular a la dirección del rayado generado. También se calcularon los valores de los parámetros R_a y de la altura total del perfil de rugosidad (R_t). Se emplearon cut-off y longitudes de evaluación de 0,8 mm y 4 mm, respectivamente. La punta de contacto posee un radio de 5 μm , y su ángulo es de 90°. Los datos fueron postprocesados utilizando el software Talymap Gold de la marca de equipos Taylor Hobson.

Alteraciones en la microestructura

Las modificaciones en las microestructuras introducidas por el rectificado fueron analizadas por medio de microscopía óptica y SEM en un corte transversal (paralelo a la dirección de rectificado), luego de realizar un pulido convencional y ataque con nital 2%. Además, se empleó un equipo FIB/SEM FEI Helios Nanolab para realizar una remoción de material con un haz de iones Ga^+ focalizado sobre un corte lateral de las muestras rectificadas y tomar imágenes de alta resolución de la microestructura. Se obtuvieron imágenes con iones que permiten revelar la microestructura sin la necesidad de ataque químico.

Distorsión

La forma y magnitud de la distorsión fue medida empleando una máquina de medir por coordenadas (MMC) con incertidumbre $\pm (4L/1000) \mu\text{m}$. La MMC cuenta con un palpador electrónico con esfera de rubí que detecta el contacto con la superficie de la muestra y envía las coordenadas X, Y, Z a una computadora. Los datos adquiridos en la MMC fueron procesados mediante el software CosmosM.

Para realizar las mediciones, antes y después de cada etapa de fabricación, se trazó una grilla rectangular con veintiún puntos en cada muestra para poder tener en consideración toda la superficie rectificada (**Fig. 47**). Así, un gráfico tridimensional amplificado fue obtenido para determinar tanto la

orientación como la forma de la distorsión (**Fig. 48**). Se reportó la máxima desviación (deflexión) con respecto al plano ideal más cercano a la superficie rectificada en dirección perpendicular. En caso de que la curvatura fuera convexa, el signo de la distorsión fue asignado como negativo. En cambio, si la curvatura resultaba cóncava, el signo de la distorsión fue asignado como positivo (**Fig. 49**).

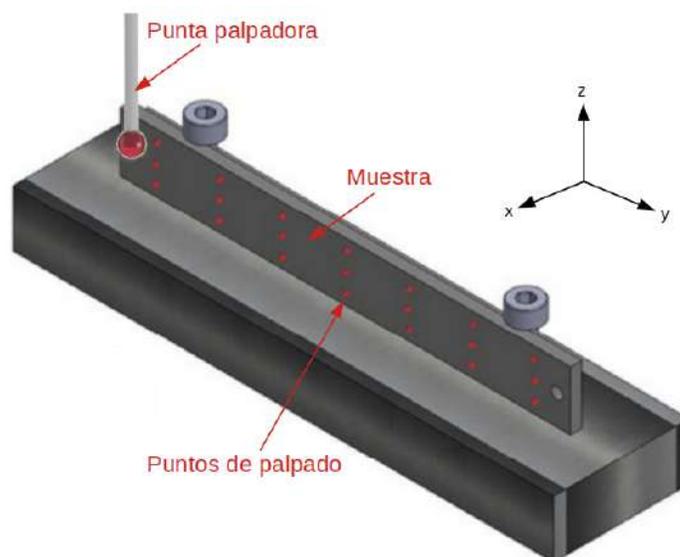


Figura 47. Disposición de las probetas sobre el dispositivo de sujeción sobre la MMC y grilla con puntos de palpado.



Figura 48. Gráficos tridimensionales de la superficie palpada antes y después de la etapa de fabricación (capturas del software CosmosM).

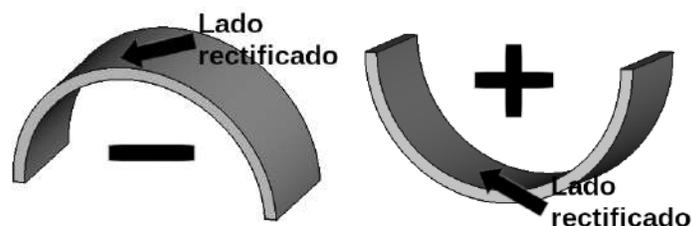


Figura 49. Convención del signo adoptado para distorsión convexa y cóncava.

Difracción de rayos X (DRX)

Identificación y cuantificación de fases

Se cuantificó la cantidad de austenita presente en la microestructura de las muestras ADI (**Colada II**) y de las muestras IADI (**Colada III**) previo al rectificado. En este último grupo también se hicieron mediciones en algunas de las muestras rectificadas.

Se empleó un difractómetro de rayos X PANalytical X'Pert Pro con radiación $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=0,1541$ nm), monocromador de grafito y ranura de incidencia y de recepción de 1° . El paso y tiempo en 2θ seteados fueron de $0,05^\circ$ y 5 s. En muestras ADI se realizó la medición en 2θ en el rango de $40-70^\circ$, mientras que en las muestras IADI se midió en el rango de $30-90^\circ$. Los picos con los cuales se hizo el refinamiento se corresponden con las reflexiones en planos $\text{Fe}\alpha$ (110) y $\text{Fe}\gamma$ (111) dado que son los que presentan mayor intensidad.

Los patrones de difracción obtenidos se aproximaron mediante el uso del software PowderCell 2.4. En la **Fig. 50** se presentan los modelos de las curvas de difracción generados con el software Powdercell para las fases austenita y ferrita en el rango $30^\circ < 2\theta < 90^\circ$. Los valores obtenidos para las muestras antes del rectificado se presentan en la **Tabla 8**.

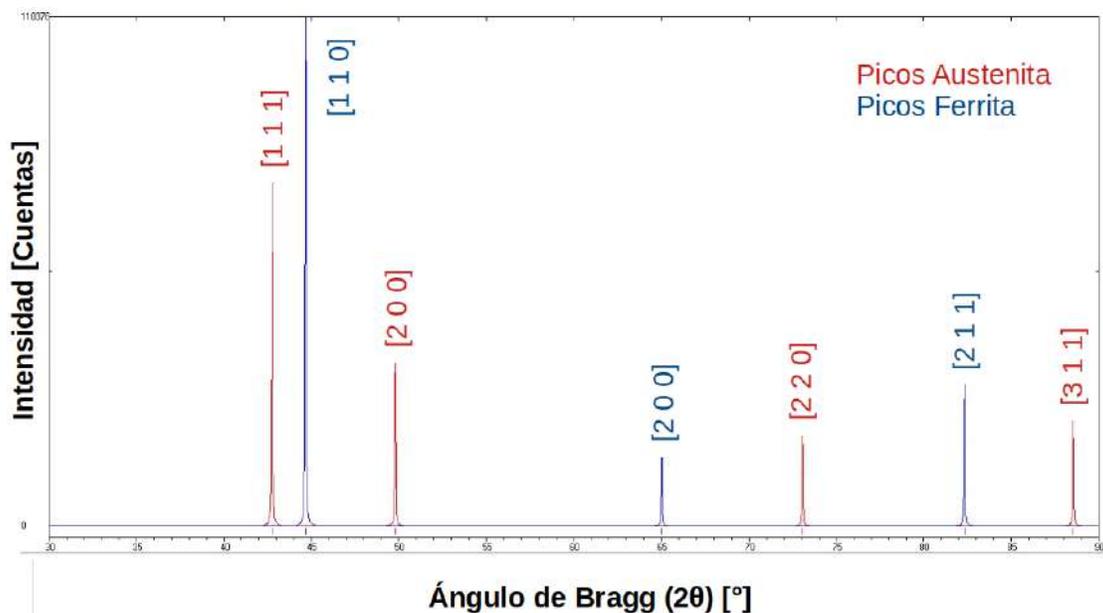


Figura 50. Modelos de las curvas de difracción de la fase austenita y de la fase ferrita entre $30^\circ < 2\theta < 90^\circ$ (radiación $K\alpha_{Cu}$ - $\lambda=0,1541$ nm).

Tabla 8. Cantidad de austenita en las diferentes muestras de ADI e IADI.

Muestra	Cantidad de austenita (%)
ADI 280 (Colada II)	19,5
ADI 360 (Colada II)	27,2
IADI (Colada III)	33,0

Además, con este mismo equipo y mismo rango de análisis, se realizó un barrido rasante con $w=0,5^\circ$ y ranura de $0,5^\circ$. Estos últimos se realizaron para limitar la profundidad de penetración de los rayos X, y poder obtener información de las primeras capas subsuperficiales.

Tensiones residuales (RS)

Colada I

Las mediciones de tensiones residuales (RS) fueron llevadas a cabo empleando un difractor de rayos X Rigaku-Strainflex y la técnica $\sin^2\psi$ para un estado biaxial de tensiones, tal como describe Hauk [92] para aplicaciones en la superficie de un material policristalino. Dichas mediciones se realizaron en dirección paralela al rectificado, dado que Prevey [93] reportó que es la dirección en la que las RS son más significativas. Se eligió radiación $CrK\alpha$ ($\lambda=0,2290$ nm) y reflexión $Fe\alpha$ (211) para

realizar las mediciones, barriendo 2θ en el rango de $140-170^\circ$. El paso y tiempo en cada posición 2θ fueron de $0,2^\circ$ y 1 s, y los ángulos de inclinación fueron $\psi = 0^\circ, 10^\circ, 20^\circ, 25^\circ$ y 30° . El equipo cuenta con filtro de vanadio y ranura de incidencia y de recepción de 1° .

Para poder obtener un perfil de tensión residual por debajo de la superficie, se realizó una remoción sucesiva de capas por electropulido en tres zonas diferentes de la superficie (**Fig. 51**), para así evitar introducir cualquier tipo de modificación significativa en el estado original de RS. Una solución de ácido fosfórico (HF 3%) fue empleada como electrolito, mientras que la densidad de corriente usada se encontró en el rango de $0,1-0,6 \text{ A/cm}^2$. El ancho de pico a media altura (FWHM) también fue determinado para cada profundidad en todas las muestras, para las reflexiones del plano $\text{Fe}\alpha$ (211). Los patrones de difracción se analizaron mediante el uso del software X'Pert Stress.

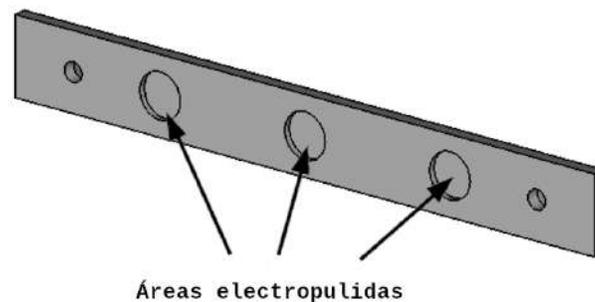


Figura 51. Esquema de electropulido en las muestras.

En la **Fig. 52** se muestra que el perfil de tensión residual efectivo, es decir aquel que resulta luego del mecanizado, fue calculado solapando el perfil de tensión residual obtenido de la medición propiamente dicha y el que resultó de la restitución elástica producida por el desanclaje de la muestra. El radio de curvatura (R) de la muestra rectificada se calculó en base a la distorsión producida (d) a lo largo de la longitud de evaluación (L) con la expresión **(13)**. A partir del radio de curvatura y el espesor de la probeta mecanizada (e) fue posible calcular la deformación ($\epsilon_{\text{restitución}}$) mediante **(14)**. Finalmente la máxima tensión (σ_{mx}), dentro del campo elástico, fue calculada usando la ley de Hooke **(15)**.

$$R = \frac{d}{2} + \frac{L^2}{8d} \quad (13)$$

$$\epsilon_{\text{restitución}} = - \frac{e}{2 \times R + e} \quad (14)$$

$$\sigma_{mx} = E \times \epsilon_{\text{restitución}} \quad (15)$$

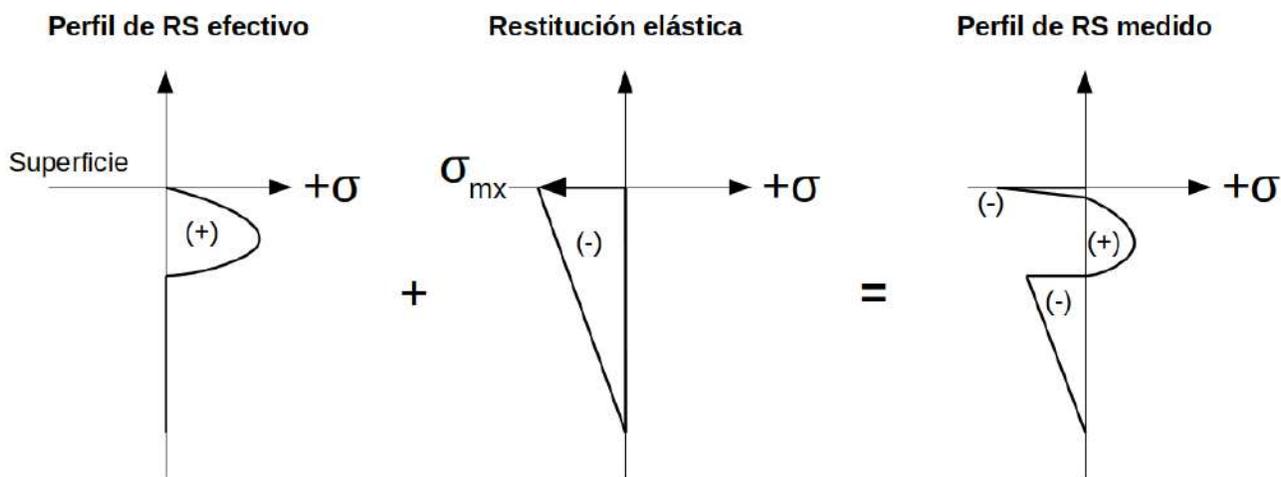


Figura 52. Cálculo del perfil de tensión residual efectiva.

Colada II

Las mediciones de tensiones residuales (RS) en superficie fueron llevadas a cabo empleando un difractómetro de rayos X PANalytical X'Pert Pro y la técnica $\sin^2\psi$ para un estado biaxial de tensiones. Radiación $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=0,1541$ nm) y reflexión $\text{Fe}\alpha$ (211) fueron elegidas para una medición de 2θ en el rango de $78-86^\circ$. El paso y tiempo en 2θ fueron de $0,05^\circ$ y 5 s, y los ángulos de inclinación fueron $\psi=0^\circ, 16,16^\circ, 23,19^\circ, 28,83^\circ, 33,83^\circ, 38,50^\circ$.

Ancho de pico a media altura (FWHM)

Para medir el ancho de pico a media altura (FWHM) sobre el pico $\text{Fe}\alpha$ (211) (ubicado en la zona de $2\theta=80-85^\circ$ aproximadamente) previo al rectificado y en algunas muestras rectificadas, se empleó un difractómetro de rayos X PANalytical X'Pert Pro con radiación $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=0,1541$ nm). El paso y tiempo en 2θ seteados fueron de $0,05^\circ$ y 5 s. En las muestras ADI y en las muestras IADI se realizó el barrido en 2θ en el rango de $30-90^\circ$.

Alteraciones en la dureza

Medición de nanodureza

Perfiles de nanodureza a lo largo de una sección transversal fueron llevados a cabo empleando un triboindenter con un nanoindentador Berkovich y control por carga. Se seleccionaron cargas máximas de 3 mN para las muestras F y 6,5 mN para las muestras ADI 280 y ADI 360, respectivamente. Las indentaciones se realizaron cada $5 \mu\text{m}$ desde las cercanías de la superficie rectificada hasta una profundidad de $100 \mu\text{m}$.

Medición de microdureza

Se optó por emplear microdureza Knoop dado que permite obtener un tamaño de impronta que facilita la medición con una profundidad de penetración pequeña (1/30 de la diagonal mayor). De esta forma, resulta ser adecuada para realizar evaluaciones superficiales.

La microdureza Knoop en las superficies rectificadas de muestras ADI 280 y ADI 360 se midió aplicando carga de 100 g con un indentador de punta rómbica.

Perfiles de microdureza

En esta instancia también se empleó medición de microdureza Knoop dado que la longitud de la diagonal mayor es de 7 veces la longitud de la diagonal menor. Por lo tanto, permite obtener una buena discretización y una fácil lectura a la hora de realizar un perfil de microdureza si se realizan las indentaciones con la diagonal mayor orientada en dirección paralela a la superficie rectificada.

Sobre las muestras IADI rectificadas e incluidas se realizaron perfiles de microdureza Knoop en un corte transversal desde una profundidad aproximada de 10 μm hasta 100 μm . La carga aplicada fue de 100 g.

Medición de potencia, fuerzas y cálculo de la energía específica de corte

Ensayos de rectificado

La medición de la potencia consumida en cada uno de los ensayos se realizó mediante la utilización de un vatímetro analógico. También se empleó un amperímetro para controlar la corriente que circula en el circuito y proteger al vatímetro dado que el mismo no puede soportar una corriente mayor a 5 A. Se empleó además un transformador de corriente de relación 2:1 para disminuir la corriente que pasaba por los instrumentos de medición y no sobrecargar al vatímetro. Por este motivo, las lecturas de potencia debieron ser multiplicadas por un factor de 2.

El esquema de conexión de los instrumentos se muestra en la **Fig. 53**.

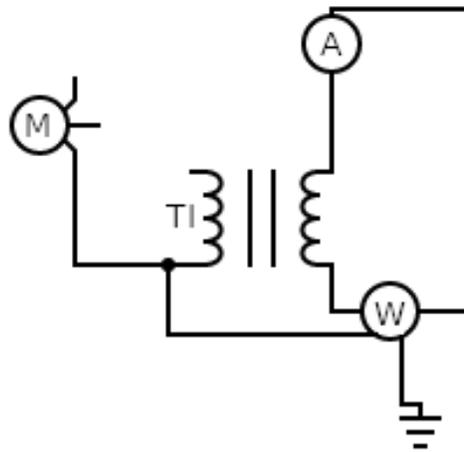


Figura 53. Esquema de conexiones para medición de potencia (M: motor, A: amperímetro, W: vatímetro, TI: transformador de corriente).

La conexión del motor es del tipo estrella con neutro flotante. Las mediciones se realizaron solamente sobre una de las líneas del motor, obteniendo de esta forma las características eléctricas de dicha fase. Por lo tanto, fue necesario multiplicar por un factor de 3 la potencia consumida para obtener así la potencia total. Previamente se comprobó que el desbalance eléctrico fuese prácticamente nulo y que por lo tanto existiera igualdad de consumo de corriente, tensión y potencia en todas sus fases.

Para cada una de las probetas ensayadas se registró la potencia en vacío y las tres máximas lecturas de potencia. Luego se tomó el promedio de ellas, durante cada uno de los barridos. Así se pudo calcular la potencia consumida exclusivamente por la acción del mecanizado. De manera resumida, la determinación de la potencia de mecanizado se calculó según la expresión (16).

$$P_{\text{mecanizado}} = (P_{\text{leída_promedio}} - P_{\text{vacío}}) \times 2 \times 3 \quad (16)$$

Para el análisis de los resultados, se calculó la energía específica de corte (e_c) empleando la expresión (7).

Ensayos de taladrado

Las probetas fueron montadas sobre un dinamómetro que permite medir carga axial de manera continua durante todo el ensayo. El mismo tiene strain gauges internos para transducir la carga a una señal analógica, la cual es convertida en datos digitales mediante un conversor A/D interno de 24 bits. Posee un controlador Arduino para transmitir los datos que fueron adquiridos en tiempo real mediante el software Realterm a una computadora.

Determinación de la deformación plástica

La deformación plástica efectiva (ε), asumiendo la presencia de un estado de tensiones plano, se calculó empleando el método de la grilla (**Fig. 54**), tal como Zarudi y Zhang [69] han descrito en su trabajo. Para el trazado de los marcadores se emplearon improntas de microdureza Knoop. Las diagonales mayores de los romboides sin deformar (D_{x1} y D_{y1}) fueron medidas por medio de microscopía óptica. Luego del mecanizado, las diagonales mayores de los romboides deformados (D_{x2} y D_{y2}) y los ángulos de distorsión (θ_1 y θ_2) fueron medidos del mismo modo.

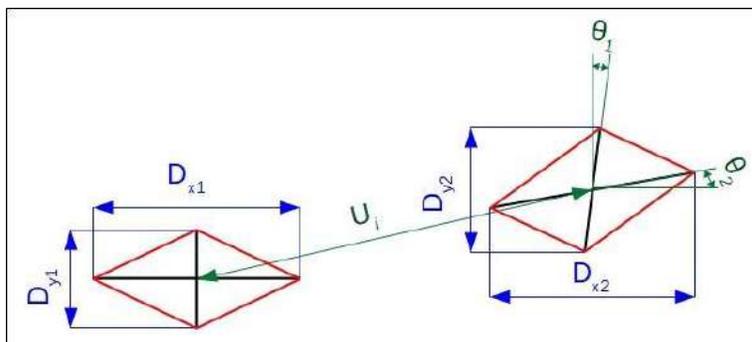


Figura 54. Esquema de las microindentaciones sin deformar y deformadas empleadas para calcular las deformaciones.

Las deformaciones normales fueron calculadas como fracción de elongación de las diagonales mayores con el uso de las expresiones (17) y (18), mientras que la deformación de corte fue calculada como la suma de los ángulos de distorsión aplicando la expresión (19).

$$\varepsilon_{xx} = \frac{D_{x2} - D_{x1}}{D_{x1}} \quad (17)$$

$$\varepsilon_{yy} = \frac{D_{y2} - D_{y1}}{D_{y1}} \quad (18)$$

$$\gamma_{xy} = \theta_1 + \theta_2 \quad (19)$$

Finalmente, ε fue calculada mediante (20).

$$\varepsilon = \sqrt{\frac{2}{3} \times \left(\varepsilon_{xx}^2 + \varepsilon_{yy}^2 + \frac{\gamma_{xy}^2}{2} \right)} \quad (20)$$

Donde:

ε_{xx} : deformación normal paralela a la dirección de rectificado

ε_{yy} : deformación normal perpendicular a la dirección de rectificado

γ_{xy} : deformación de corte

Se realizaron microindentaciones Knoop sobre una cara lateral pulida de las muestras, previo al mecanizado. Las improntas fueron ubicadas en la zona central de la cara lateral de la probeta, a partir de unos 100 μm desde la cara a mecanizar aproximadamente (considerando el material a remover en el rectificado) y a lo largo de una profundidad de unos 200 μm .

Durante el rectificado, las muestras fueron colocadas en pares, con sus caras pulidas enfrentadas y en contacto, tal como se muestra en la **Fig. 55**. De esta manera, actúan como si el material fuese continuo, con su cara lateral libre restringida e impidiendo el incremento de la deformación real.



Figura 55. Ubicación de las microindentaciones Knoop en las muestras.

Medición de desgaste y determinación de vida de herramienta

Para evaluar el desgaste de la herramienta, se tomaron imágenes con un microscopio óptico de la parte frontal de la herramienta en determinados intervalos de su vida útil y al finalizar la misma. A partir de estas imágenes se midieron de diversas formas el desgaste VB producido y se establecieron dos criterios diferentes para determinar el fin de la vida útil de la herramienta (**Fig. 56**). El primer criterio consiste en medir el área de la zona desgastada e igualarla al área de un rectángulo de longitud igual al del filo y altura $VB_{\text{área}}$, mientras que para el segundo criterio se midió el desgaste máximo producido VB_{mx} . Los límites establecidos para fin de vida de herramienta fueron de $VB_{\text{área}}=0,2$ mm y $VB_{\text{mx}}=0,7$ mm.

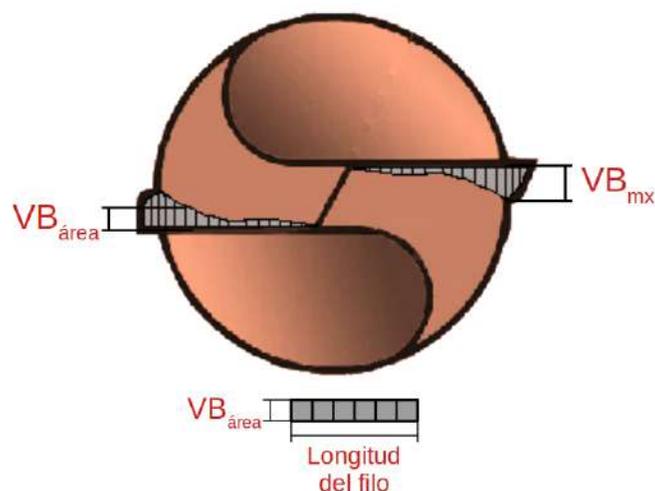


Figura 56. Medición de desgaste en la herramienta ($VB_{\text{real}} \sim 1,04VB_{\text{proyectado}}$).

Con los valores de desgaste medidos en función del tiempo de mecanizado, se construyeron las curvas de evolución de desgaste. Cuando la herramienta alcanzó el límite de vida preestablecido para diferentes velocidades de corte, se registró dicho valor para poder trazar las curvas Vc-T y calcular los coeficientes C y n de la expresión de Taylor (3).

Capítulo IV: Resultados y Discusión

En este capítulo se presentarán y discutirán los resultados obtenidos. Para ordenar el contenido en pos de facilitar la lectura, el mismo fue dividido en cuatro partes:

Parte 1: se compara la rectificabilidad de cuatro fundiciones de hierro con grafito esferoidal (DI) con diferentes microestructuras sin variar las condiciones de corte. El análisis se basa en el estudio de la integridad superficial obtenida durante ensayos de rectificado.

Parte 2: se analiza experimentalmente la influencia de los parámetros de corte en rectificado y las características microestructurales, sobre el acabado superficial de muestras de fundición nodular austemperada (ADI) y fundición nodular austemperada intercrítica (IADI).

Parte 3: se evalúa la aplicabilidad del sistema de mínima cantidad de lubricante (MQL) en el rectificado de dos grados de ADI con diferentes condiciones de corte, diferentes lubricantes y diferentes caudales. Se analiza y determina la influencia de los parámetros de corte en la topografía superficial obtenida cuando se aplica el sistema MQL en el rectificado de muestras de ADI.

Parte 4: se estudia la maquinabilidad de ADI e IADI en procesos de taladrado con diferentes condiciones de corte y diferentes geometrías de herramienta.

Parte I: rectificabilidad de fundiciones de hierro con grafito esferoidal (DI) con diferentes microestructuras

Las muestras empleadas en esta etapa corresponden a la **Colada I**. Las mismas se rectificaron en seco empleando condiciones de corte de semiacabado: profundidad de pasada $p=0,03$ mm, velocidad de corte $V_s=22$ m/s y velocidad de avance $V_w=21$ m/min.

Topografía superficial

En todos los casos, las caras rectificadas presentaron una buena terminación superficial, sin la aparición de defectos macroscópicos detectables a simple vista, como quemado o surcos pronunciados.

En cuanto a los aspectos microscópicos, las muestras ensayadas presentan una terminación dentro del rango usualmente esperado para superficies metálicas rectificadas. La **Fig. 57** muestra una imagen tomada mediante SEM representativa de todas las superficies rectificadas, en la cual no se observa presencia de microfisuras, material redepositado o debris deformado plásticamente. Sobre la superficie existen huecos que son resultado del desprendimiento de nódulos de grafito durante el rectificado.

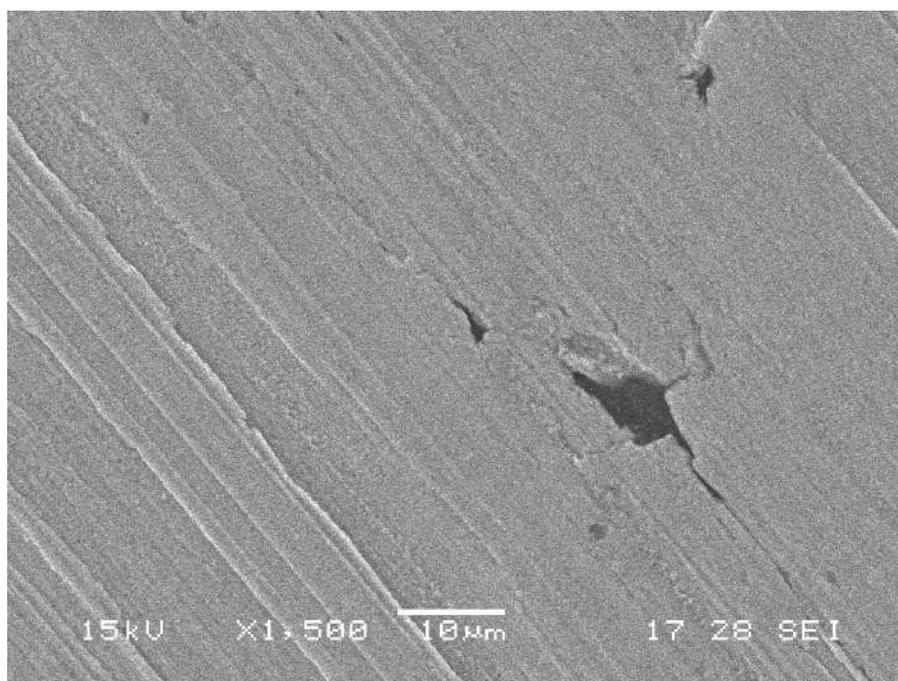
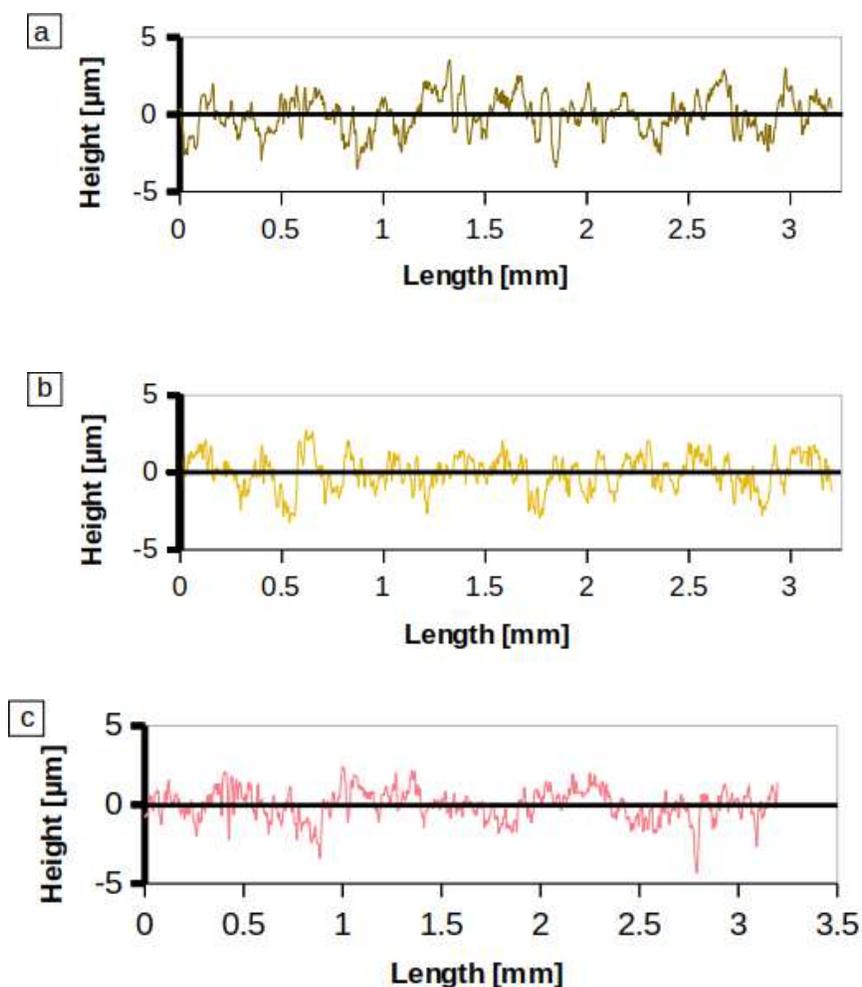


Figura 57. Superficie de muestra ADI 280 de bajo conteo nodular (LNC) rectificada.

En la **Fig. 58** se presentan perfiles de rugosidad correspondientes a probetas ADI 280 y ADI 360. Éstos son representativos de todas las muestras, ya que todas resultaron con acabado similar. Como es de esperar, la distribución de picos y valles es irregular y sin periodicidad marcada, dado que los granos abrasivos se encuentran distribuidos aleatoriamente sobre la superficie de la herramienta. Comparando los perfiles para las muestras de alto conteo nodular (HNC) y de bajo conteo nodular (LNC), puede observarse que los valles correspondientes a los perfiles de probetas LNC tienden a ser más anchos y profundos que los de las muestras HNC. Esto podría relacionarse con el hecho de que los nódulos de grafito que fueron desprendidos de la superficie en muestras LNC tienen mayor tamaño que los de las muestras de HNC. Entre ambos grupos de probetas ADI no se observan diferencias significativas.



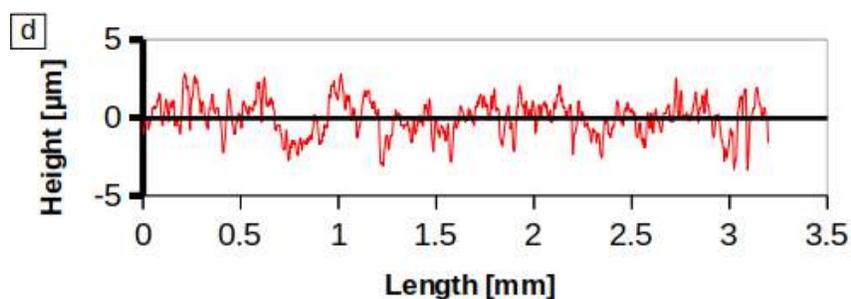


Figura 58. Perfiles de rugosidad para muestras **a)** ADI 280 LNC, **b)** ADI 280 HNC, **c)** ADI 360 HNC y **d)** ADI 360 LNC. [94].

En la **Fig. 59** se muestra el valor de R_a promedio para cada microestructura y cada conteo nodular, siendo la máxima desviación estándar de $0,025 \mu\text{m}$. En la **Fig. 60** se presentan los valores del parámetro R_t , con una desviación estándar máxima de $0,7 \mu\text{m}$. Tal como han determinado previamente Sosa y Echeverría [85], la tendencia que siguen los valores del parámetro R_t es la misma que la que siguen los de R_a .

Todos los valores del parámetro R_a se encuentran dentro del rango de $0,45\text{-}0,9 \mu\text{m}$, el cual se corresponde con el rango inferior de los valores esperados en operaciones de rectificado ($0,1\text{-}1,6 \mu\text{m}$). Por este motivo, es que puede asumirse que las condiciones de rectificado aplicadas permitieron un auto-afilado correcto de la herramienta. Puerto et al. [95] han establecido que esta situación implica que aparezcan nuevos cortes de filo como resultado de un mecanismo de fractura y desgaste de los granos abrasivos. De esta manera, al ocurrir sin causar un excesivo desgaste de la herramienta, la capacidad de corte no se ve modificada durante el mecanizado.

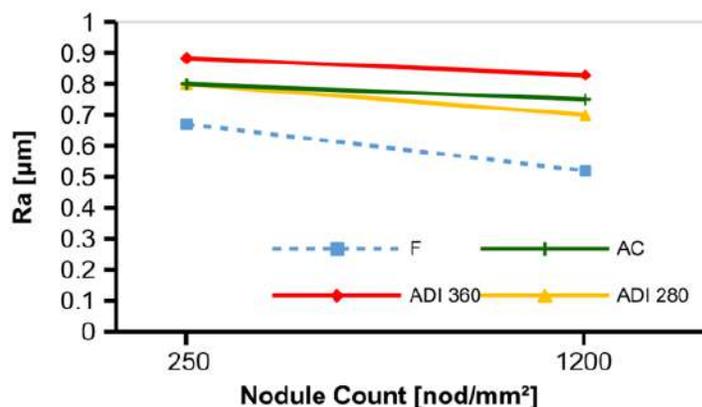


Figura 59. Valores de R_a promedio para todas las muestras. Las líneas continuas se aplican para el grupo de muestras de alta dureza y baja ductilidad y la línea de puntos para el grupo de muestras de baja dureza y elevada ductilidad. Máxima desviación estándar: $0,025 \mu\text{m}$. [94].

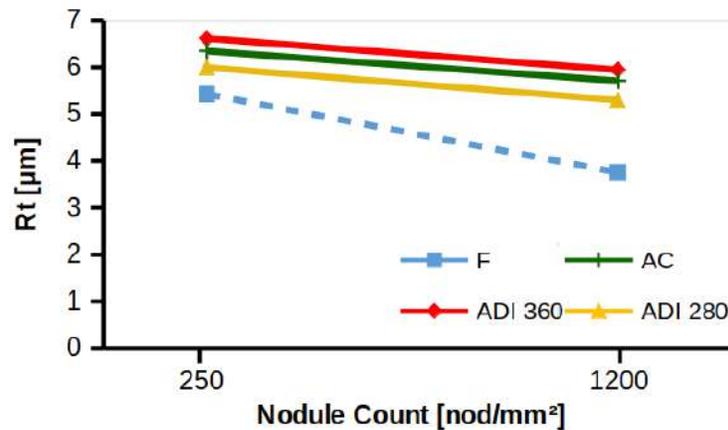


Figura 60 Valores de R_t promedio para todas las muestras. Las líneas continuas se aplican para el grupo de muestras de alta dureza y baja ductilidad y la línea de puntos para el grupo de muestras de baja dureza y elevada ductilidad. Máxima desviación estándar: $0,7 \mu\text{m}$. [94].

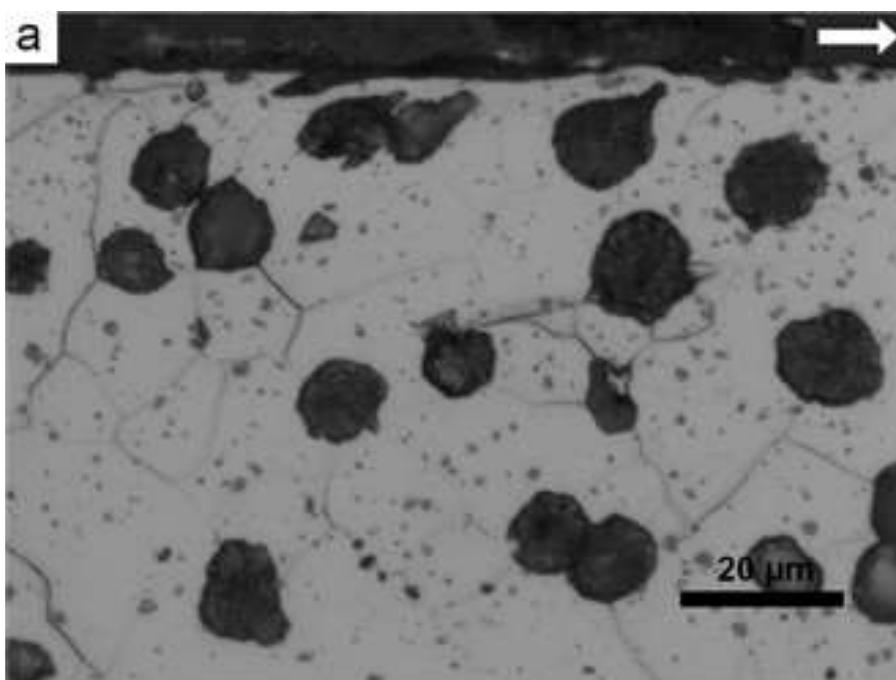
Como puede verse en la **Fig. 59**, la tendencia del parámetro R_a es decrecer con el incremento del conteo nodular. De acuerdo con Benini et al. [84], una de las principales características que afectan los parámetros de rugosidad superficial son los nódulos de grafito cercanos a la superficie rectificadora. Si estos nódulos no se encuentran homogéneamente distribuidos y el tamaño no permanece constante en el volumen, se obtienen mayores valores de rugosidad. Esta situación no es el caso que se presenta en microestructuras de alto conteo nodular, en las cuales hay mayor cantidad de nódulos y éstos son de menor tamaño. Además, su nodularidad se ve mejorada y su distribución es más homogénea, tal como Borrajo et al. [10] han encontrado. Esto podría conducir a una disminución de los valores del parámetro R_a dado que los valles son más pequeños (**Fig. 58**).

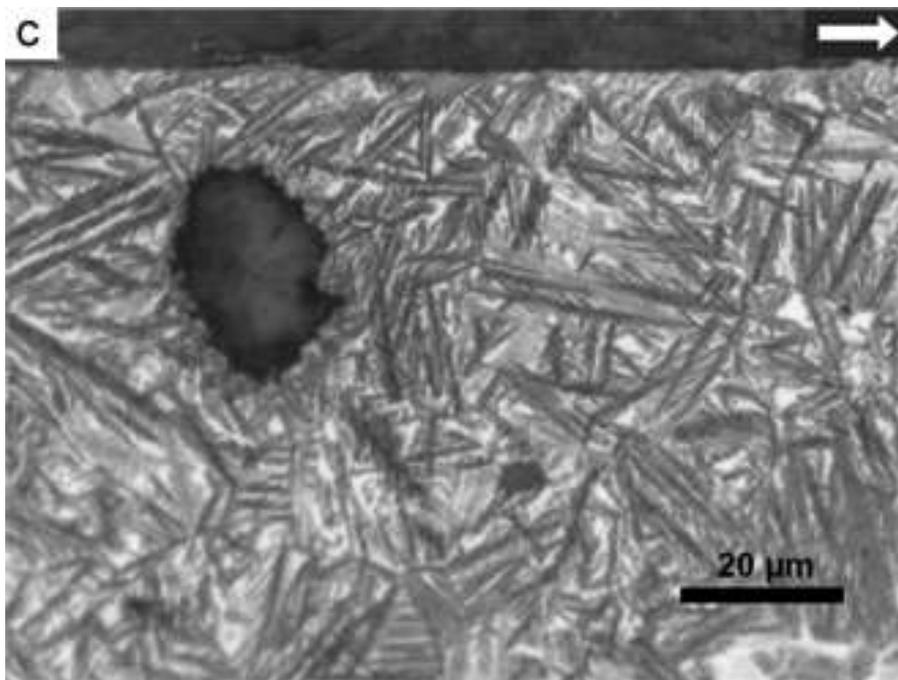
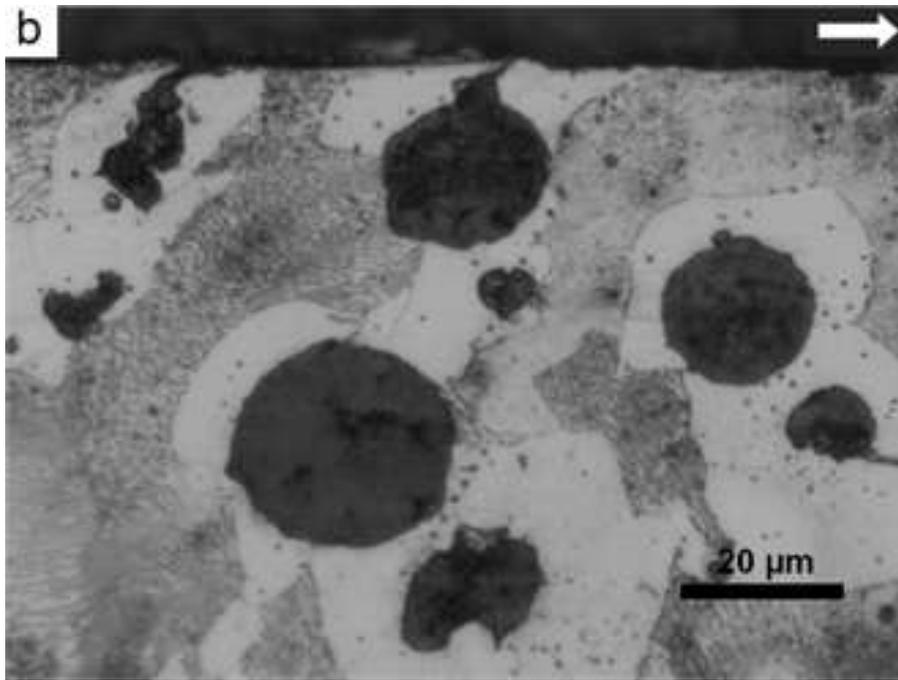
El parámetro R_a más bajo para ambos conteos nodulares se obtiene para las muestras F. Tal como se indica en la **Fig. 59**, los valores de rugosidad se polarizan en dos grupos: muestras de alta dureza y baja ductilidad, y muestras de baja dureza y elevada ductilidad. En estas últimas, se facilita la deformación plástica, en cuyo caso se incrementa el área de contacto entre la pieza y los granos abrasivos. Como consecuencia, se incrementa la temperatura alcanzada durante el proceso de mecanizado. Las marcas de rectificado se contraen durante el enfriamiento abrupto y así como Sosa et al. [81] propusieron, se obtiene un valor de R_a menor.

Alteraciones microestructurales

Estas deformaciones producidas en la superficie no solo resultan en la generación de la topografía superficial, sino que también pueden afectar a las capas subsuperficiales.

En la **Fig. 61** se presentan cortes transversales de las distintas superficies rectificadas. En ninguno de los casos se evidencian transformaciones de fase (como transformación martensítica) o alteraciones microestructurales, solo se observa deformación. En la muestra F de la **Fig. 60a**, los nódulos de grafito y los granos más cercanos a la superficie se encuentran orientados con la dirección de rectificado. Los bordes de grano entre la ferrita y la perlita de la muestra AC de la **Fig. 60b** se encuentran orientados de esta misma manera. Las placas de ausferrita más superficiales de la muestra ADI 360 de la **Fig. 60c** poseen una ligera orientación con la dirección de rectificado. En cambio, para el caso de la muestra ADI 280 de la **Fig. 60d**, la zona deformada plásticamente no es claramente visible, dado que las placas de ausferrita no presentan una orientación preferencial ni una curvatura determinada.





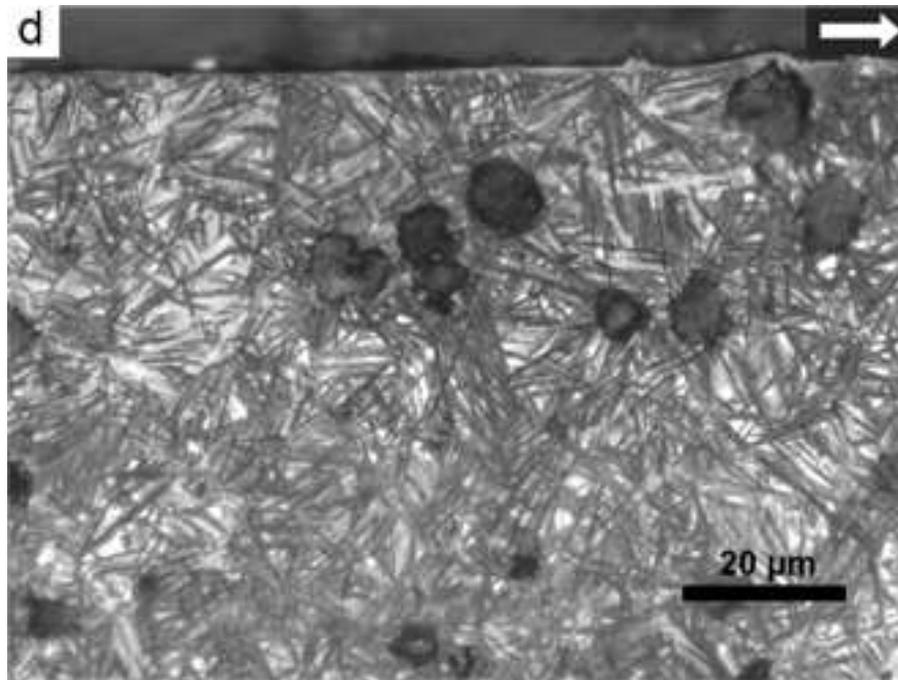


Figura 61. Micrografías ópticas a 50X de cortes transversales de las superficies rectificadas para muestras **a)** F HNC, **b)** AC LNC, **c)** ADI 360 LNC y **d)** ADI 280 HNC. Las flechas en las imágenes indican la dirección de rectificado. Ataque con nital 2%.

Cuando se analiza la micrografía SEM de la zona más cercana a la superficie rectificadas a mayores aumentos (**Fig. 62**), la deformación previamente mencionada se hace más notoria, con un alcance de unos pocos micrones.

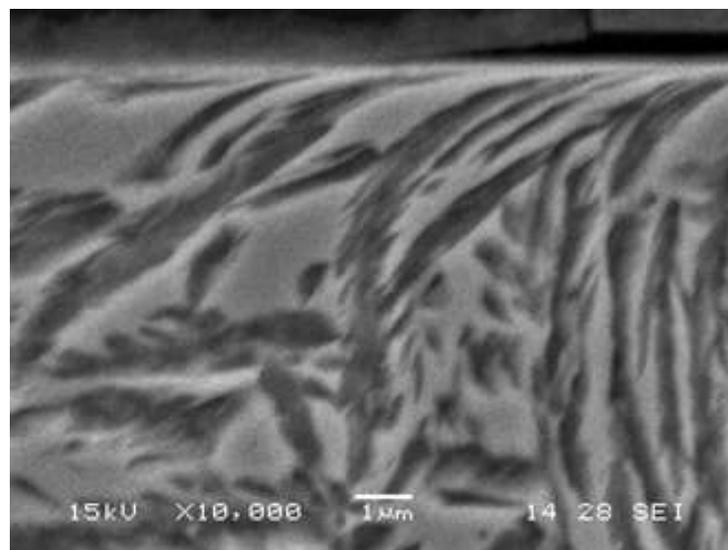


Figura 62. Micrografía SEM de corte transversal de las capas subsuperficiales luego del rectificado en una muestra ADI 360 HNC. Ataque con nital 2%.

Alteraciones en la dureza

En fundiciones de hierro con grafito esferoidal, los dos mecanismos de alteración en la dureza más probables son la transformación de fases por asistencia mecánica y endurecimiento por deformación. En las micrográficas previas no se evidenció transformación de fase, pero sí se observó deformación cerca de la superficie manifestada como curvatura y orientación de las láminas de ausferrita.

En la **Fig. 63** se muestran los perfiles de nanodureza llevados a cabo en una sección transversal desde la superficie rectificada hasta el núcleo del material. En la muestra F, aparece un gradiente de dureza desde la superficie hacia el núcleo, en donde la dureza va disminuyendo desde su valor máximo en la superficie hasta alcanzar el valor del núcleo. Este gradiente se da a lo largo de una profundidad de 30-50 μm , la cual es una distancia mayor que la profundidad hasta la cual se observa deformación en la **Fig. 61a**. Esto indica que el grado de deformación de la microestructura incide sobre las alteraciones en la dureza producidas. Para el caso de las dos muestras ADI, no se puede decir que haya un gradiente de dureza que permita diferenciar la nanodureza superficial de la de núcleo.

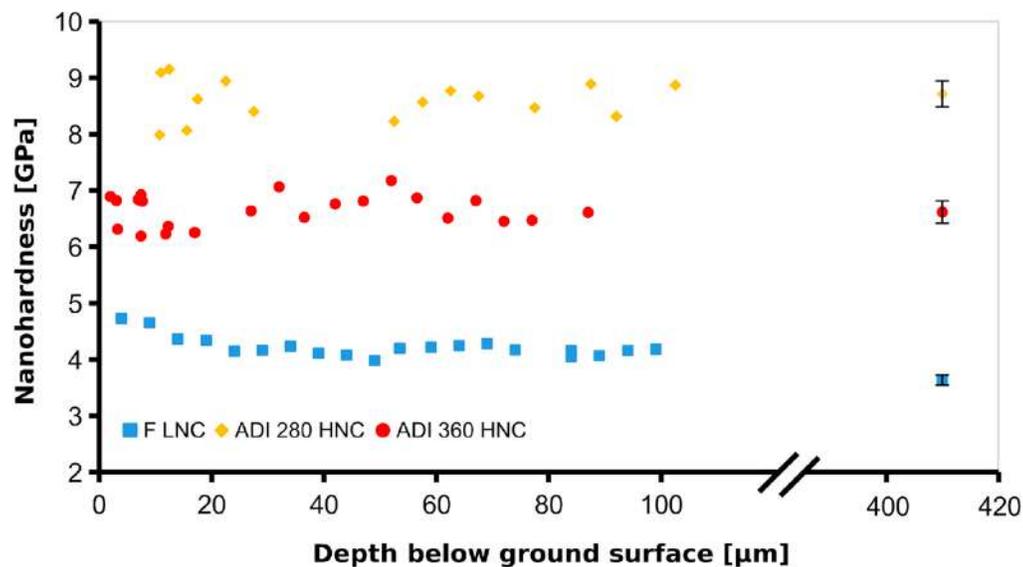


Figura 63. Perfiles de nanodureza por debajo de la superficie y nanodureza del núcleo. [94].

Este ensayo tampoco puso en evidencia la existencia de una transformación martensítica, dado que en ese caso, la diferencia entre la nanodureza de la superficie y del núcleo deberían ser mayores. Como ejemplo, Furnémont et al. [96] han observado que en aleaciones de acero con alto contenido de silicio, la nanodureza de la fase martensita es aproximadamente 70% mayor que la de la fase austenita y 350% mayor que la de la fase ferrita.

El comportamiento frente al endurecimiento por deformación puede ser evaluado mediante el coeficiente de endurecimiento (n). Éste define la capacidad del material de incrementar su dureza cuando es sometido a deformación plástica. Meneghetti et al. [97] han reportado que el valor n para fundiciones con grafito esferoidal ferrítica es menor que los de los diferentes grados de ADI. Sin embargo, dado que las muestras F son más fácilmente deformables, la cantidad de deformación es mayor y por lo tanto el endurecimiento porcentual también es mayor.

Kilicli y Erdogan [98] han estudiado el comportamiento del endurecimiento por deformación de diferentes fundiciones con grafito esferoidal. Observaron que este fenómeno depende fuertemente de las fracciones de volumen y la morfología de las distintas fases que componen la microestructura. La microestructura de las muestras F posee una baja cantidad de átomos intersticiales e interfaces, dado que su matriz metálica está compuesta por granos de ferrita. En cambio, la matriz metálica de las muestras ADI 280 y ADI 360 consiste de placas de ausferrita más o menos finas. Además, la red cristalina para Fe- α es cúbica centrada en las caras (BCC), dentro de la cual hay una gran cantidad de planos de deslizamiento que se activan a altas temperaturas (típicas en procesos de rectificado), tal como explica Weinberger et al. [99]. Estas características microestructurales promueven el movimiento colectivo y la interacción de dislocaciones, como resultado de la deformación plástica. Bhadeshia y Honeycombe [73] explican que a medida que la deformación se ve incrementada, la dificultad para que se muevan las dislocaciones también se ve incrementada como consecuencia de la existencia de un mayor número de dislocaciones.

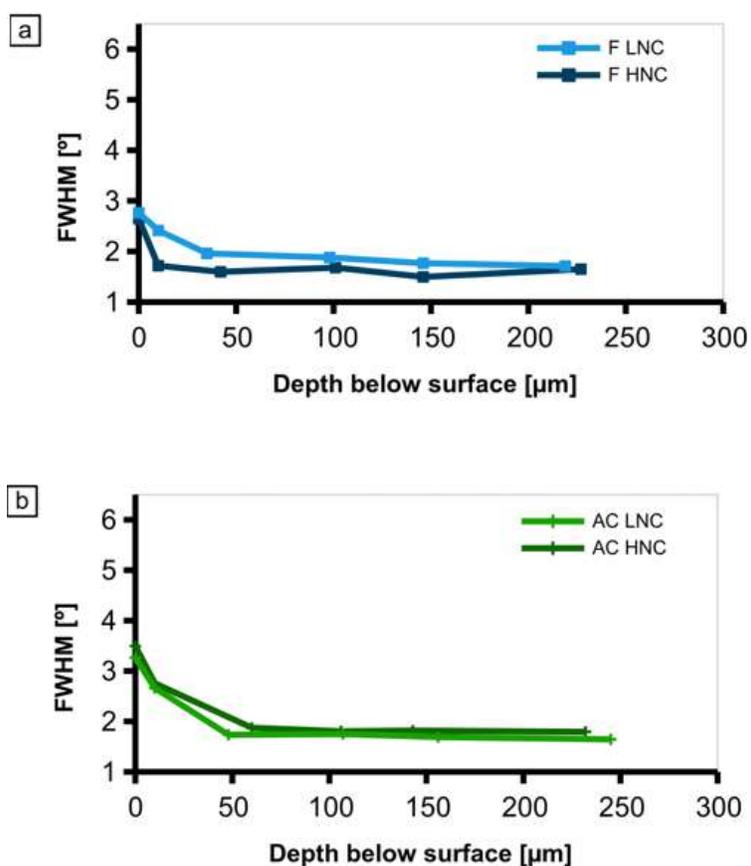
Análisis por difracción de rayos X (DRX)

La introducción de defectos en la red cristalina, tales como las dislocaciones, pueden introducir microdeformaciones. El ancho de pico a media altura (FWHM) está estrechamente relacionado con las discontinuidades presentes en la red cristalina y la acumulación de microdeformaciones en el material.

Típicamente, una microestructura como la ferrítica (muestras F) posee un valor relativamente bajo para este parámetro dada la baja densidad de defectos intrínsecos de la microestructura. Las altas temperaturas a las cuales están sometidas estas muestras durante el tratamiento térmico permiten la difusión y el tiempo necesario para la nucleación y crecimiento.

Por el contrario, cuando una microestructura posee una gran cantidad de defectos intrínsecos como la que presentan las probetas ADI, este parámetro tiende a valores superiores. Krzyńska y Kaczorowski [100] han concluido luego de observaciones mediante TEM, que la matriz metálica de la microestructura de las ADI presenta una alta densidad de dislocaciones luego de la etapa de austemperado del tratamiento térmico.

Un gradiente de FWHM puede estar asociado a microdeformaciones introducidas durante el proceso de mecanizado. En la **Fig. 64** se presentan los perfiles de FWHM para todas las muestras. Se observa un incremento del parámetro FWHM en la muestras F hasta 30-45 μm por debajo de la superficie y de 50 μm para las muestras AC. En ambos casos no hay diferencias significativas cuando se comparan ambos conteos nodulares. En las muestras ADI 360 con bajo conteo nodular, la capa distorsionada posee solo unos pocos micrones, mientras que para el resto de las muestras ADI, los cambios en los valores de FWHM respecto al valor del núcleo son casi imperceptibles. Dado los altos valores iniciales de FWHM previo al mecanizado, puede concluirse que mediante esta técnica no ha sido posible distinguir alteraciones microestructurales en las muestras ADI.



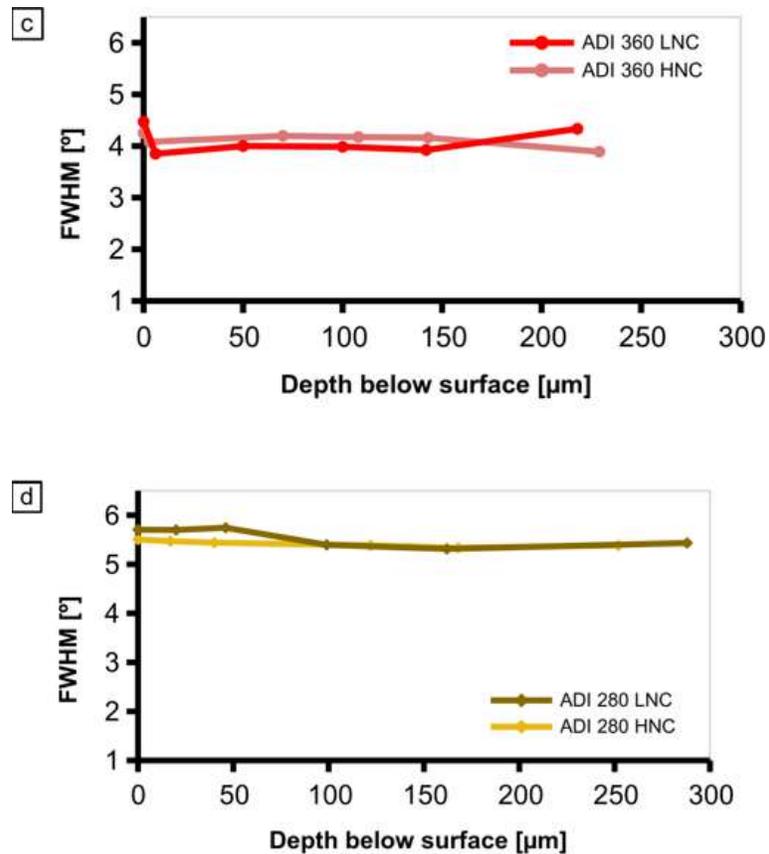


Figura 64. Perfiles de FWHM para muestras a) F, b) AC, c) ADI 360 y d) ADI 280. [94].

Lindgren and Trepistö [101] han observado un incremento en el valor del parámetro FWHM asociado con la deformación plástica, atribuida a un elevado número de dislocaciones que producen microdeformaciones de manera localizada. Estas microdeformaciones inhomogéneas actúan como fuentes para la aparición de microtensiones, y por lo tanto, de macrotensiones.

Dado que los valores de FWHM siguen una cierta tendencia, podría asumirse que la tensión residual también sigue esa misma tendencia ya que el mismo proceso con las mismas características fue aplicado en todas las muestras.

Los perfiles de tensión residual por debajo de las superficies rectificadas se presentan en la **Fig. 65**. Sobre la superficie, todos los valores de tensión residual resultaron ser compresivos. Sin embargo, este valor superficial no siempre es indicativo del estado de tensión residual en las capas subsuperficiales.

Por lo general, hay sólo una pequeña diferencia entre los perfiles de las mismas microestructuras con diferentes conteos nodulares. Son las microestructuras las que más influencia tienen sobre la forma y los valores de los perfiles de tensión residual.

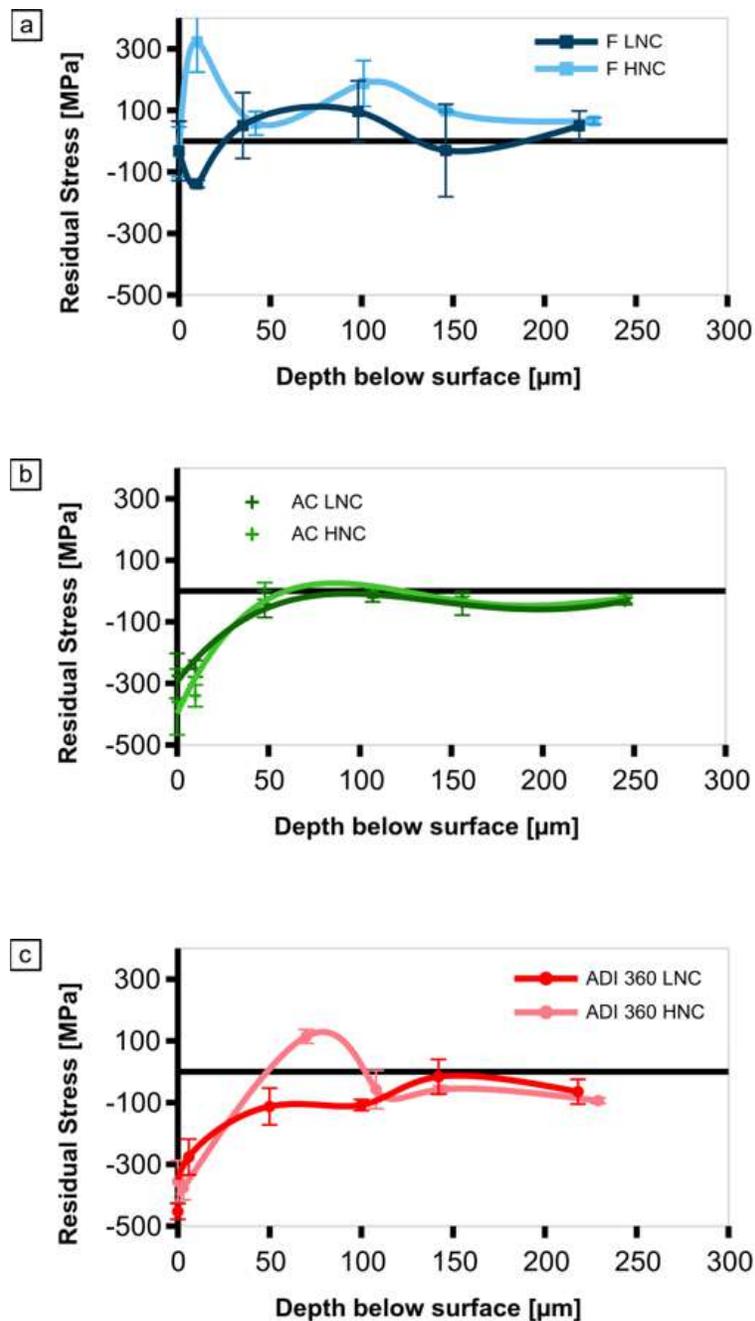
En el caso de los perfiles de tensión residual de las muestras F (**Fig. 65a**), son mayormente de tracción con una gran dispersión de valores. El signo positivo de los perfiles puede asociarse a la elevada fricción existente entre la herramienta de corte y la pieza mecanizada, dado que ésta posee baja dureza y elevada ductilidad en comparación a las demás. Las virutas de estos tipos de materiales tienen mayor tendencia a quedar atrapadas dentro de los poros de la rueda abrasiva durante el proceso de corte. Da Silva et al. [83] explicaron que esto produce que el material de la pieza se adhiera en la superficie de la herramienta y roce contra la superficie que se está rectificando, incrementando así la cantidad de calor generado en la zona de corte. En los ensayos de rectificado realizados dentro de esta parte, se emplearon las mismas condiciones de corte para rectificar ocho grupos de muestras con microestructuras con diferentes propiedades mecánicas. De estos ocho, los dos grupos de probetas F (HNC y LNC) son los de menor resistencia, por lo que puede concluirse que las condiciones de mecanizado seleccionadas resultaron ser desfavorables.

Analizando las curvas que se exponen en la **Fig. 65b**, puede observarse que para las muestras AC el máximo valor de tensión residual se encuentra en la superficie. Este valor luego disminuye hasta una profundidad de 50 μm , a partir de la cual la magnitud de la tensión residual solo queda como un valor compresivo remanente. La forma de este perfil se corresponde con el Tipo II de la **Fig. 34**, por lo que puede asumirse que el efecto mecánico prevaleció sobre el térmico y por lo tanto, las condiciones de rectificado resultaron ser adecuadas. Teniendo en cuenta que este material no resulta ser el más tenaz o el más resistente de los analizados en esta parte del trabajo, presenta un comportamiento aceptable frente al mecanizado, desde el punto de vista de generación de tensión residual.

Los perfiles de las muestras ADI 360 (**Fig. 65c**), presentan una tendencia similar a las de AC, pero con valores más compresivos en la superficie y con valores significativos hasta una profundidad de unos 100 μm . En la muestra HNC hay un pico de tensión previo al que el perfil se estabilice, lo cual es un indicador de que se ha producido una gran cantidad de calor. Sin embargo, la deformación plástica generada fue suficiente para permitir que el efecto mecánico sea más importante que el térmico, resultando en un estado compresivo sobre la superficie.

Por último, los perfiles de las muestras ADI 280 (**Fig. 65d**) poseen valores superficiales similares a los de las muestras ADI 360, pero presentan una meseta hasta unos 150 μm por debajo de la superficie. Estos perfiles de tensión residual podrían ser interesantes en aplicaciones con carga cíclica o de altas cargas, dado que este estado tensional dificulta la nucleación y propagación de

fisuras subsuperficiales. La microestructura de las muestras ADI 280 es la que presenta la mayor dureza y menor tenacidad de los grupos de estudio en esta parte, a la vez que presenta el perfil de tensión residual más compresivo.



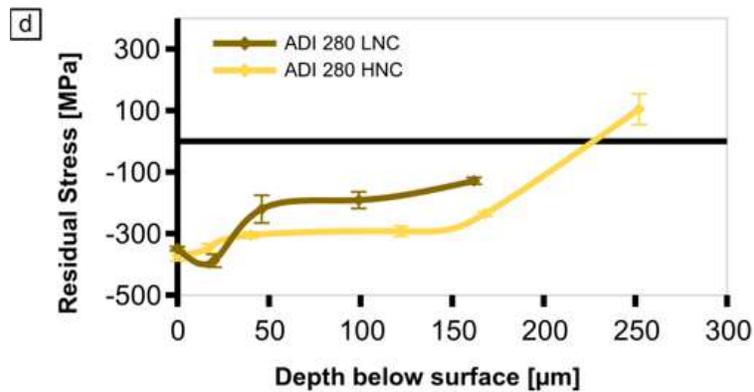


Figura 65. Perfiles de tensión residual para muestras rectificadas a) F, b) AC, c) ADI 360 y d) ADI 280. [94].

Si se estima el área del perfil de tensión residual en la zona donde los valores son significativos, ésta puede ser empleada como indicador para comparar el estado tensional y el momento producido por los esfuerzos internos en las primeras capas subsuperficiales.

Para poder evaluar el comportamiento de las diferentes microestructuras frente al mecanizado, es conveniente relacionar los resultados con las propiedades físicas (**Tabla 9**) y mecánicas asociadas. Por lo tanto, el área de tensión residual es comparada con la dureza, el coeficiente térmico de expansión y el número de Peclet (L). Este último parámetro se calculó empleando la expresión previamente presentada (**8**).

Tabla 9. Propiedades físicas asociadas a los materiales de cada muestra. [87].

Muestra	Densidad [kg/m ³]	Coefficiente de expansión térmica [10 ⁻⁶ /°C]	Calor específico [J/(kg.°C)]	Conductividad térmica [W/(°C.m)]
AC	7100	12,2	461	29
F	7100	11,75	461	36
ADI 360	7080	14,6	461	21,8
ADI 280	7060	13,5	461	20,9

$$L = \frac{V_w \times \sqrt{p \times \varnothing} \times \rho_w \times c_w}{4 \times k_w} \quad (8)$$

Donde:

V_w : velocidad de avance

\varnothing : diámetro de la rueda abrasiva

p : profundidad de corte

ρ_w : densidad de masa volumétrica del material

k_w : conductividad térmica del material

c_w : calor específico

En la **Fig. 66** se grafica el área de tensión residual en función de la dureza de las muestras. Los esfuerzos mecánicos son los responsables del efecto mecánico y de la generación de tensiones residuales de compresión [102]. A medida que la dureza se incrementa, la fuerza específica de corte también lo hace, dado que los parámetros de corte se mantienen constantes. En este caso, como resultado de un elevado efecto mecánico, las tensiones residuales resultan ser compresivas.

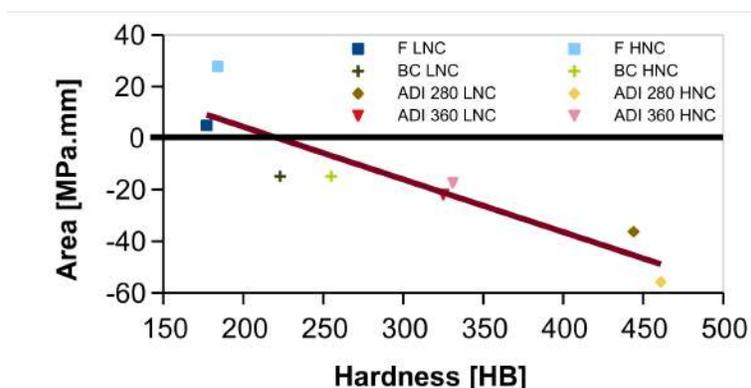


Figura 66. Área de tensión residual de muestras rectificadas en función de la dureza. [94].

El efecto térmico se encuentra asociado a la generación de tensiones residuales de tracción. Éstas son consecuencia de una deformación plástica causada por expansión térmica y de un gradiente térmico debajo de la superficie. La magnitud de las tensiones residuales de tracción es dependiente de las propiedades físicas del material, tales como la expansión térmica y el coeficiente de conductividad térmica. Pero también lo es de efectos particulares del proceso de rectificado, tales como el gradiente térmico o la máxima temperatura alcanzada en la superficie durante el mecanizado.

En rectificado, L resulta ser un indicador de la velocidad de desplazamiento de la fuente de calor [34], pero debe tenerse en cuenta que no representa la velocidad real de la fuente de calor. La combinación de los parámetros físicos del material de pieza y de las condiciones de corte empleadas harán que el material se comporte como si la fuente de calor se moviese más rápido o más lento sobre la superficie. Cuando L incrementa, es decir que la fuente de calor se mueve más rápido, se alcanza una menor temperatura sobre la superficie dado que el tiempo durante el cual la herramienta y la pieza se encuentran en contacto se reduce. En dicho caso, el área de tensión residual se vuelve compresiva, tal como puede observarse en la **Fig. 67**.

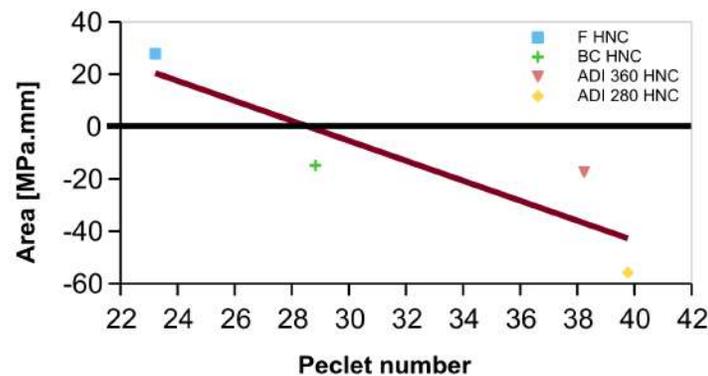


Figura 67. Área de tensión residual en función del número de Peclet. [94].

Respecto a las propiedades físicas previamente mencionadas, un mayor número de Peclet se encuentra asociado a una baja conductividad térmica. Esto significa que el material posee una baja capacidad de transmisión de calor hacia el núcleo. Así, las capas más superficiales quedan a una mayor temperatura y de esa forma se magnifica el gradiente de temperatura entre el núcleo y la superficie. Sin embargo, esta modificación en el área de tensión residual debido al efecto térmico no se evidencia en la **Fig. 67**.

Según Chen et al. [103] el factor más relevante para la formación de tensiones residuales de tracción es la expansión térmica. Tricard [102] expresa que mientras la capa superficial deformada plásticamente reduce su temperatura, su contracción térmica se ve restringida por la parte interior, generando tensiones residuales de tracción en la superficie. Por lo tanto, podría esperarse que al incrementarse la expansión térmica, la generación de tensiones residuales de tracción se vea favorecida. La expansión térmica depende tanto de la temperatura alcanzada como del coeficiente de expansión térmica. Teniendo en cuenta este último, al comparar las áreas de tensión residual extremas de la **Fig. 67** (F y ADI 280), el área resulta ser positiva para las muestras con menor coeficiente de expansión térmica, indicando que en este caso no hay una correlación directa entre sí.

El hecho de que las propiedades físicas consideradas hasta el momento no se condigan con los perfiles de tensión residual resultantes, podría ser un indicio de que la fuente de calor y la máxima temperatura alcanzada en la superficie de las muestras F son mucho mayores que en las probetas ADI. Esto también fundamenta que una mayor expansión seguida de una contracción importante en las muestras F contribuye a un valor de R_a menor en estas superficies rectificadas.

Distorsión

Las piezas que son tratadas térmicamente presentan un determinado perfil de tensión residual por debajo de la superficie. La magnitud y la distribución de signos del mismo dependen del tratamiento térmico aplicado sobre el material, pero siempre el estado de tensión residual se encuentra balanceado de manera tal que la suma de fuerzas y momentos internos da como resultado cero. Cuando las capas superficiales son removidas durante un proceso de mecanizado, el perfil de tensión residual original se modifica de acuerdo al proceso de mecanizado y las condiciones de corte empleadas, mientras que el del otro lado no sufre modificaciones. En este caso, aparece una distorsión para compensar el desbalance de áreas de tensión residual, la cual se ve magnificada en muestras de pared delgada. Dependiendo del área de tensión residual resultante en el lado rectificado, aparece un determinado desbalance con el del otro lado de la muestra (correspondiente al obtenido por tratamiento térmico).

Asumiendo la existencia de una relación entre los signos y la magnitud del perfil de tensión residual y la distorsión, pueden hacerse presente dos casos diferentes. El primero de ellos se corresponde con la aparición de una curvatura convexa. Ésta indica que el área de tensión residual por debajo de la superficie es principalmente compresiva y de mayor magnitud a medida que la distorsión crece. El segundo caso posible tiene en cuenta la generación de una curvatura cóncava como resultado de un perfil de tensión residual principalmente de tracción, también incrementando en magnitud a medida que la distorsión se hace mayor. Esto podría ser empleado como una herramienta práctica para estimar el estado tensional de una pieza conociendo la forma del perfil de tensión residual obtenida en esta parte, y complementado con la medición de la distorsión producida.

Las distorsiones producidas durante el rectificado para todas las muestras analizadas se presentan en la **Fig. 68**. Las distorsiones asociadas a las probetas F y AC son cóncavas, mientras que las de las muestras ADI son generalmente convexas.

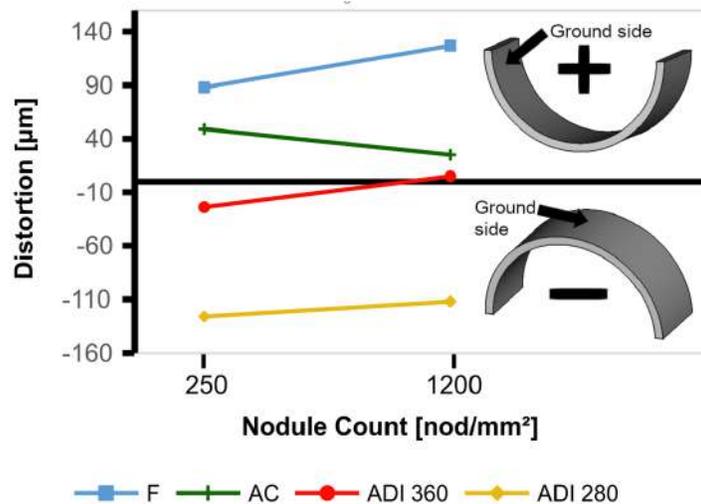


Figura 68. Distorsión de las muestras de pared delgada como función del conteo nodular. [94].

Por un lado, para las distorsiones cóncavas de las muestras F, cuando el conteo nodular incrementa, la distorsión también lo hace. Sin embargo, lo opuesto se observa para las muestras AC. Tal como se presentó en la **Tabla 10**, existe una diferencia en la cantidad relativa de fases entre las muestras AC LNC y HNC. Diferente al caso de las muestras F, cuya microestructura es siempre totalmente ferrítica, es el de las muestras AC dado que poseen una menor cantidad de ferrita cuando el conteo nodular incrementa. Como consecuencia, el comportamiento frente al rectificado será diferente para ambos conteos nodulares.

Por otro lado, las distorsiones de las muestras ADI son convexas, excepto en el caso particular de las muestras ADI 360 HNC, la cual presenta una leve concavidad. Para estos materiales, a mayores conteos nodulares, la distorsión disminuye en módulo y se acerca a cero.

Sosa et al. [104] han observado que los perfiles de tensión residual provenientes del tratamiento térmico para este tipo de muestras pueden presentar diferentes formas. El valor de tensión residual alcanza un valor máximo compresivo sobre la superficie, y luego decrece hacia el centro de la pieza. Para cada lado de la muestra considerada, con y sin rectificado, pueden calcularse las áreas en la zona con valores de tensión residual significativos. Un perfil de tensión residual de tratamiento térmico representativo, se presenta en la **Fig. 69** y corresponde al de una muestra de ADI 280 HNC. Las áreas de tensión residual para las probetas HNC luego de realizado el tratamiento térmico fueron: -24,2, -23,9 y -24,7 MPa.mm para las muestras F, ADI 360 y ADI 280, respectivamente.

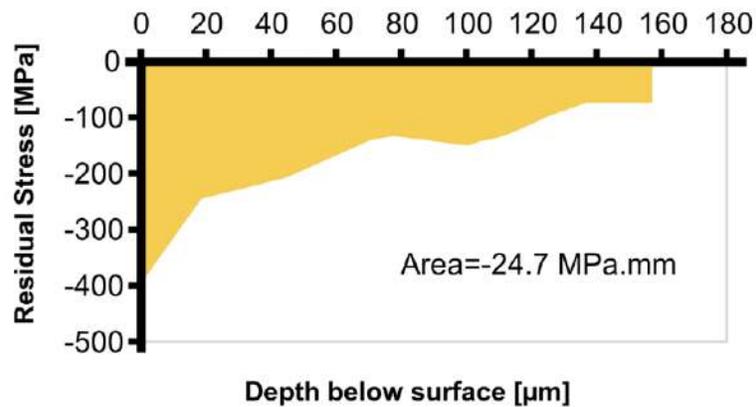


Figura 69. Perfil de tensión residual de muestras ADI 280 de alto conteo nodular. [94].

Teniendo en cuenta los perfiles de tensión residual en ambos lados de las muestras, es posible establecer una relación entre el campo tensional entre las primeras capas superficiales y la distorsión. El momento interno se puede calcular a través de la diferencia entre las áreas de tensión residual del lado rectificado y el del lado sin rectificar. De esta forma, se conoce el desbalance de tensiones residuales (Δ_{areas}) que debe ser compensado por la distorsión, tal como se muestra en la **Fig. 70**. Finalmente, se refuerza la asunción previamente establecida: cuando la distorsión es convexa (negativa) el Δ_{areas} también es negativo, y cuando la distorsión es cóncava (positiva), el Δ_{areas} es positivo.

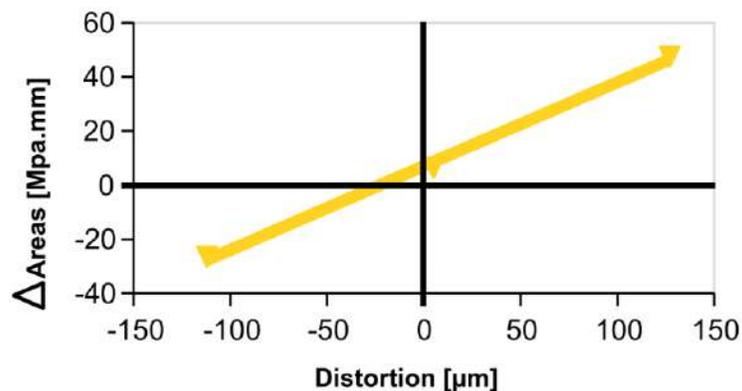


Figura 70. Desbalance de tensiones residuales (Δ_{areas}) entre los dos lados de muestras HNC. [94].

Conclusiones Parte I

El objetivo de esta parte se basó en un análisis comparativo de la rectificabilidad sin variar las condiciones de corte de cuatro fundiciones de hierro con grafito esferoidal (DI) sobre muestras de pared delgada con: matriz ferrítica (F), perlítica (AC), y ausferrítica (ADI). Esta última en dos versiones que presentan diferentes propiedades mecánicas: ausferrita fina (ADI 280) y ausferrita gruesa (ADI 360). A su vez, por cada microestructura se analizó el efecto del conteo nodular. En esta instancia, se realizó un análisis cualitativo y cuantitativo del acabado superficial, se buscaron posibles alteraciones microestructurales, se realizaron perfiles de nanodureza y de tensión residual, y se evaluaron las distorsiones producidas por el mecanizado. Finalmente se buscó establecer una relación entre las distorsiones y los perfiles de tensión residual.

En cuanto al acabado superficial, el análisis cualitativo arrojó que todas las muestras presentaron una buena terminación, sin presencia de macrodefectos. Se observó que todos los valores de rugosidad media aritmética (R_a) se encontraron dentro del rango esperado para operaciones de rectificado. De esta manera, excepto que deba cumplirse un requisito particular de acabado superficial, podrían seleccionarse las condiciones de corte que minimicen los tiempos de rectificado.

Cambios en el conteo nodular no producen cambios desfavorables en el acabado superficial. Por lo tanto, componentes que por condiciones de diseño posean diferentes espesores, podrían ser rectificadas con las mismas condiciones de corte.

No se observaron cambios microestructurales ni transformaciones de fase, pero sí se evidenció deformación cerca de la superficie. La misma resultó ser mayor en las muestras F, lo que produjo que fueran las únicas muestras que presentaran endurecimiento por deformación. Este endurecimiento superficial podría ser aprovechado para mejorar la resistencia al desgaste de estos componentes del mismo material que las muestras F. En el caso de piezas mecanizadas con el mismo material de las muestras ADIs se conoce de antemano que el proceso de mecanizado no va a impactar de manera negativa la dureza original del material con la cual se realizó el proceso de diseño del componente.

Los perfiles de tensión residual en las muestras F resultaron ser mayormente de tracción y con una gran dispersión de valores, evidenciando que las condiciones de rectificado no fueron las adecuadas. De esta manera, el efecto térmico prevaleció respecto al mecánico. En cambio, para los otros conjuntos de muestras, los perfiles de tensión residual resultaron ser mayormente compresivos, mejorando la resistencia a la propagación de fisuras frente a esfuerzos de tracción.

De las distorsiones medidas, las muestras pertenecientes a los conjuntos ADI 280 y F presentaron las mayores distorsiones convexas y cóncavas, respectivamente. La distorsión se vio incrementada para

el mayor conteo nodular, y decreció en distorsiones cóncavas.

Finalmente, fue posible establecer una clara relación entre los perfiles de tensión residual y la distorsión: cuando la distorsión es convexa, el perfil de tensión residual es compresivo, mientras que cuando la distorsión es cóncava el perfil de tensión residual resulta ser de tracción. Se propuso una metodología de determinación del estado de tensión residual sin la necesidad de recurrir a mediciones de las mismas, y sólo con la necesidad de acceder a instrumentos de medición y el perfil de tensión residual del tratamiento térmico.

Principales Publicaciones

- Furno, M. E., Sosa, A. D. (2020). Surface integrity analysis of grinding on ductile iron. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 110(7):2067-2078.

Parte II: análisis experimental de la influencia de los parámetros de corte en rectificado y las características microestructurales, sobre el acabado superficial de ADI (Austempered Ductile Iron) e IADI (Intercritical Austempered Ductile Iron)

El material de estudio que se empleó en esta parte corresponde a la **Colada II** para las muestras ADI y al de la **Colada III** para las muestras IADI. Las mismas se rectificaron empleando sistema inundado y condiciones de corte de semiacabado: profundidad de pasada $p=0,03$ mm, y diferentes combinaciones de velocidad de corte $V_s=20$ a 30 m/s y velocidad de avance $V_w=16$ a 28 m/min.

Energía específica de corte

El primer parámetro que se midió durante los ensayos es la potencia consumida para luego calcular la energía específica de corte (e_c). Las **Fig. 71** y **Fig. 72** muestran los valores de energía específica de corte e_c para las muestras ADI e IADI bajo las condiciones de corte estudiadas, con una dispersión máxima en los valores de $\pm 3,5$ J/mm³. Los valores de la energía específica de corte e_c resultaron ser menores que 11 J/mm³ en todos los casos.

La tendencia que sigue la energía específica de corte e_c con la velocidad de corte V_s y la velocidad de avance V_w resultó ser diferente. Cuando se setea una velocidad de corte V_s mayor para el rectificado, el valor de la energía específica de corte e_c se ve incrementado, mientras que si la velocidad de avance V_w es mayor, la energía específica de corte e_c prácticamente no presenta cambios.

Al emplear velocidades de corte V_s mayores, la energía específica de corte e_c incrementa dada la proporcionalidad directa que existe entre ellas por la manera en que la energía específica de corte e_c está definida en (7). Lo mismo ocurre cuando la velocidad de avance V_w se reduce: se produce un incremento en la energía específica de corte e_c .

Uno de los factores que afecta principalmente el valor de la energía específica de corte e_c es el espesor equivalente de viruta (h_{eq}). Esto se debe a que, como fue mencionado previamente, para que el arranque de viruta sea posible en el rectificado, deben completarse tres etapas: roce, surcado y corte. Cuando los granos entran en contacto con el material de la pieza, sólo se produce deformación elástica y fricción ya que la fuerza de contacto es muy pequeña para poder producir la penetración en la pieza. A medida que la penetración de los granos se incrementa, es decir que el espesor de viruta

equivalente h_{eq} incrementa, el surcado aparece como la segunda etapa involucrada en el proceso. En esta etapa se produce deformación plástica, pero no es suficiente para poder remover el material. Al mismo tiempo, como consecuencia de la aparición de deformación plástica, el área de contacto entre el material de la pieza y la herramienta comienza a crecer produciendo una mayor fricción. Finalmente, cuando la penetración de los granos sobre el material es suficiente y se sobrepasa una determinada cantidad de deformación, ocurre la remoción de material. En resumen, cuando el espesor equivalente de viruta h_{eq} se incrementa, la proporción de la energía consumida durante las etapas de roce y surcado se ve disminuida en comparación a la consumida durante la etapa de corte y la energía específica de corte e_c total cae. Este fenómeno se conoce como “efecto de tamaño” [35].

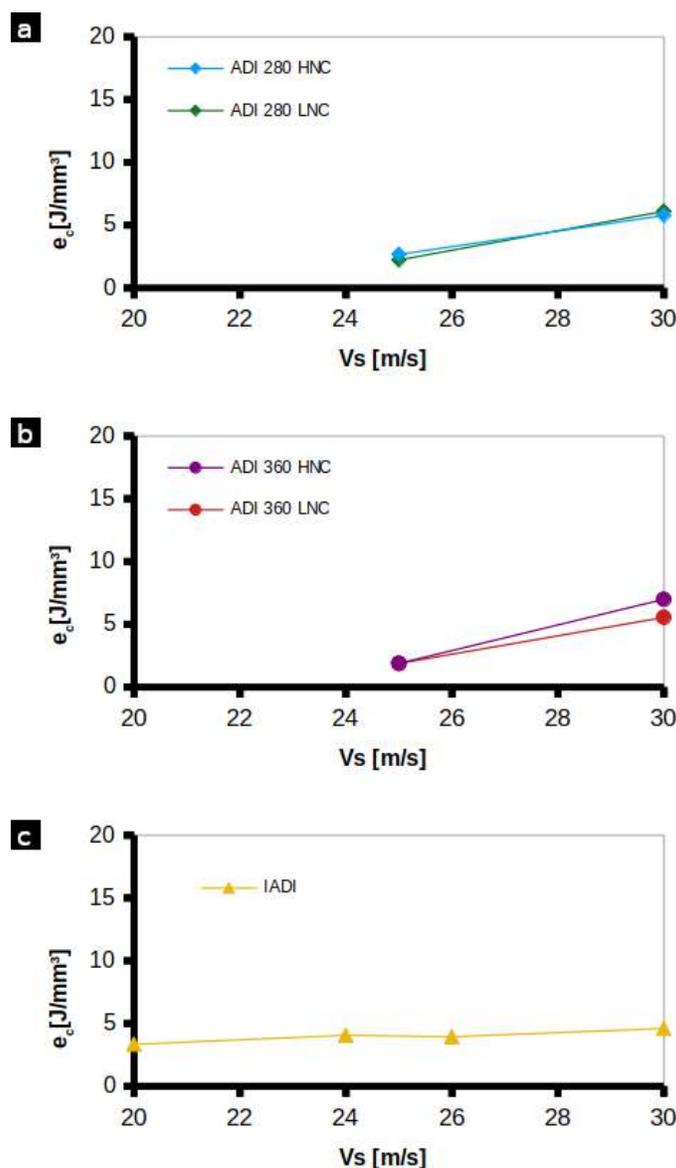


Figura 71. e_c para a) muestras ADI 280, b) muestras ADI 360 y c) muestras IADI en función de la velocidad de corte V_s .

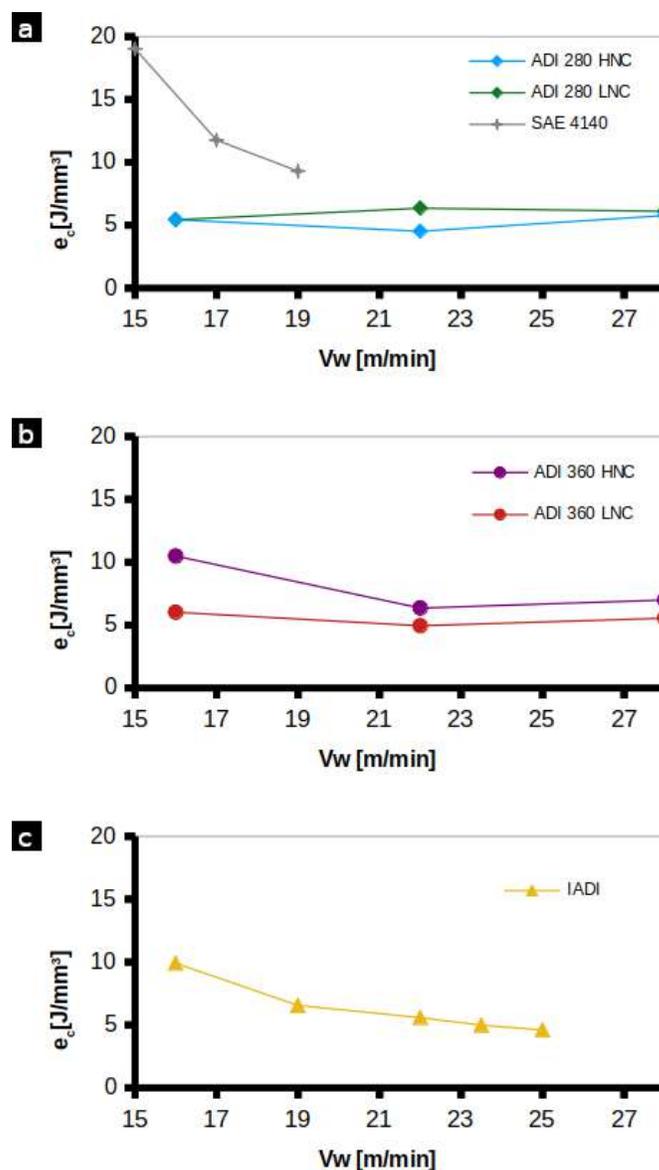


Fig. 72. e_c para **a)** muestras ADI 280 y material de referencia, **b)** muestras ADI 360 y **c)** muestras IADI en función de la velocidad de avance V_w .

La energía específica de corte e_c puede descomponerse en las energías correspondientes a cada etapa [34] según la expresión (21).

$$e_c = e_{ch} + e_p + e_s \quad (21)$$

Donde:

e_{ch} : energía de formación de la viruta (cercana a la energía necesaria para fundir el material removido como viruta)

e_p : energía de surcado

e_s : energía de roce (proporcional al área real de contacto entre la pieza y los granos abrasivos)

En base a lo expuesto, para los resultados de la **Fig. 71a** y **Fig. 71b** un incremento en la velocidad de corte V_s produce una reducción del espesor equivalente de viruta h_{eq} y por lo tanto, la energía específica de corte e_c crece. Sin embargo, al disminuir la velocidad de avance V_w , en la mayoría de los casos presentados en la **Fig. 72a** y **Fig. 72b**, no se observa un incremento de la energía específica de corte e_c , sino que se mantiene más o menos constante. Lo que ocurre en estos casos es que la fuerza se incrementa casi proporcionalmente con el espesor equivalente de viruta h_{eq} y el efecto de tamaño se vuelve despreciable, tal como Rowe y Chen explicaron [89]. Esto también significa que el espesor de viruta equivalente h_{eq} es lo suficientemente grande para que la componente de corte sea mucho mayor que las de roce y surcado [35]. Los valores de energía específica de corte e_c calculados resultaron ser más sensibles a cambios en la velocidad de corte V_s que a la velocidad de avance V_w .

Para el caso particular de las muestras ADI 360, los valores de e_c no se mantienen constantes sino que decrecen junto con la velocidad de avance V_w seteada y luego se estabilizan. Esto podría ser consecuencia de que la microestructura presente en los materiales de este grupo de muestras es más dúctil y presenta un límite de fluencia inferior al de las muestras ADI 280, prolongando las etapas de roce y surcado (**Fig. 73**). De esta manera, sería necesario contar con un mayor espesor de viruta equivalente h_{eq} para lograr superar el umbral y lograr que la etapa de corte se vuelva más predominante que las etapas de roce y surcado. Para el conjunto de muestras IADI, aún para la mayor velocidad de avance V_w empleada, el valor de energía específica de corte e_c no llega al estadio en el cual se estabiliza. Esto significa que, el hecho de que la microestructura de las muestras IADI es aún más dúctil y presenta menor límite de fluencia que el de las del grupo ADI 360, produce que se retrase aún más la fase en la cual la etapa de corte se vuelve muy predominante respecto a las de roce y surcado.

En el caso del grupo de muestras IADI, la tendencia que se presenta en la **Fig. 71c** y **Fig. 72c** es opuesta a la observada en los conjuntos ADI: variaciones en la velocidad de corte V_s no producen cambios significativos en la energía específica de corte e_c (bajo el mismo concepto explicado según [89] y [35]) mientras que en el rango de velocidades de avance V_w analizado, la energía específica de corte e_c decrece con el aumento de la velocidad de avance empleada V_w . Por lo tanto, el parámetro de energía específica de corte e_c resultó ser más sensible a cambios en la velocidad de avance empleada V_w .

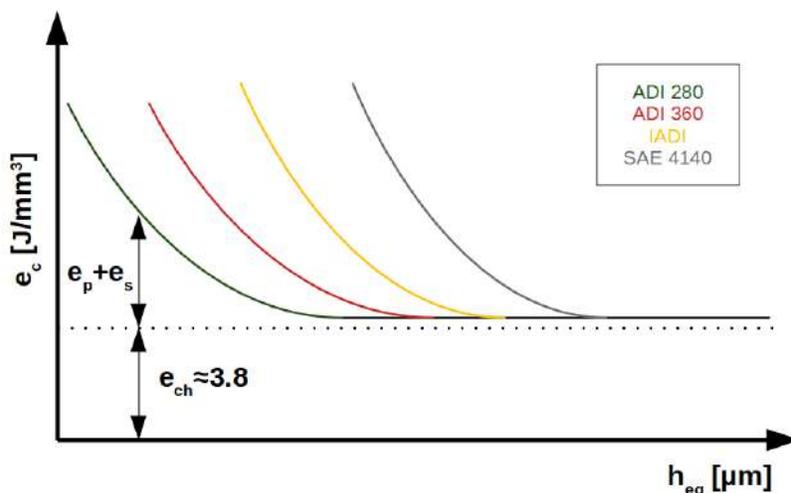


Figura 73. Esquema de la variación de la energía específica de corte e_c en función del espesor equivalente de viruta h_{eq} .

El conjunto de muestras IADI es el de más reciente desarrollo y el que supone una mejora en la maquinabilidad respecto a la de los demás conjuntos de muestras. La dureza del material mecanizado tiene influencia en la maquinabilidad, pero no es el único factor que modifica su comportamiento frente al mecanizado. Por lo tanto, para poder evaluar el comportamiento de las muestras IADI, se tomó como punto de comparación el set de muestras que presenta la microestructura más similar dentro de las analizadas en esta instancia del trabajo. En este caso, se seleccionó el conjunto ADI 360 LNC, y se realizó la comparación en función del espesor de viruta equivalente h_{eq} .

En la **Fig. 74** se presentan los resultados para el conjunto de muestras IADI y ADI 360 LNC.

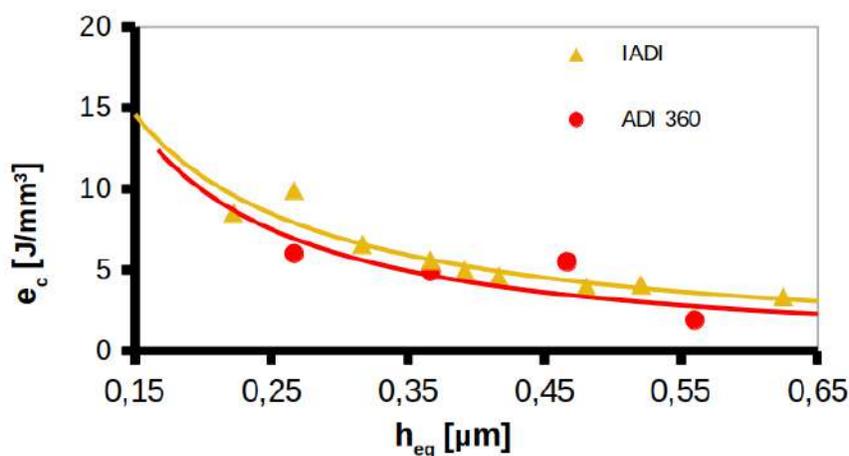


Figura 74. e_c para muestras IADI y ADI 360 LNC en función del h_{eq} .

Las curvas que representan el comportamiento en ambos grupos de muestras no presentan diferencias significativas. La diferencia entre ambas es que la correspondiente al conjunto de muestras IADI se encuentra ligeramente por encima de la de las muestras ADI 360, tal como se observó previamente en las **Fig. 71** y **Fig. 72**.

Las curvas pueden ajustarse con una función hipérbola equilátera con constante K, resultando en una expresión análoga a la teórica que relaciona la energía específica de corte e_c y el espesor de viruta equivalente h_{eq} **(22)**.

$$e_c = \frac{P}{Q} = \frac{F_t \times V_s}{p \times V_w \times b} = \frac{F_t}{b \times h_{eq}} = \frac{K}{h_{eq}} \quad (22)$$

El comportamiento de la energía específica de corte e_c descrita por **(22)** indica que su valor disminuye con el incremento del espesor de viruta equivalente h_{eq} como consecuencia del “efecto de tamaño” y que tiende al valor de energía de formación de la viruta e_{ch} cuando el espesor de viruta equivalente h_{eq} tiende a infinito. Conociendo la densidad (ρ), la capacidad calorífica (C) y asumiendo una temperatura T_{ch} igual a la temperatura de fusión (T_m) del material, puede calcularse la máxima energía de formación de la viruta (e_{ch-mx}) con la expresión **(23)**.

$$e_{ch-mx} = \rho \times C \times T_{ch} \quad (23)$$

De ella se desprende que el valor aproximado para esta familia de materiales metálicos de base Fe-C, e_{ch-mx} resulta ser un valor aproximado a 3,8 J/mm³. Este valor resulta ser mayor al que los valores de e_{ch} tendería en la **Fig. 74** (1,6 y 2,09 J/mm³), pero tal como Malkin y Guo **[105]** explicaron, el material no se funde completamente durante el proceso de mecanizado y no se alcanza realmente la temperatura T_m , por lo que el cálculo es sobre-estimativo e indicaría el máximo teórico.

Para poder complementar la información que se obtiene mediante el cálculo de e_c , se puede calcular el número de Peclet L dado que tiene en cuenta las propiedades térmicas de los materiales.

Los valores de número de Peclet L calculados para los materiales de las muestras ADI 280, ADI 360 y SAE 4140 se presentan en la **Fig. 75**.

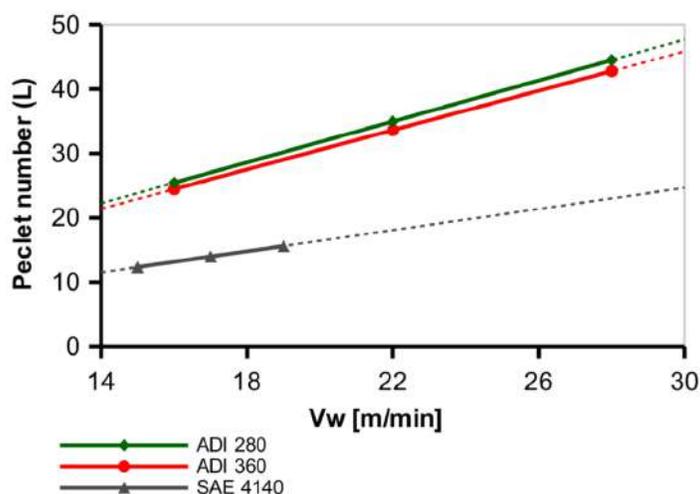


Figura 75. Número de Peclet L para los materiales correspondientes a muestras ADI y al material de referencia. [106].

Puede observarse que la diferencia existente entre los valores para ADI 280 y ADI 360 es prácticamente despreciable, dada la similitud existente entre las microestructuras de dichos materiales.

Con la información disponible en la bibliografía consultada, no fue posible calcular el número de Peclet L para las muestras del grupo IADI. Dado que este material es más novedoso que el ADI, los parámetros físicos y térmicos asociados aún no se encuentran disponibles en la bibliografía consultada. Por lo tanto, se intentó estimar en base a las características microestructurales, los valores de conductividad térmica y calor específico que son necesarios para el cálculo del número de Peclet L . De esta manera podría decirse si dicho valor se encuentra por encima, por debajo o entremedio de los valores presentados para los dos grupos de muestras ADI. Se sabe que una microestructura como la de las muestras IADI posee mayor cantidad de ferrita libre, incrementando la conductividad térmica [107]. También, que por la forma en que fueron coladas las piezas de las cuales se obtuvieron las muestras, el conteo nodular resulta ser mucho más bajo, lo que produciría una disminución de la conductividad térmica [108]. Si bien el carbono equivalente (CE) es levemente menor que en el material de las muestras ADI, el contenido de silicio es significativamente menor, pudiendo generar incrementos de hasta un 20% en la conductividad térmica [109]. Sin embargo, cada aleante influye de manera diferente en la conductividad térmica, pudiendo establecer constantes que describen la influencia de cada elemento aleante [110]. Existen modelos que permiten calcular las propiedades térmicas [111], pero debido a la numerosa cantidad de factores que influyen en ellas, resulta muy complejo su cálculo. Esta meta escapa a los objetivos de este trabajo, y en la institución donde se realizó dicho trabajo no se cuenta con el equipamiento necesario para poder medir los

parámetros térmicos del material de muestras IADI. Por lo tanto, el parámetro de Peclet L no pudo ser analizado para este caso.

La rectificabilidad de un material depende de la dureza del mismo, pero también depende de otros factores tales como la microestructura y el conteo nodular. Por lo tanto, al comparar materiales de dureza similar, el comportamiento que presentan frente al rectificado puede no ser parecido. En este caso, se seleccionó un acero aleado de dureza similar a la de las muestras ADI 280 como material de referencia para analizar algunos aspectos de la integridad superficial. Las muestras SAE 4140 presentan valores de energía específica de corte e_c considerablemente más altos (9-19 J/mm³) que los de las muestras ADI 280, y siguiendo la mismas tendencias que las muestras ADI al variar los parámetros de corte (**Fig. 72**). Este escenario puede explicarse con la información presentada en la **Fig. 75**. El número de Peclet L de las muestras SAE 4140 es significativamente más pequeño que el de las muestras ADI 280 (para todo el rango de velocidades de avance V_w analizado en este trabajo). Esto significa que el material correspondiente al grupo de muestras SAE 4140 se comporta como si la fuente de calor se moviera más lento sobre la superficie rectificada. Esto explica además por qué el valor de la energía específica de corte e_c se estabiliza a mayor espesor de viruta equivalente h_{eq} en la **Fig. 73**: la velocidad de avance V_w , y por lo tanto, el espesor equivalente de viruta h_{eq} es mucho menor relativamente que los de las muestras ADI e IADI.

Respecto a los resultados de energía específica de corte e_c obtenidos para los diferentes conteos nodulares, no se encontraron diferencias significativas.

De los resultados de energía específica de corte e_c y valores de número de Peclet L , puede concluirse que las piezas fueron sometidas a diferentes temperaturas y fuerzas durante el rectificado. Por lo tanto, los parámetros que caracterizan la integridad superficial estarán influenciados por todas las combinaciones posibles de estas dos variables.

Topografía superficial

El acabado superficial macroscópico es uno de los primeros aspectos que se observa sobre una superficie que fue rectificada. La **Fig. 76** muestra dos imágenes tomadas con microscopía óptica con baja magnificación de las superficies de una muestra ADI y de una IADI.

En todas las muestras se observó una buena terminación, sin la presencia de defectos tales como material redepositado o surcos pronunciados. Una característica distintiva de estas superficies es que los nódulos de grafito que fueron arrancados durante el rectificado dejaron huecos en los sitios donde se encontraban ubicados originalmente. Por este motivo, a baja magnificación se observan grandes huecos donde había aglomeramientos de nódulos de grafito.

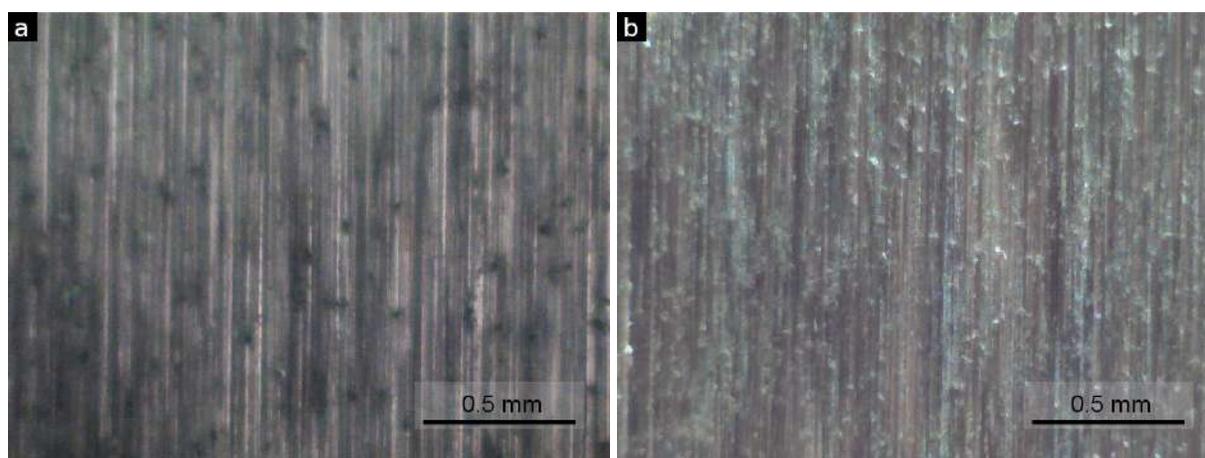


Figura 76. Superficie rectificada de **a)** una muestra ADI 280 [106] y de **b)** una muestra IADI a escala macroscópica.

En la **Fig. 77** se analizaron a escala microscópica las superficies rectificadas de las muestras ADI 360 y ADI 280 LNC por medio de interferometría de luz blanca (WLI). Las superficies observadas se encuentran dentro de las superficies típicas esperadas para materiales metálicos rectificados. Aún cuando la magnificación empleada en este caso es mayor, defectos tales como material redepositado y microfisuras siguen sin aparecer. En este caso, los huecos visibles son menores que los vistos con menor magnificación dado que éstos se corresponden con huecos dejados por nódulos de grafito individuales.

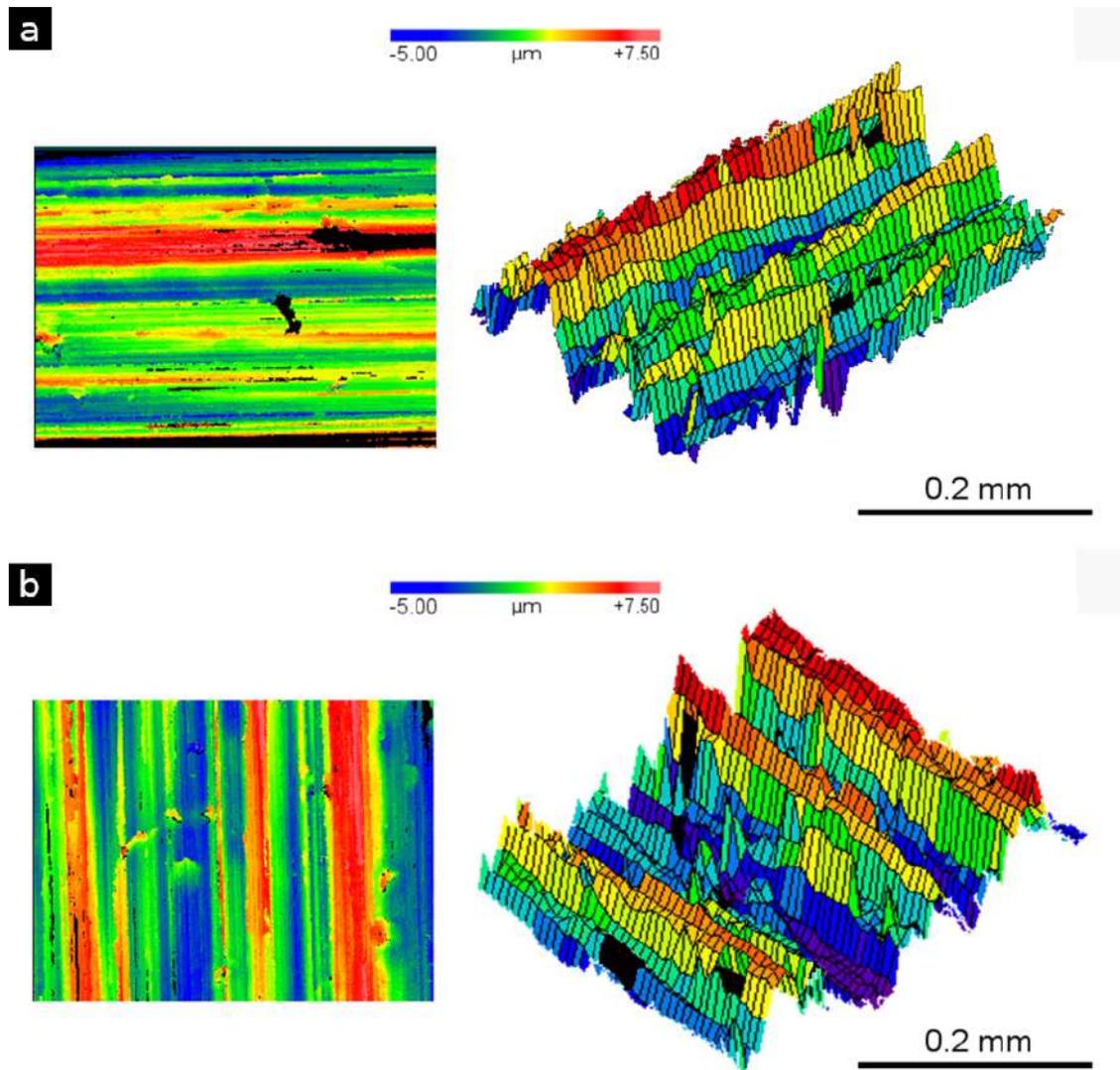
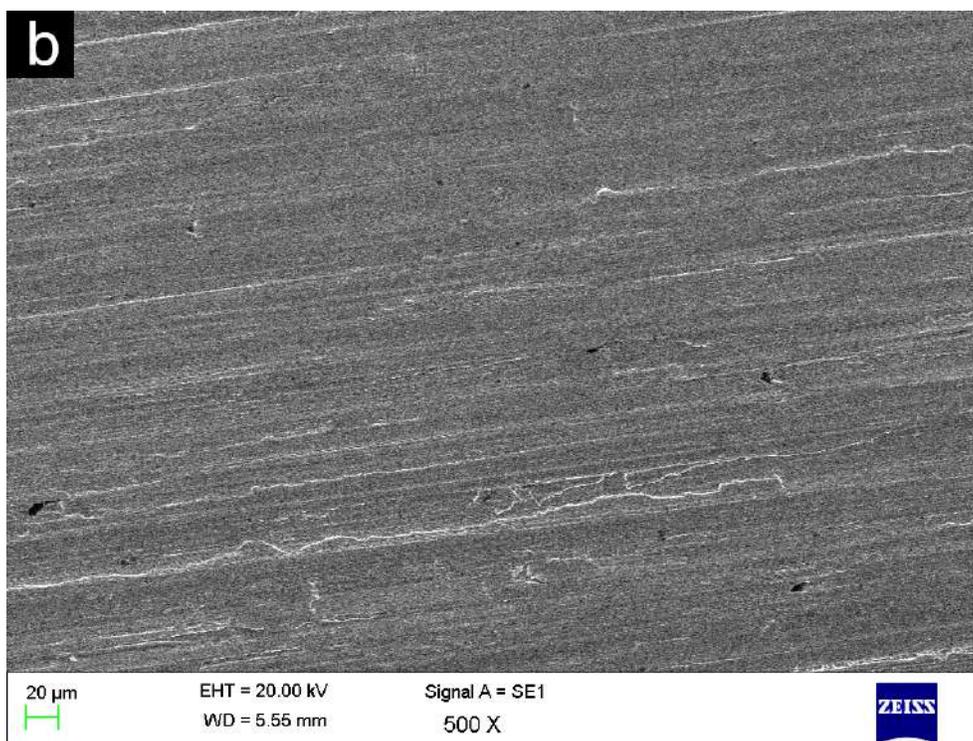
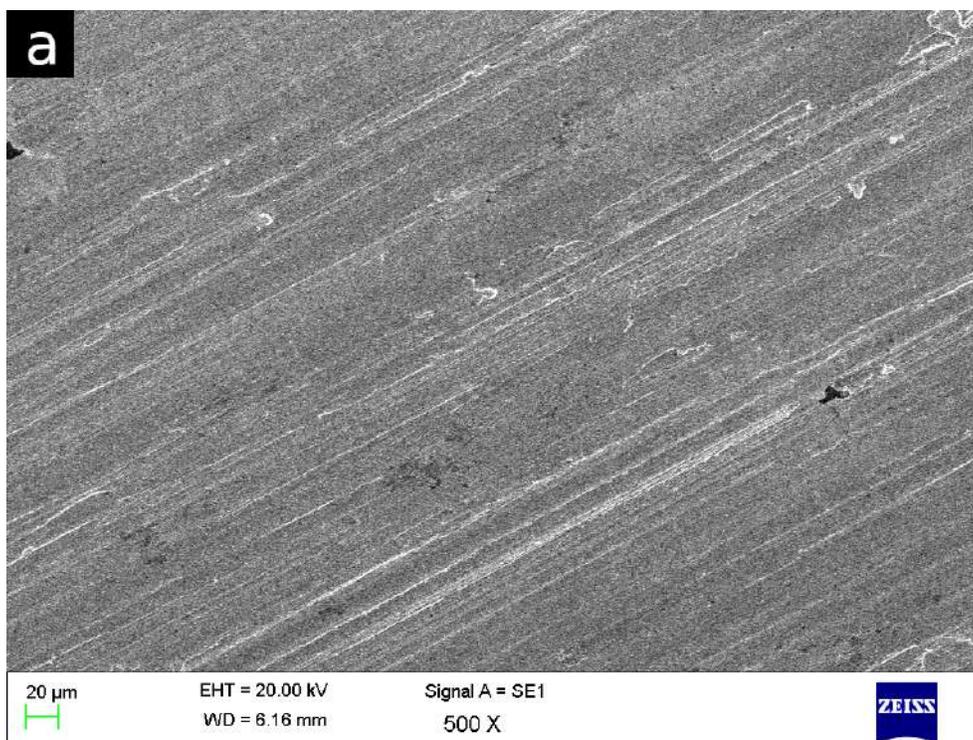


Figura 77. Representaciones 2D y 3D de las superficies rectificadas a escala microscópica de muestras **a)** ADI 360 LNC y **b)** ADI 280 LNC. [106].

En la **Fig. 78** se presentan imágenes SEM de muestras IADI rectificadas con cuatro condiciones de corte diferentes. En ellas puede observarse que las superficies rectificadas se encuentran dentro de las expectativas para piezas metálicas rectificadas y sin evidencia de defectos microscópicos como la presencia de fisuras. La uniformidad de la textura superficial se ve interrumpida en algunos sectores por discontinuidades de la matriz metálica (sin deformación localizada a su alrededor) y por la aparición de debris. En las muestras ADI, no se evidenció este fenómeno, dado que el conjunto de muestras IADI presenta una mayor ductilidad y facilidad de deformación plástica que hizo posible la formación de debris. También puede notarse que las superficies que fueron rectificadas con condiciones de corte que conducen a espesores equivalente de viruta h_{eq} más pequeños resultaron ser más lisas.



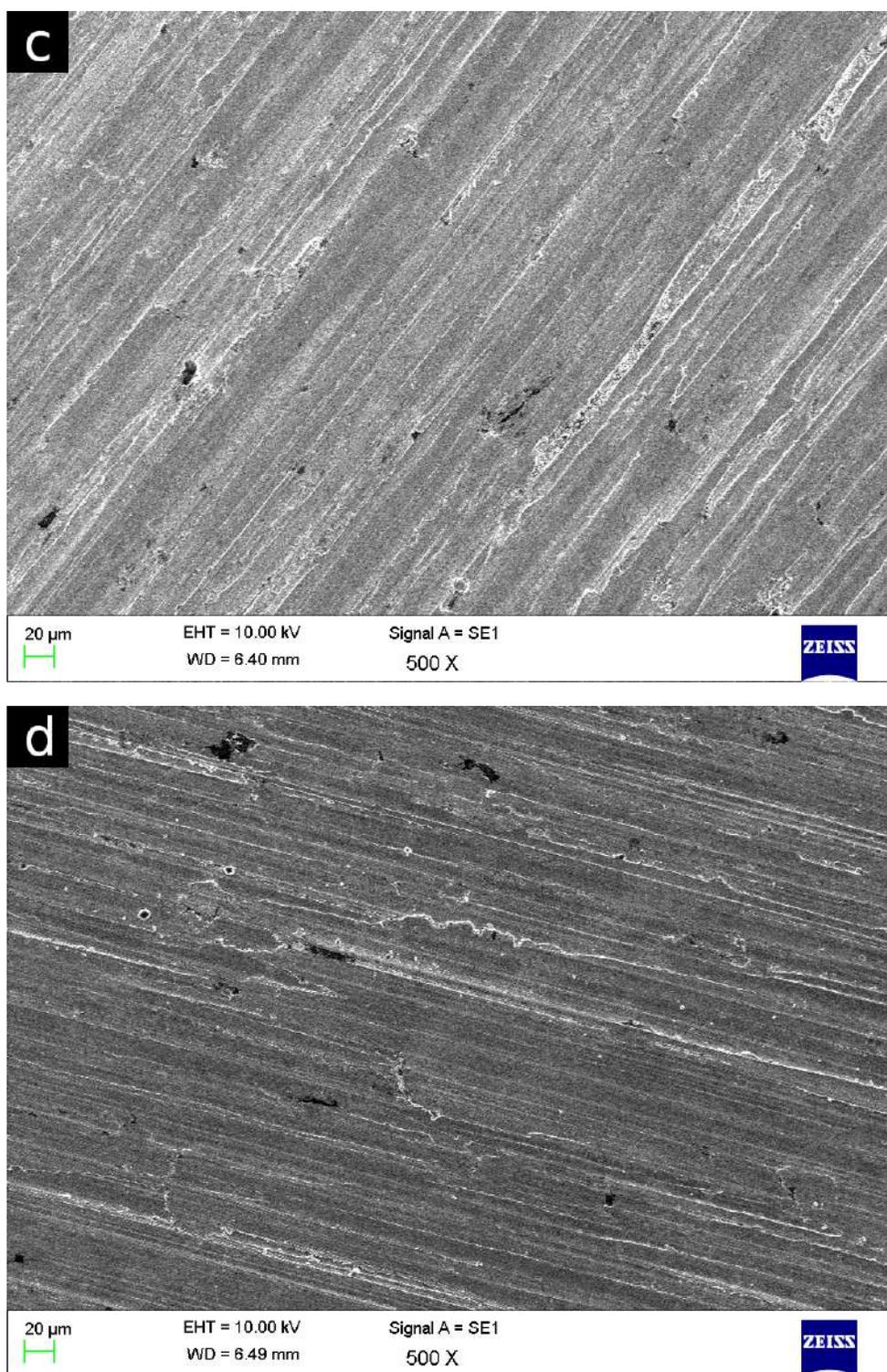


Figura 78. Imágenes a escala microscópica tomadas con bajos aumentos mediante SEM de muestras IADI rectificadas con condiciones de corte que conducen a espesores equivalente de viruta h_{eq} **a)** 0,22 μm , **b)** 0,27 μm , **c)** 0,42 μm y **d)** 0,67 μm .

Luego de analizar cualitativamente el acabado superficial, se realizó una cuantificación de los parámetros de rugosidad para comparar las superficies de una manera más precisa. La **Fig. 79** y la **Fig. 80** presentan el valor promedio del parámetro R_a y R_t para cada grupo de muestras en función de las variables de corte ensayadas. En las muestras ADI, la máxima desviación estándar resultó ser de $0,1 \mu\text{m}$ y de $1,3 \mu\text{m}$ para los parámetros R_a y R_t , respectivamente.

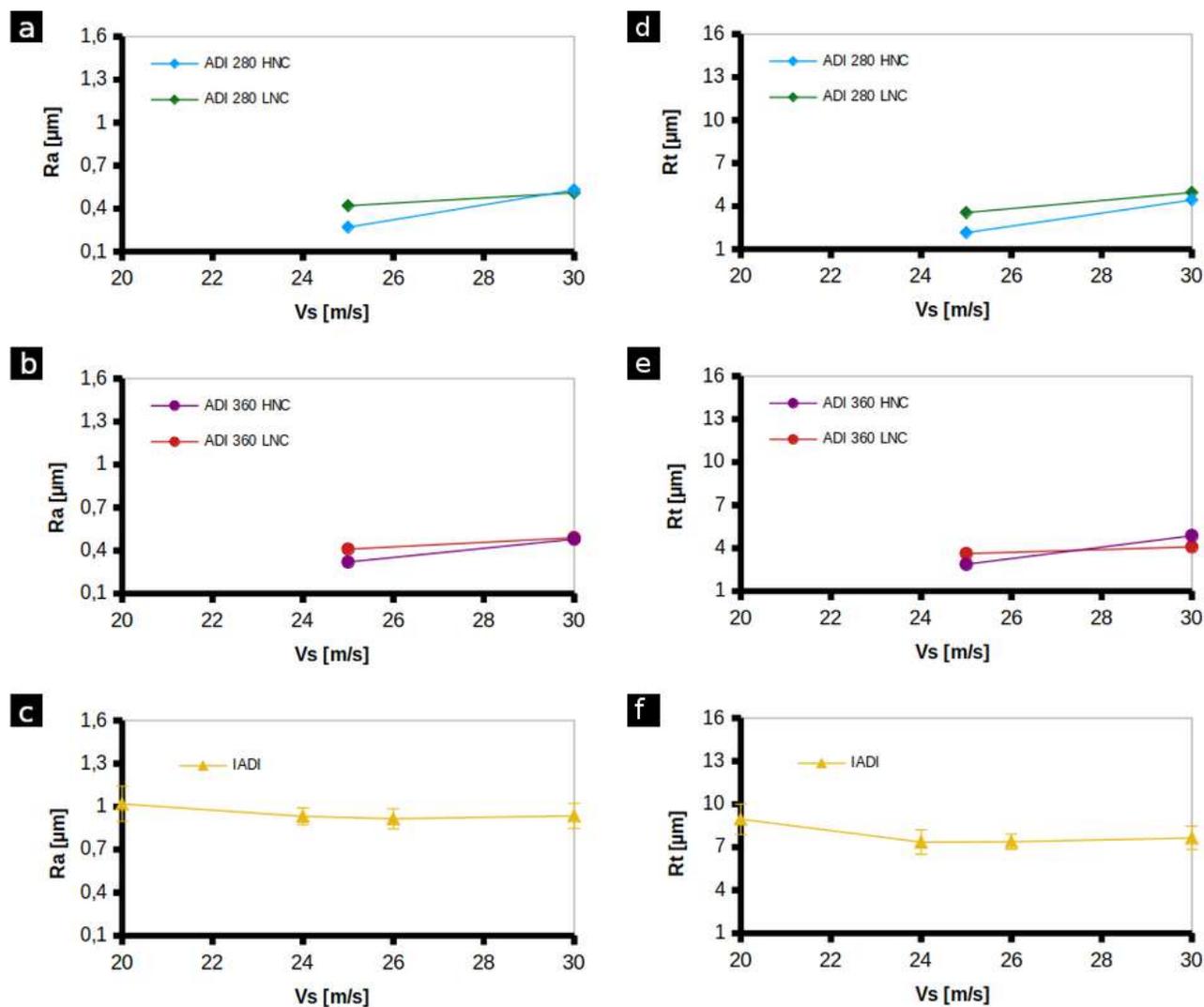


Figura 79. Parámetro R_a para **a)** muestras ADI 280, **b)** muestras ADI 360 y **c)** muestras IADI y parámetro R_t para **d)** muestras ADI 280, **e)** muestras ADI 360 y **f)** muestras IADI en función de la velocidad de corte V_s .

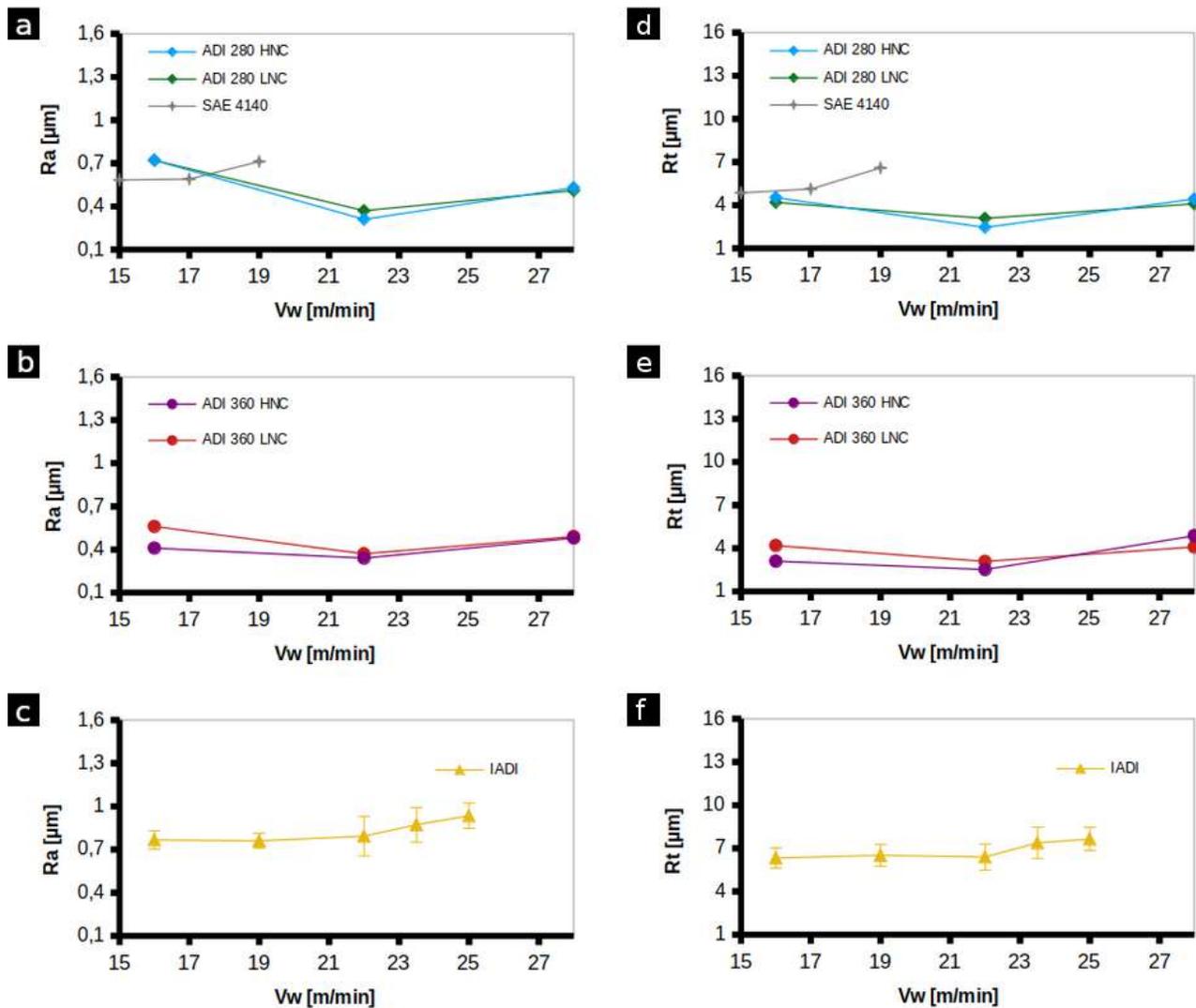


Figura 80. Parámetro R_a para **a)** muestras ADI 280 y material de referencia, **b)** muestras ADI 360 y **c)** muestras IADI y parámetro R_t para **d)** muestras ADI 280 y material de referencia, **e)** muestras ADI 360 y **f)** muestras IADI en función de la velocidad de avance V_w .

Los valores promedio de R_a se encontraron entre 0,27-0,72 μm para las muestras ADI y material de referencia, y entre 0,68-1,02 μm para las muestras IADI. Para el primer grupo, los valores se encuentran dentro del intervalo más bajo dentro del rango total esperado para este parámetro en operaciones de rectificado, es decir 0,1-1,6 μm [102]. Este rango de valores se adoptó como límite del eje Y en los gráficos que presentan los resultados. Los valores promedio del parámetro R_t para las muestras ADI se encuentran entre 2-5 μm , para el material de referencia entre 4-7 μm y para muestras IADI entre 6-9 μm . Tal como se observó en trabajos previos [36] y [81], en la mayoría de los casos existe una relación de proporcionalidad entre los parámetros R_a y R_t .

Observando la tendencia que siguen los valores de rugosidad de las muestras ADI con las condiciones de corte, puede observarse que cuando la velocidad de corte V_s empleada incrementa la rugosidad también crece. Que la velocidad de corte V_s incremente, significa que el espesor de viruta equivalente h_{eq} disminuye, produciendo una disminución de la fuerza ejercida sobre los granos de la herramienta. Esto produciría que la herramienta tienda a presentar un comportamiento duro y que el mecanismo de auto-afilado se vea dificultado. Esta situación ocurriría aún cuando fue previamente observado que a medida que la velocidad de corte V_s empleada incrementa, la energía específica de corte e_c (**Fig. 71**) (parámetro que es asumido proporcional a la fuerza sobre los granos) también lo hace. De esta manera, puede concluirse que la componente de fricción de la fuerza, la cual no tiene injerencia sobre el desprendimiento de los granos, es la que está siendo mayor. Para el grupo de muestras IADI, la rugosidad no presenta diferencias significativas con las diferentes velocidades de corte V_s empleadas. Esto se debe a que, como se presentó previamente en la **Fig. 73**, la energía específica de corte e_c se encuentra en régimen constante en la zona de trabajo definida por las condiciones de corte empleadas en este caso. De esta manera, dado que el caudal removido (Q) no varía entre diferentes velocidades de corte V_s empleadas, puede asumirse que la fuerza sobre los granos no varía significativamente y por lo tanto, que el régimen de auto-afilado se mantiene constante.

La tendencia que presenta la rugosidad cuando se emplean diferentes velocidades de avance V_w , difiere de la que presenta al mecanizar con diferentes velocidades de corte V_s . Para el caso de las muestras ADI, existe un mínimo central para el valor de rugosidad. En el punto mínimo, la muela se encuentra en condición de auto-afilado (o cercana a ella). Cualquier variación que se produzca en la velocidad de avance V_w empleada produciría que la herramienta se aleje de dicha condición. Aún cuando la energía específica de corte e_c permanece constante para las velocidades de avance V_w más altas, la fuerza sobre los granos debería crecer, dado que la tasa de material removido Q crece. De esta manera, el espesor de viruta equivalente h_{eq} se ve incrementado de manera tal que la fuerza sobre los granos resultaría ser lo suficientemente alta para la aparición de un comportamiento blando y por lo tanto se incrementa el valor de rugosidad. En cambio, para las velocidades de avance V_w menores, los valores de rugosidad incrementarían como consecuencia de una menor fuerza sobre los granos promovida por el menor h_{eq} que favorece el comportamiento duro de la muela. Al igual que con el empleo de diferentes velocidades de corte V_s , los cambios en las velocidades de avance V_w (en la zona de baja velocidad de avance V_w) prácticamente no producen cambios en los valores de la rugosidad para el grupo de muestras IADI. En cambio, en la zona de altas velocidades de avance V_w el comportamiento de la muela tendería a ser blando como consecuencia de un incremento en el espesor de viruta equivalente h_{eq} y por lo tanto de la fuerza sobre los granos.

El hecho de que los valores de la rugosidad resulten ser mayor en las muestras IADI que en las muestras ADI, se hace evidente en el detalle de la topografía superficial de dos muestras que se presenta en la **Fig. 81**.

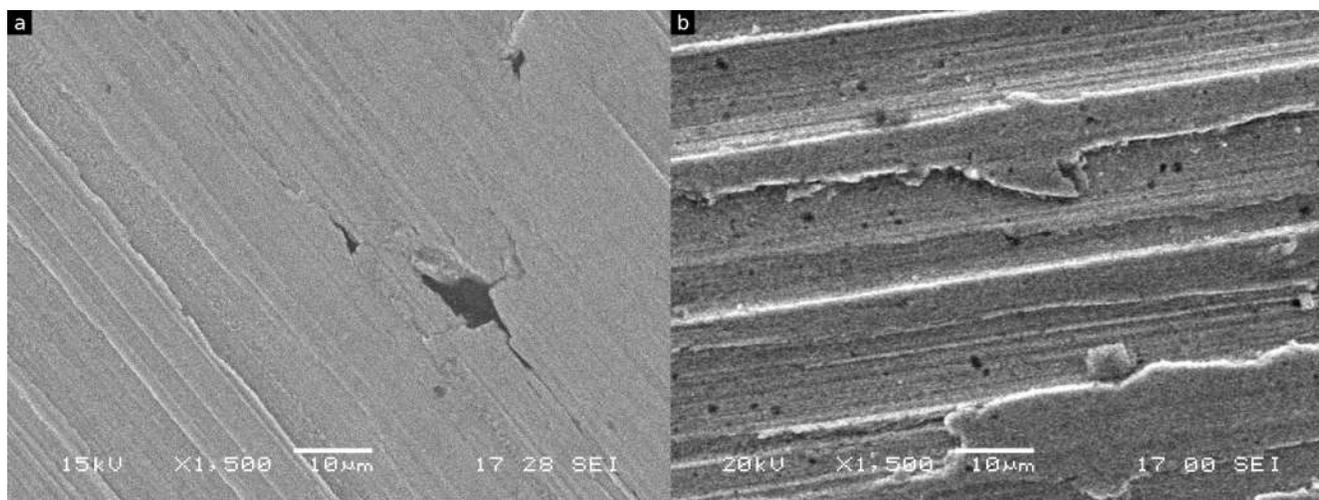


Figura 81. Imágenes SEM de las superficies rectificadas para **a)** una muestra ADI 280 y **b)** una muestra IADI.

Por un lado, el material de las muestras IADI es más blando que el de las muestras ADI, por lo que bajo las mismas condiciones de corte la fuerza sobre los granos resulta ser menor y por lo tanto el proceso de auto-afilado se ve desfavorecido en esas condiciones.

Por otro lado, en un proceso de rectificado, cuando cada grano abrasivo interactúa con el material, éste produce deformación plástica y genera un surco sobre la superficie. Este proceso se repite por todos los granos que van pasando por la misma zona. De esta manera, el material se deforma aún más, aplastándolo y reacomodándolo de manera sucesiva dentro y fuera del surco. Este proceso continúa hasta que el material agota su capacidad de deformación y es arrastrado y separado de la superficie en forma de viruta. Dado que el material de las muestras IADI presenta una mayor capacidad de deformación plástica que el material de las muestras ADI, la cantidad de iteraciones por las cuales el material es deformado hasta extraerse como viruta es mayor, produciendo una superficie más rugosa y con mayor presencia de debris.

No se obtuvieron diferencias significativas entre los valores de rugosidad medidos en las diferentes muestras ADI, excepto para los grupos de muestras rectificadas con velocidad de avance $V_w=16$ m/min. Las muestras ADI 360 HNC presentan un menor valor de rugosidad, en comparación con las demás muestras. Además, cuando este grupo de probetas se rectificó en estas condiciones, el valor de energía específica de corte e_c calculado resultó ser mayor que en las demás muestras. Por lo tanto, la fuerza sobre los granos y la fricción entre la pieza y la herramienta resultó ser mayor.

Previamente se mencionó que para velocidades de avance V_w bajas, la herramienta tendería a presentar un comportamiento duro, desfavoreciendo la terminación superficial. Para que se obtengan estos bajos valores de rugosidad, este comportamiento duro debió ser minimizado, pudiendo concluir que la fuerza sobre los granos incrementa a una mayor tasa que la componente de fricción.

SAE 4140 es un grupo de muestras de acero templado y revenido que presenta una dureza similar a la de las muestras ADI 280 pero con microestructura diferente: martensita revenida. Debido a esta diferencia, los valores de R_a registrados para el grupo SAE 4140 resultó ser mayor, encontrándose en el rango de 0,48-0,71 μm . En este caso se calculó una energía específica de corte e_c considerablemente mayor, por lo que es de esperar que la herramienta presente un comportamiento blando más pronunciado. También se encontró que la rugosidad R_a es menos sensible a cambios en los parámetros de corte, en comparación con las muestras ADI 280.

Por último, comparando las muestras con la misma matriz metálica pero distinto conteo nodular, no se observaron diferencias significativas entre los valores de rugosidad R_a y R_t de las muestras HNC y LNC. Sólo en algunas de las condiciones de corte empleadas, el valor de rugosidad resultó ser ligeramente superior para el grupo de muestras LNC. En estas últimas, los nódulos de grafito tienen mayor tamaño, por lo que al desprenderse durante el proceso de rectificado, los valles que dejan son de un tamaño mayor. De esta manera, se incrementa el valor del parámetro R_a , tal como Benini et al. [84] han reportado.

En el análisis llevado a cabo hasta el momento, se consideró sólo la influencia en la rugosidad de las variables de corte por separado. Para realizar un análisis global del efecto que produce la combinación de las condiciones de corte, podría evaluarse la relación entre la rugosidad y el espesor equivalente de viruta h_{eq} . En los estudios de la rugosidad llevados a cabo hasta esta instancia del trabajo se observó que la influencia de la microestructura sobre la rugosidad es análoga y que se produce mayormente un desplazamiento de los valores. Por ello se realizó una evaluación del espesor de viruta equivalente h_{eq} en la rugosidad de las muestras IADI, teniendo presente que los resultados son representativos. La **Fig. 82**, presenta una representación gráfica de la relación entre el espesor de viruta equivalente h_{eq} y los parámetros de rugosidad R_a y R_t de las muestras IADI. En ella, se observa que la tendencia de la rugosidad es incrementar su valor con el espesor de viruta equivalente h_{eq} .

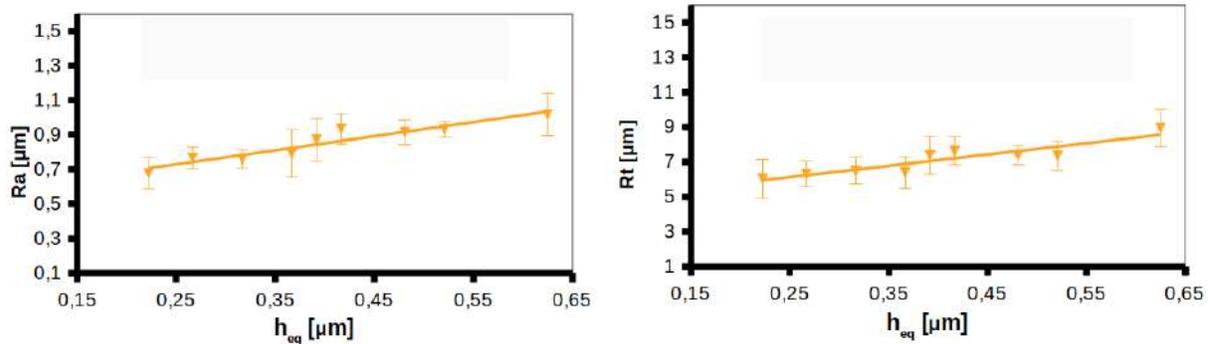


Figura 82. Valores de R_a y R_t para muestras IADI en función del h_{eq} .

El espesor de viruta equivalente h_{eq} puede ser analizado desde dos aspectos para evaluar su influencia, tanto directa como indirecta, sobre la rugosidad superficial.

En primer lugar, teniendo en cuenta la definición del espesor de viruta equivalente h_{eq} :

$$h_{eq} = \frac{a_e \times V_w}{V_s} \quad (2)$$

y dado que se empleó la misma profundidad real (a_e) en todos los ensayos, el espesor de viruta equivalente h_{eq} resulta ser inversamente proporcional a la relación V_s/V_w . Incrementar la relación V_s/V_w es equivalente entonces, a disminuir el espesor de viruta equivalente h_{eq} . Esta condición produce que haya más granos abrasivos involucrados en la remoción de un cierto volumen de material. De esta manera, además de que una mayor cantidad de granos pasa sobre el mismo volumen de material (equivalente a emplear una rueda abrasiva de grano más fino), la profundidad que penetra cada uno de ellos es menor y, en consecuencia, la rugosidad disminuye [110].

En segundo lugar, el espesor de viruta equivalente h_{eq} también influye de manera indirecta sobre la rugosidad. Una combinación de condiciones de corte que conllevan a un incremento del espesor de viruta equivalente h_{eq} produce un incremento en el espesor que remueve cada grano. Por lo tanto, crece la fuerza ejercida durante el corte, resultando en una mayor deformación plástica y conduciendo entonces, a un incremento en la rugosidad superficial [111]. A su vez, como fue mencionado previamente, un incremento en el espesor de viruta equivalente h_{eq} promueve el comportamiento blando de la herramienta.

Finalmente, de la misma manera que en la **Fig. 82**, en la **Fig. 83** se analizó la relación R_t/R_a en función del espesor de viruta equivalente h_{eq} resultante de cada ensayo de las muestras IADI. La relación R_t/R_a permanece constante alrededor del valor 9, indicando que la forma del perfil de rugosidad no se ve modificada si cambia el espesor de viruta equivalente h_{eq} . Estos valores se apartan del valor que reporta la bibliografía [36], por lo que en caso de conocer el valor de uno de los dos parámetros, no sería conveniente estimar el otro a partir de esta relación general ($R_t/R_a \approx 5$).

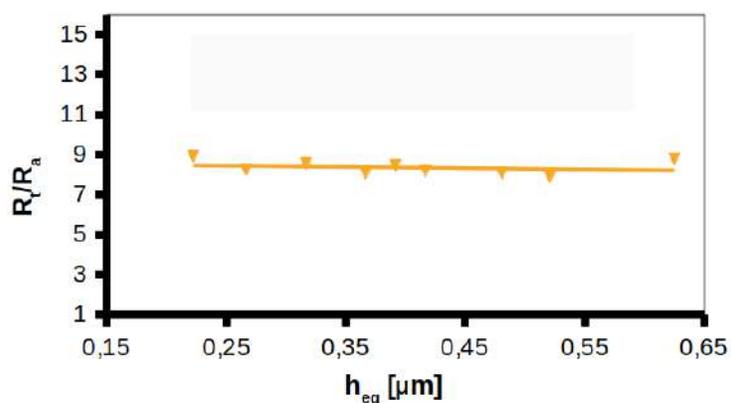


Figura 83. Relación R_t/R_a para muestras IADI en función del h_{eq} .

Alteraciones en la dureza

En la **Fig. 84**, se presentan los valores de microdureza Knoop del núcleo del material y de la superficie rectificada para muestras IADI en función del espesor equivalente de viruta h_{eq} resultante de las diferentes combinaciones de condiciones de corte empleadas. Se puede observar que ninguna muestra presentó pérdida de dureza, sino que se mantuvieron dentro de los valores iniciales o incrementaron su valor. En el caso de las muestras que presentaron endurecimiento superficial, éste se ve incrementado para los espesores equivalentes de viruta h_{eq} más bajos.

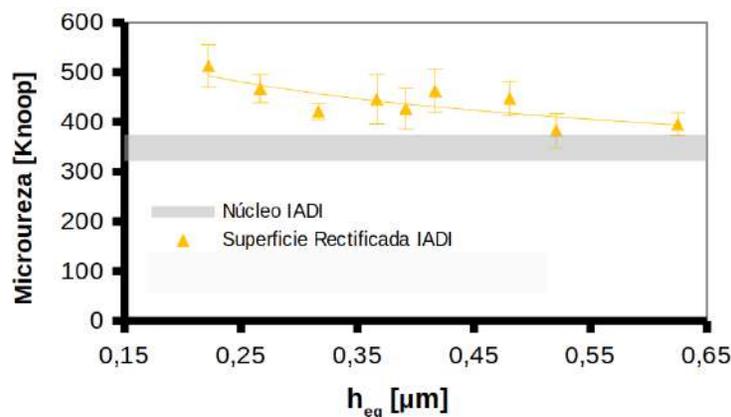


Figura 84. Valores de microdureza Knoop en el núcleo del material y en la superficie luego del rectificado en función del espesor equivalente de viruta h_{eq} .

Dentro de los mecanismos de endurecimiento que pueden presentarse, para el caso particular de aleaciones metálicas como las fundiciones de hierro mecanizadas, el endurecimiento por deformación plástica o el endurecimiento por transformación de fase son los más probables. Las muestras que presentaron el mayor endurecimiento resultaron ser las mecanizadas con condiciones de corte que conducen a bajo espesor equivalente de viruta h_{eq} . Esto se debería a que bajo estas circunstancias la temperatura existente en la interfaz pieza/herramienta es mayor, y por lo tanto disminuye la resistencia del material, siendo así más propenso a la deformación plástica. Por otro lado, el incremento del espesor de viruta equivalente h_{eq} favorece el auto-afilado de la herramienta, facilitando la acción de corte.

Se realizaron perfiles de microdureza Knoop sobre muestras pertenecientes a los grupos que presentaron mayor y menor endurecimiento y de un grupo intermedio entre ellos (**Fig. 85**).

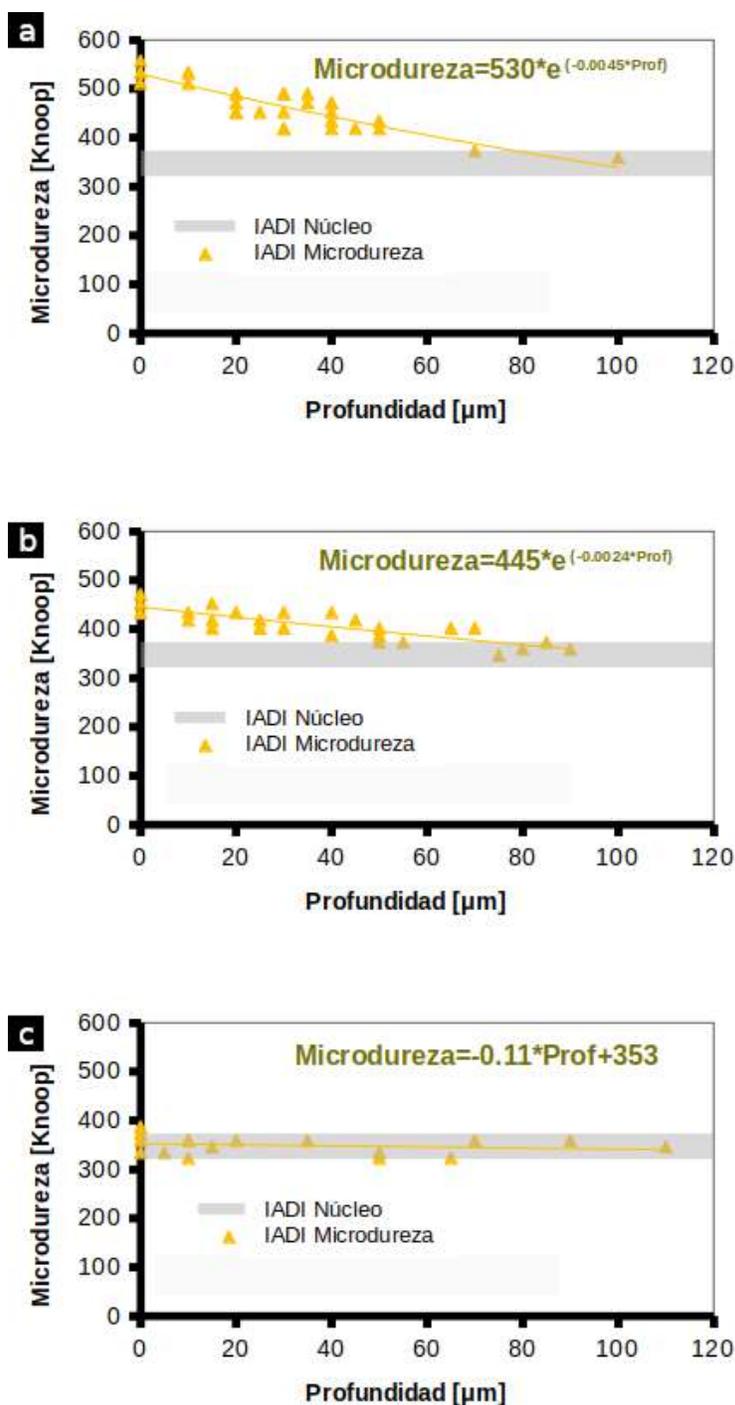


Figura 85. Perfiles de microdureza para muestras IADI rectificadas a **a)** $V_s=36$ m/s y $V_w=16$ m/min ($h_{eq}=0,22$ μ m), **b)** $V_s=26$ m/s y $V_w=25$ m/min ($h_{eq}=0,48$ μ m) y **c)** $V_s=24$ m/s y $V_w=25$ m/min ($h_{eq}=0,52$ μ m).

En las muestras que presentaron endurecimiento superficial (**Fig. 85a** y **Fig. 85b**), se puede observar que sobre la superficie se encuentra el valor máximo de dureza y luego disminuye hasta alcanzar el valor original del núcleo. La profundidad en la cual existen alteraciones en la dureza es

aproximadamente la misma en ambas muestras y es alrededor de 60-70 μm . Lo que se modifica entre ellas es el valor máximo en la superficie, y por lo tanto la pendiente, la cual es bastante mayor en el perfil de la **Fig. 85a**. En la muestra que no presentó endurecimiento superficial (**Fig. 85c**), se puede notar que tampoco existen alteraciones en la dureza en las capas subsuperficiales.

Análisis metalográfico

Luego de realizar los análisis de alteraciones en la dureza, se prosiguió con la observación de la microestructura mediante microscopía óptica.

En la **Fig. 86a** se presenta una imagen de la superficie de una muestra IADI ensayada con $V_s=30$ m/s y $V_w=25$ m/min ($h_{eq}=0,42$ μm). La superficie se pulió sólo lo suficiente como para eliminar los picos más altos de la rugosidad superficial. En la **Fig. 86b** se presenta una imagen de una muestra IADI rectificada a $V_s=26$ m/s y $V_w=25$ m/min ($h_{eq}=0,48$ μm) que también presentó endurecimiento superficial. En este caso, se realizó un lijado y pulido a mayor profundidad para poder observar en detalle la microestructura, pero de manera de obtener la información de la zona más superficial posible.

En ambas imágenes puede observarse que la microestructura original (**Fig. 44**) se encuentra altamente deformada.

En la **Fig. 86a**, se hace evidente la direccionalidad de la deformación en la orientación del movimiento relativo de los granos durante el rectificado. En la **Fig. 86b** se puede observar cómo las discontinuidades en la matriz metálica (huecos) no poseen forma esférica y la matriz metálica colapsa hacia el interior del hueco. La deformación plástica en este caso sería muy similar a un estado de deformación plana.

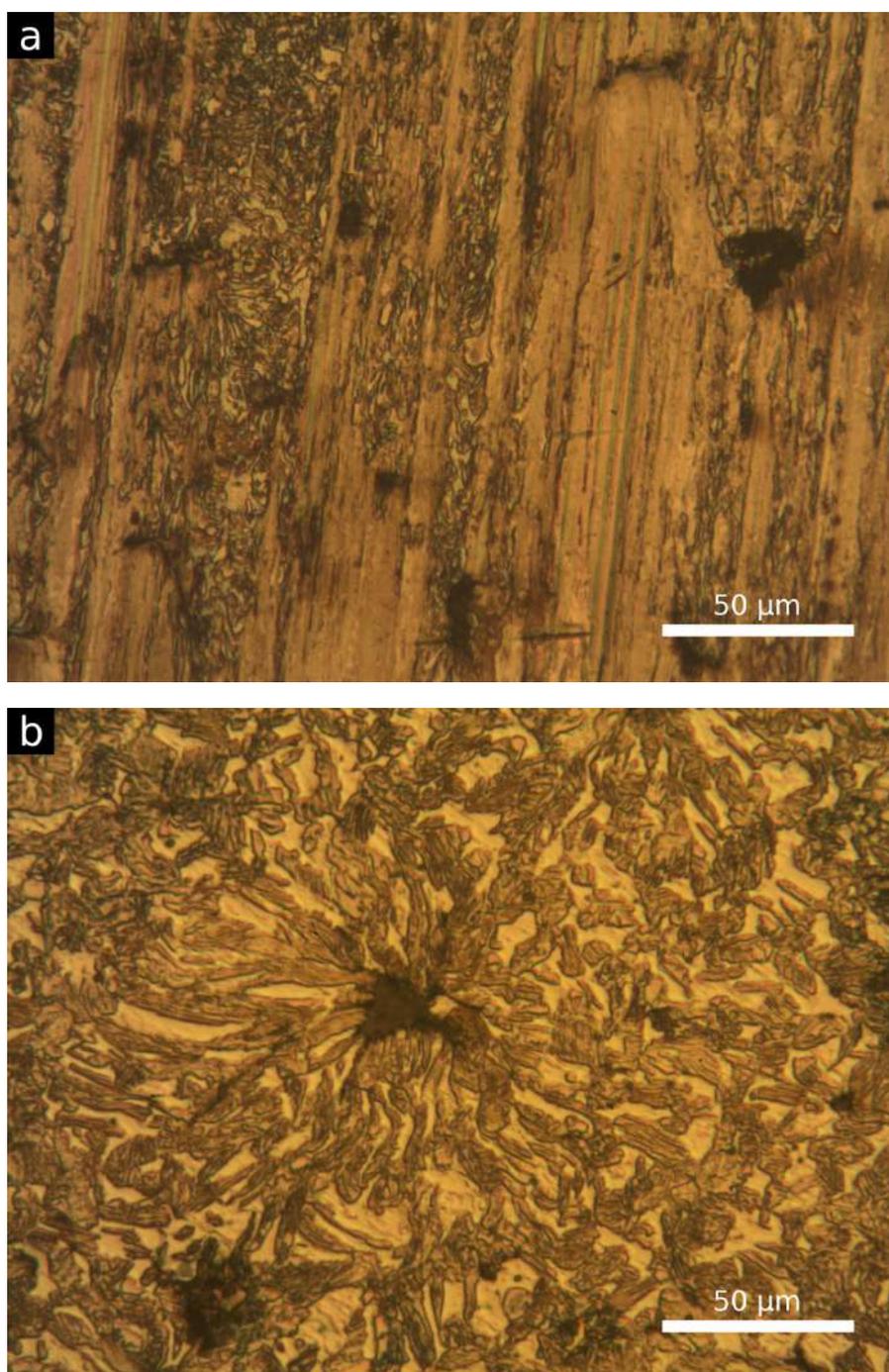


Figura 86. Imágenes de la microestructura superficial luego del rectificado para muestras IADI rectificadas a **a)** $V_s=30$ m/s y $V_w=25$ m/min ($h_{eq}=0,42$ μm) y **b)** $V_s=26$ m/s y $V_w=25$ m/min ($h_{eq}=0,48$ μm). Ataque con nital 2%.

Se realizó un corte transversal en una de las muestras IADI rectificadas con $V_s=26$ m/s y $V_w=25$ m/min ($h_{eq}=0,48$ μm) para observar sobre la cara lateral posibles alteraciones microestructurales en las capas subsuperficiales, producto de la acción de los granos abrasivos durante el rectificado. Sobre el corte transversal que se presenta en la imagen de la **Fig. 87** no se evidencian alteraciones

microestructurales. Además, a pesar de que se detectaron alteraciones en la dureza hasta una profundidad de unos 60 μm no hay deformación u orientación de la microestructura tal que permita distinguir la dirección en la cual se realizó el mecanizado.

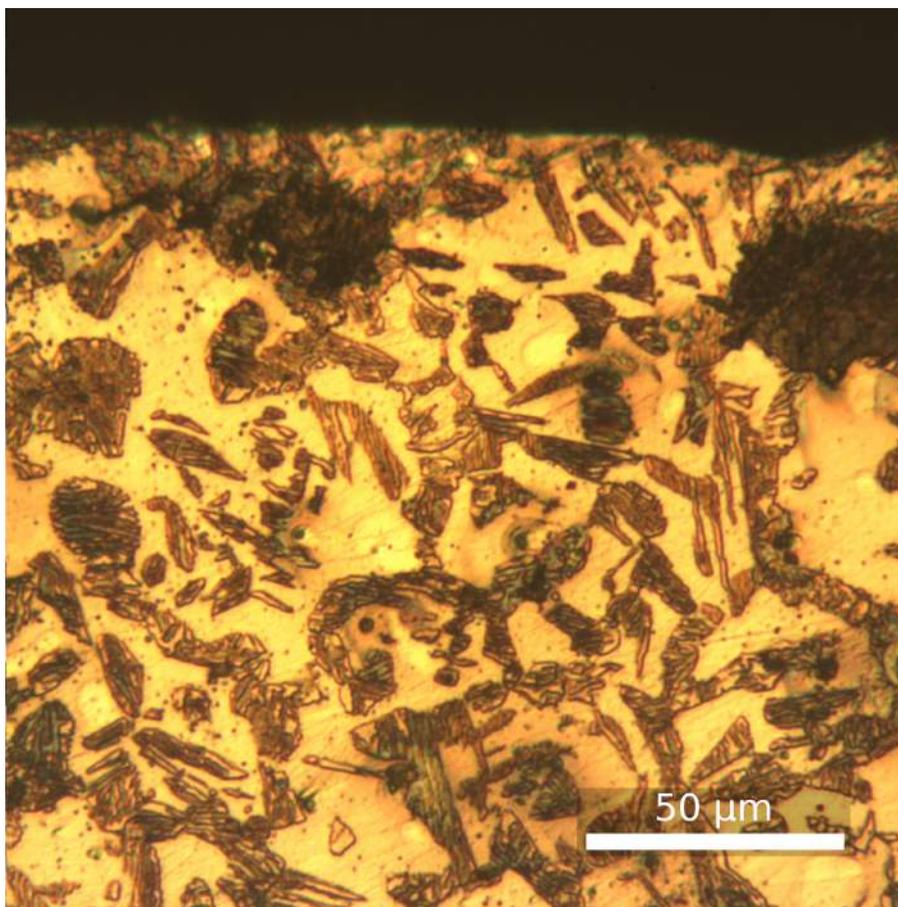


Figura 87. Imagen tomada sobre un corte transversal de una muestra rectificada con $V_s=26$ m/s y $V_w=25$ m/min ($h_{eq}=0,48$ μm). Ataque con nital 2%.

Queda en evidencia que, si bien en la superficie las muestras experimentaron una deformación significativa, la cual modifica completamente la apariencia de la microestructura, el gradiente de deformación es muy pronunciado. De esta manera se limita significativamente la posibilidad de ser observado con la misma técnica en un corte longitudinal.

Análisis por difracción de rayos X (DRX)

El siguiente estudio que se realizó fue difracción de rayos X para cuantificar fases y comparar los picos originales con los modificados luego del mecanizado.

En la **Fig. 88** se presenta el patrón de difracción para una muestra IADI sin rectificar. Se observaron los picos correspondientes a la reflexión de los planos de ferrita (110) y austenita (111), ubicados

alrededor de $2\theta=45^\circ$ para la longitud de onda empleada. A partir de dicho patrón se pudo cuantificar las fases del material base (33% austenita y 67% ferrita) y observar la forma de los picos originales.

En la **Fig. 89** se presentan los patrones de difracción de tres muestras IADI luego de ser rectificadas. Si se comparan los patrones de difracción de la **Fig. 88** y la **Fig. 89**, se puede observar que el ancho de los picos de austenita y de ferrita de las muestras rectificadas es ligeramente mayor y que presentan una leve asimetría. También se observa un solapamiento de ambos picos. El ensanchamiento de los picos se debe a la deformación plástica introducida en la superficie durante el proceso de mecanizado la cual fue evidenciada en la **Fig. 86**. Dado que la profundidad de penetración de los rayos X es de aproximadamente unos $5\ \mu\text{m}$, la deformación plástica podría encontrarse concentrada principalmente sólo en las capas más subsuperficiales. En ese caso, la resolución de LOM no es suficiente para distinguir esas alteraciones microestructurales en la **Fig. 87**.

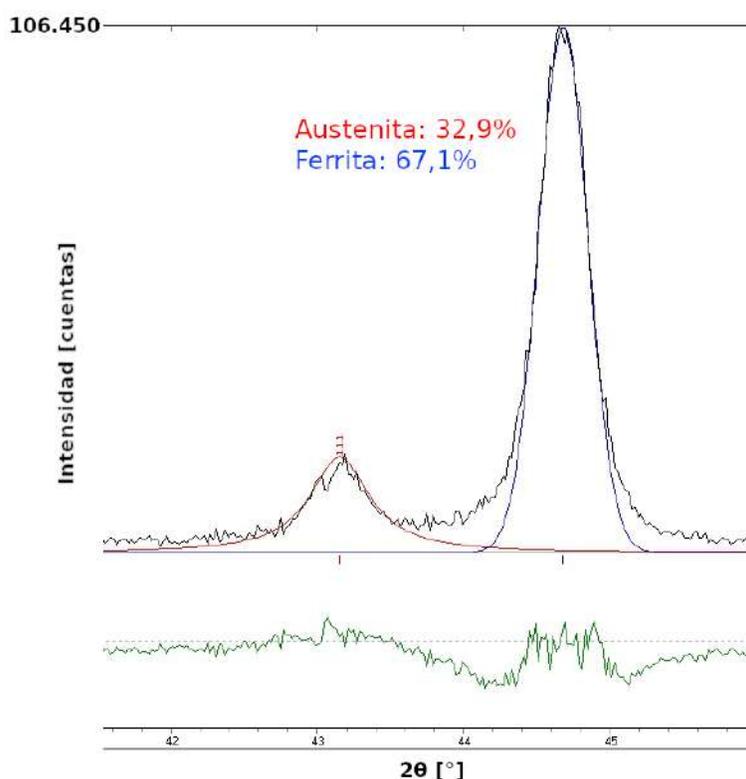


Figura 88. Patrón de difracción para una muestra IADI sin rectificar.

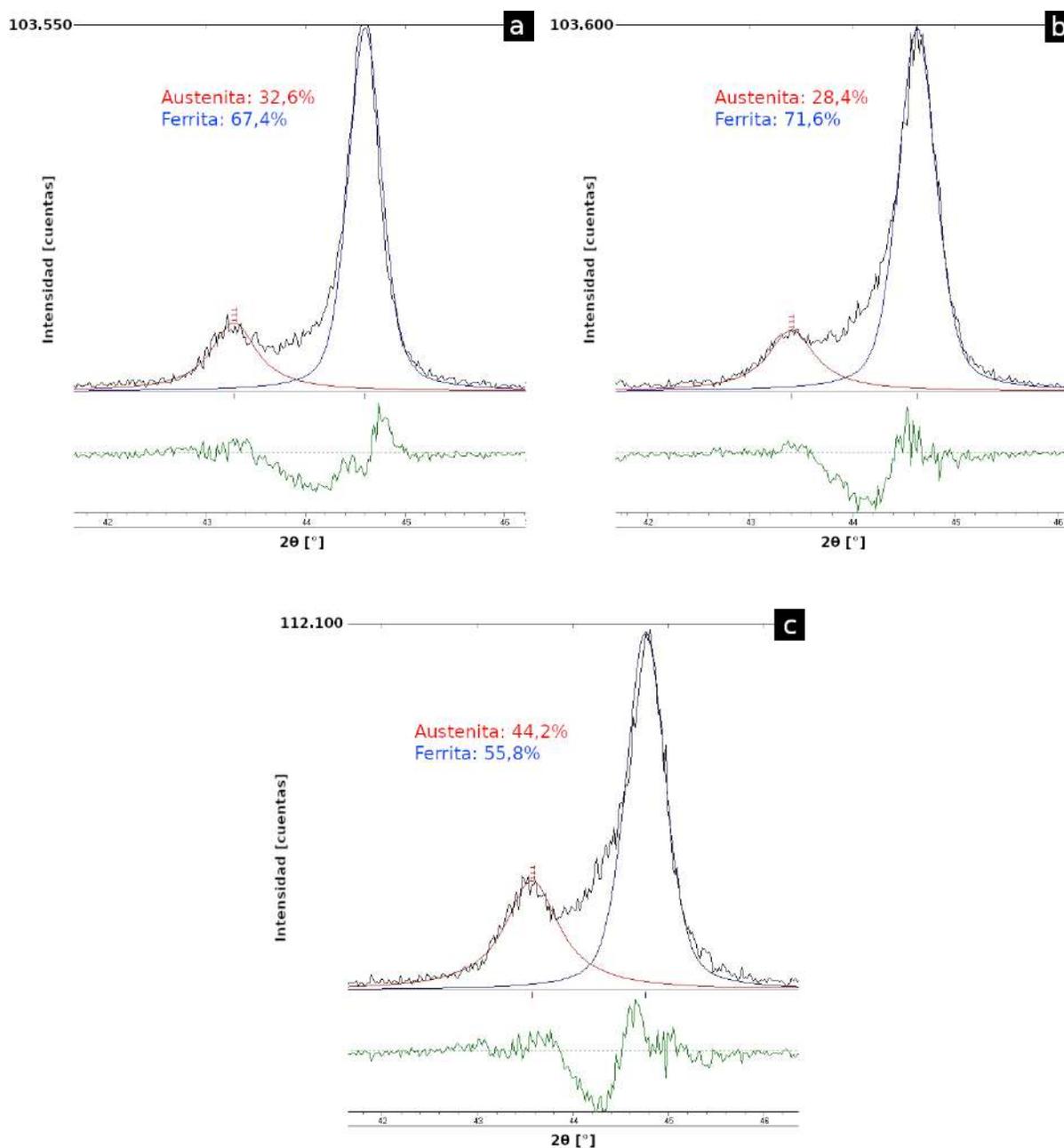


Figura 89. Patrón de difracción para una muestra IADI rectificada a **a)** $V_s=26$ m/s y $V_w=25$ m/min ($h_{eq}=0,48$ μm), **b)** $V_s=30$ m/s y $V_w=25$ m/min ($h_{eq}=0,42$ μm) y **c)** $V_s=30$ m/s y $V_w=16$ m/min ($h_{eq}=0,27$ μm).

En la **Fig. 89a** se puede observar que la cantidad relativa de las fases presentes sigue siendo prácticamente la misma que en la condición original. En cambio, en la **Fig. 89b**, la cuantificación de fases presenta una variación un poco mayor respecto a la original: 28% austenita y 72% ferrita. El hecho de que la cantidad de fase austenita en la muestra IADI rectificada con $V_s=30$ m/s y $V_w=25$ m/min ($h_{eq}=0,42$ μm) sea menor, podría ser un indicio de que la austenita que no se encuentra

cuantificada haya sido transformada en martensita por asistencia mecánica. En comparación a la muestra rectificada con $V_s=26$ m/s y $V_w=25$ m/min ($h_{eq}=0,48$ μm), la energía específica de corte e_c es mayor, por lo que el esfuerzo al que fue sometido al material también es mayor.

En la **Fig. 90** se presenta la posición relativa de los picos de austenita, ferrita y martensita, según el modelo cristalográfico empleado en el software Powdercell. El pico de martensita (101) se encuentra muy cercano al de la ferrita, por lo que con esta técnica de refinamiento manual se dificulta la detección de fase martensita. Si se analiza la **Fig. 89b** los picos de austenita y ferrita presentan un mayor solapamiento en la zona donde podría aparecer el pico de martensita (101). Por lo tanto, la diferencia en el incremento de dureza que se observa en la **Fig. 84** para muestras ensayadas con $h_{eq}=0,42$ μm y $h_{eq}=0,48$ μm , podría deberse tanto a la mayor deformación plástica introducida como por una pequeña cantidad de austenita que se haya transformado en martensita.

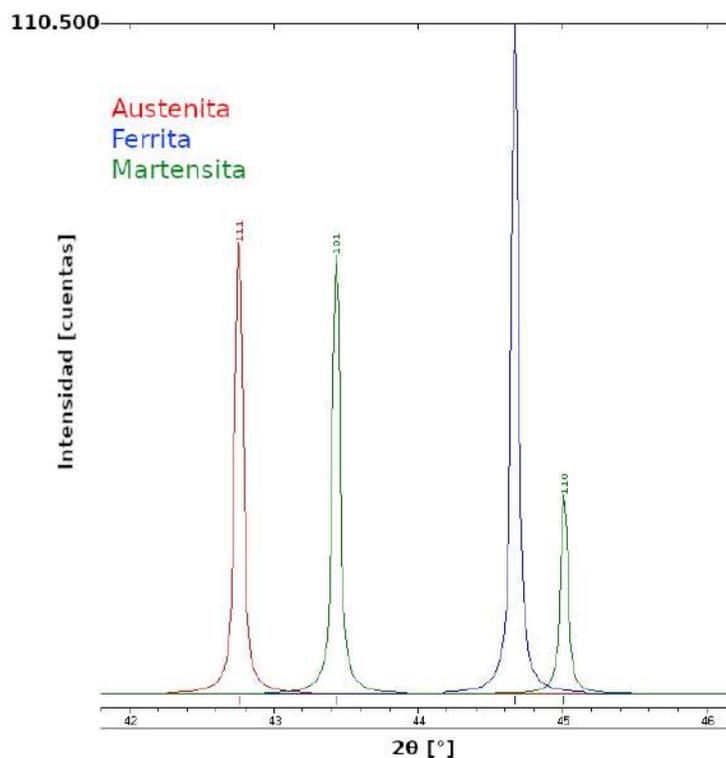


Figura 90. Modelos de difracción de las fases austenita, ferrita y martensita.

En la **Fig. 89c** puede observarse que la proporción de fases presente difiere significativamente respecto a la original, excediendo el valor del error esperado en la medición. La diferencia encontrada se da en dirección contraria al análisis planteado para el resultado de la **Fig. 89b**. En este caso, la cantidad de fase austenita se vio incrementada en aproximadamente un 40% respecto a la cantidad de austenita que presentaba el material original. Además, la diferencia entre el patrón de difracción medido y los picos de las fases en el ajuste en la zona que se encuentra entre ambos picos es mayor.

Lo que podría estar ocurriendo es que haya un pico de martensita que no se consideró en el análisis y esté aumentando la cantidad asignada a la fase austenita. Esto significa que el pico de martensita (101) que se encuentra entre el pico de la fase ferrita y la fase austenita, debería ser de intensidad suficiente para que al superponerse con el pico de austenita (111) se incremente el área correspondiente a esta fase. En dicho caso, esta situación podría darse por tratarse del grupo de muestras que presenta mayor endurecimiento superficial.

Para verificar si efectivamente apareció fase martensita, se realizó el ajuste del patrón de difracción teniendo en cuenta las tres fases. Como se observa en la **Fig. 91**, el ajuste con las tres fases resultó ser mucho mejor que el presentado en la **Fig. 89c**. Sin embargo, la cuantificación de fases que se obtuvo con este ajuste no se corresponde con la hipótesis propuesta previamente.

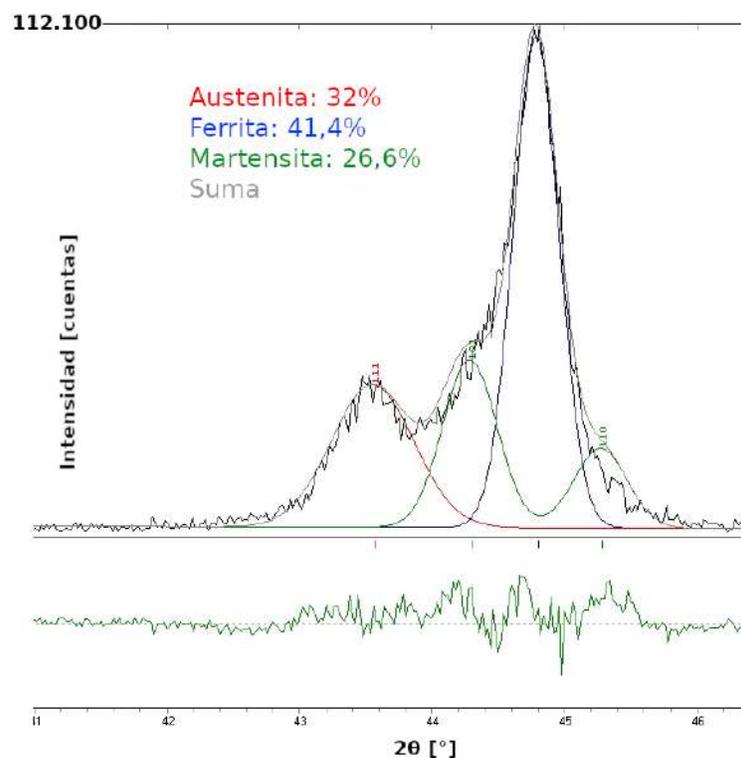


Figura 91. Patrón de difracción con fases austenita, ferrita y martensita de una muestra IADI rectificada $V_s=30$ m/s y $V_w=16$ m/min ($h_{eq}=0,27$ μ m).

En un proceso de mecanizado, lo más probable es que se de transformación de fases de austenita a martensita por asistencia mecánica, disminuyendo la cantidad de austenita presente. En la cuantificación de fases que se obtuvo de la **Fig. 91**, la cantidad de austenita se mantendría invariable respecto a la original, y la cantidad de ferrita disminuiría. Esto indicaría que parte de la ferrita se transformó en martensita. Para que esto suceda, la muestra debería pasar por un ciclo similar al de un tratamiento térmico: ciclo de austenizado seguido de un enfriamiento rápido por debajo de la

temperatura M_s . Esta situación es muy poco probable que ocurra durante el rectificado dado que, si bien la temperatura alcanzada en la superficie podría ser suficiente, los tiempos involucrados en este proceso son muy cortos como para producir el ciclo previamente mencionado.

Sin embargo, debe notarse que en este ajuste con tres fases la cantidad de austenita, coincide con la inicial, y la suma de la cantidad de ferrita y martensita coincide con la cantidad de ferrita inicial.

Otra hipótesis que puede plantearse entonces, es que el pico que previamente se consideró de martensita sea un pico de ferrita muy deformada. Para que esto ocurra, el pico original de ferrita debería desdoblarse en dos: uno similar al de ferrita de las **Fig. 89a** y **Fig. 89b** y otro que se corra hacia ángulos menores. Si se considera que la técnica DRX evalúa sólo las primeras capas superficiales hasta aproximadamente $5 \mu\text{m}$ de profundidad y por la evidencia presentada en las imágenes de la **Fig. 86** y de la **Fig. 87**, podría asumirse que la información evaluada corresponde a zonas muy diferentes con picos de difracción cercanos. El primero se correspondería con la porción de ferrita que se encuentra a mayor profundidad y por lo tanto sufrió menor deformación. El segundo se correspondería con la parte de ferrita que se encuentra en las capas más superficiales y se encuentra más deformada (ferrita*) (**Fig. 86**). De esta manera, al encontrarse el material “estirado” el parámetro de red se haría más grande, las distancias interplanares aumentarían y el pico se correría hacia ángulos más bajos.

Para tener mayor detalle acerca del gradiente de deformación se tomaron imágenes de la superficie rectificadas a diferentes profundidades mediante LOM de una muestra IADI rectificadas $V_s=30 \text{ m/s}$ y $V_w=16 \text{ m/min}$ ($h_{eq}=0,27 \mu\text{m}$). Una imagen de la microestructura original se presenta en la **Fig. 92a** con el fin de utilizarla como referencia. En las **Fig. 92b-d** se presentan imágenes tomadas a tres profundidades diferentes: desde los picos más altos de la rugosidad donde la microestructura se observa muy deformada (**Fig. 92b**), hasta la zona que se encuentra por debajo de la rugosidad en donde el grado de deformación es menor (**Fig. 92d**). Dicha situación se esquematiza en la **Fig. 93** indicando con punteado denso, medio y bajo el grado de deformación de la zona. El mecanizado produce el mayor grado de deformación en las capas más superficiales de la rugosidad, y luego va disminuyendo hasta una determinada profundidad en la cual se encuentra el material base. Esto se vuelve muy evidente en la **Fig. 94**, donde se presenta una imagen de un corte transversal de una muestra ADI obtenida en un FIBSEM irradiando con iones y empleando un detector de electrones secundarios. En este modo se observa cómo muy cerca de la superficie la microestructura presenta cambios significativos, los cuales rápidamente desaparecen al desplazarse hacia el núcleo del material.

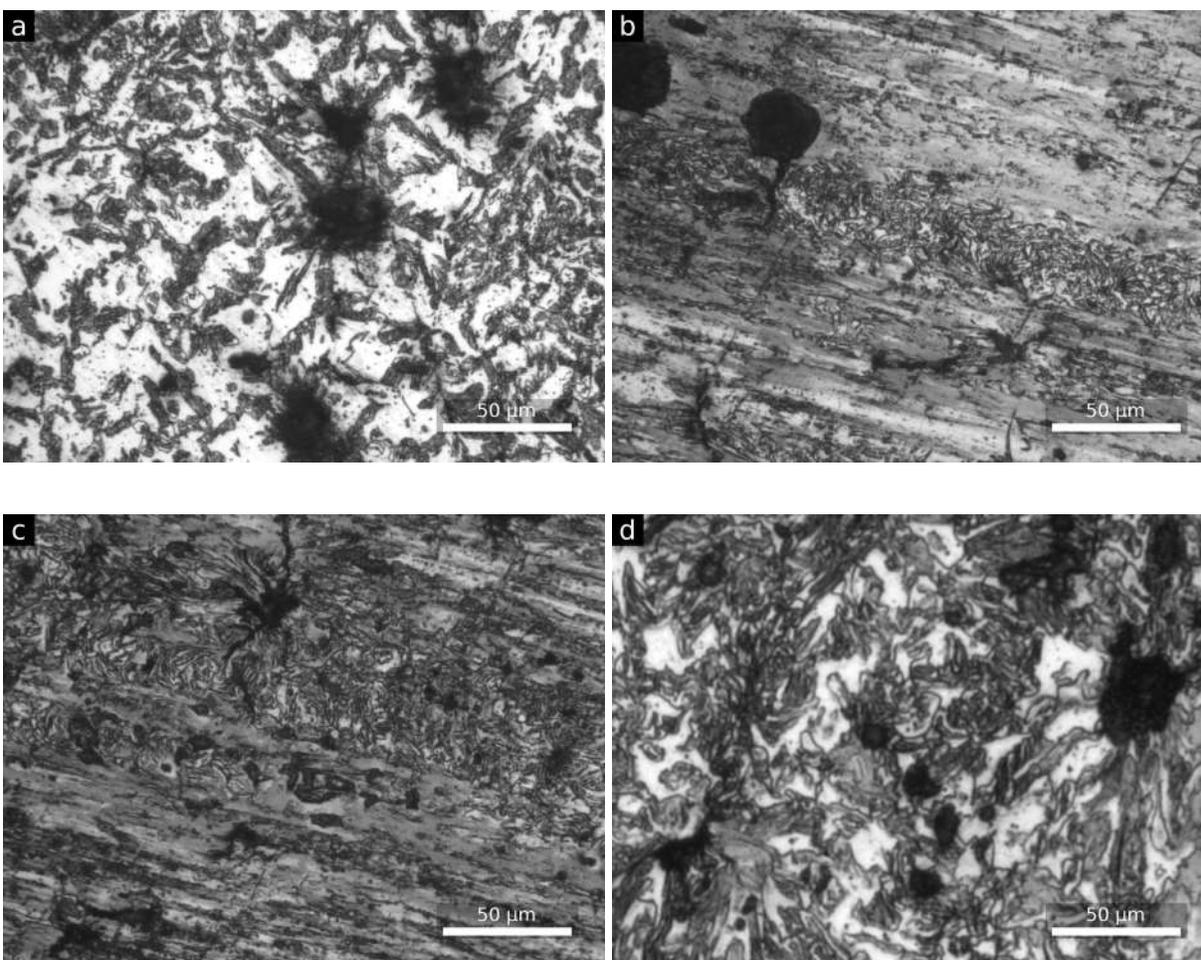


Figura 92. Microestructura de una muestra IADI: **a)** original, **b)** de la superficie rectificada en la zona más alta de la rugosidad, **c)** de la superficie rectificada en aproximadamente la mitad de la rugosidad y **d)** de la superficie rectificada por debajo de la rugosidad. Ataque con nital 2%.

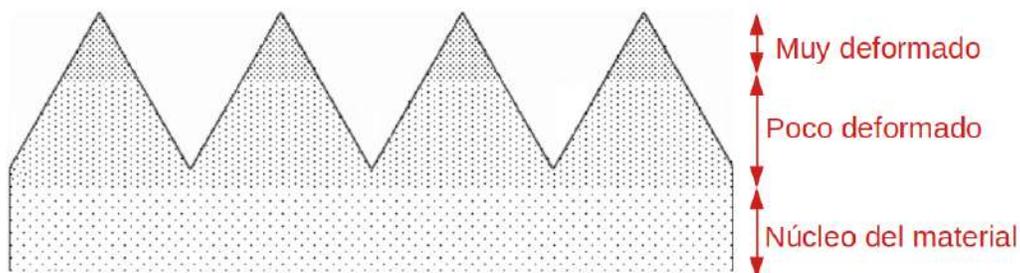


Figura 93. Gradiente de deformación desde las capas más superficiales hasta el núcleo del material.

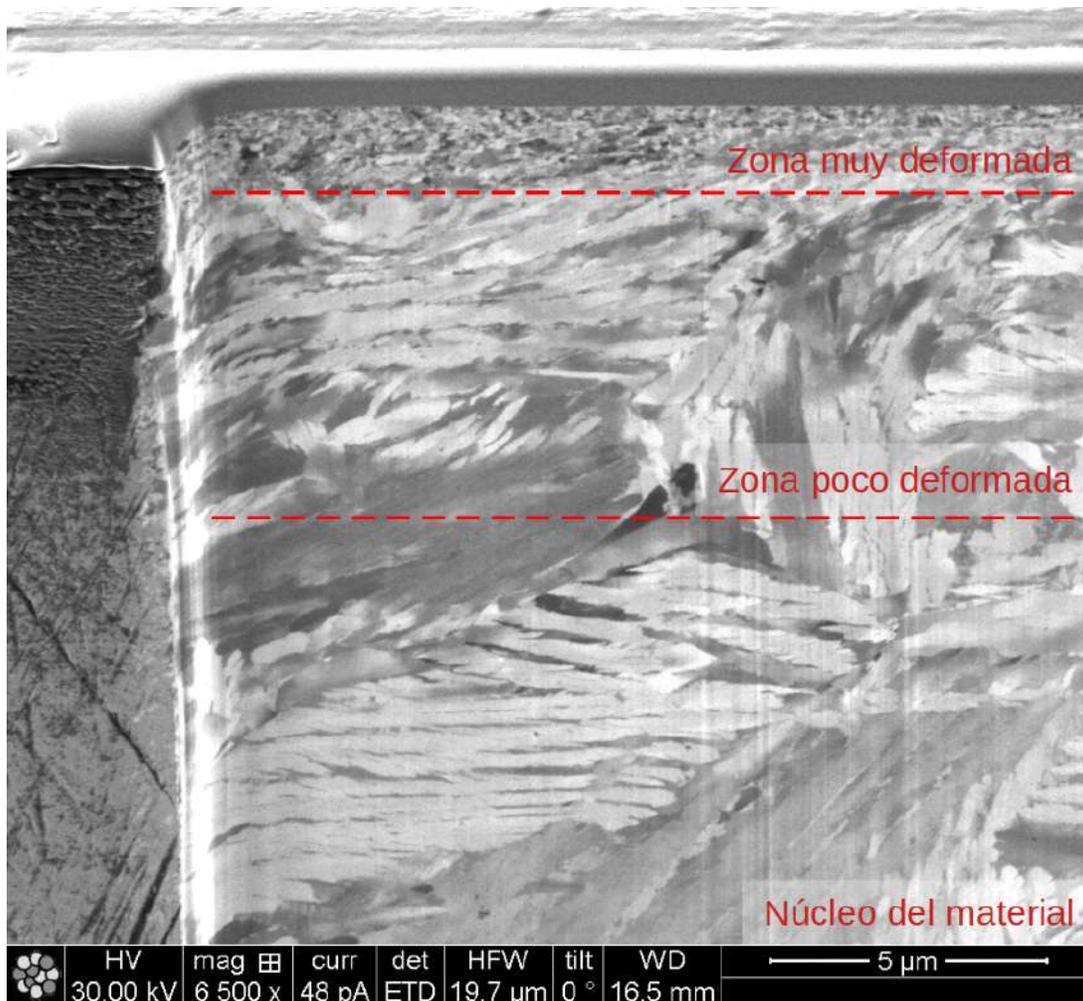


Figura 94. Gradiente de deformación por debajo de la superficie rectificada en una muestra ADI 360 rectificada.

En la **Fig. 95** se presenta el modelo que ajusta la curva experimental teniendo en cuenta la hipótesis planteada. Se puede observar que el ajuste entre las curvas mejora significativamente, mientras que las cantidades relativas de fases son cercanas a las originales.

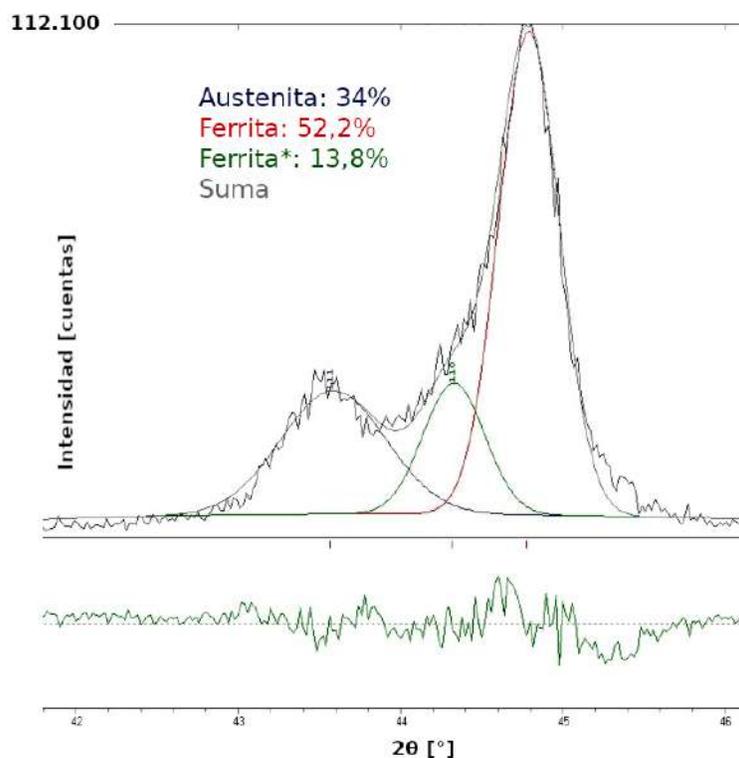


Figura 95. Patrón de difracción con fases austenita, ferrita y ferrita* de una muestra IADI rectificada $V_s=30$ m/s y $V_w=16$ m/min ($h_{eq}=0,27$ μm).

Para reforzar esta hipótesis, se realizó un barrido con incidencia rasante para lograr que los rayos X penetren una profundidad menor y así obtener información más superficial. Al realizar un barrido convencional empleando DRX, el perfil de difracción que se obtiene suele incluir la información asociada, al menos, a las dos primeras zonas deformadas presentadas en las **Fig. 93** y **Fig. 94**. Para las muestras analizadas se obtendrían las reflexiones de los planos correspondiente a las fases ferrita* y ferrita, éste último en mayor proporción que el primero. En cambio, al realizar un barrido rasante, la profundidad a la que penetran los rayos X es menor, y por lo tanto se recolecta la información de las capas más superficiales, donde se ubica la fase ferrita*. Como contrapartida la intensidad de los picos es inferior y el ancho de pico significativamente mayor. En este caso, se esperaría que la posición relativa de los tres picos permanezca igual. También se esperaría que el pico de ferrita pierda gran parte de su intensidad, dado que la ferrita deformada se concentra sobre las capas más superficiales de la muestra. Esto se observa en la **Fig. 96**, en la cual se presenta el patrón de difracción obtenido con la aproximación del mismo.

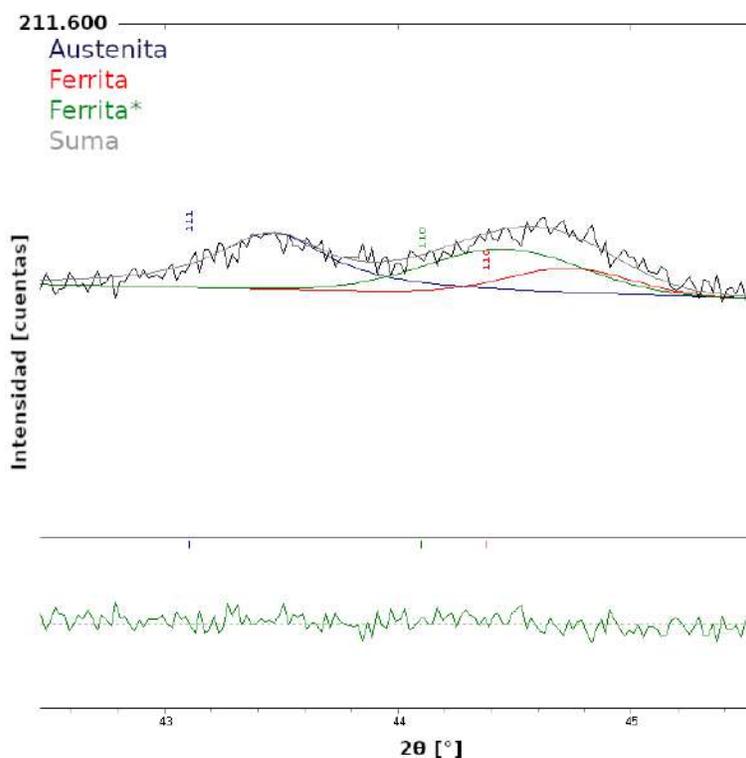


Figura 96. Patrón de difracción obtenido por incidencia rasante con fases austenita, ferrita y ferrita* de una muestra IADI rectificada $V_s=30$ m/s y $V_w=16$ m/min ($h_{eq}=0,27$ μ m).

Los defectos introducidos en la microestructura por la deformación asociada a la generación de las superficies pueden ser cuantificados. La microdeformación a escala cristalográfica puede ser determinada midiendo el ancho de pico a altura media (FWHM) de los patrones de difracción presentados previamente. La magnitud de este parámetro depende tanto de las características microestructurales intrínsecas como del grado de deformación introducido en el material [70].

A modo de ejemplo, en la **Fig. 97** se presentan los valores promedio de FWHM del pico Fe α (211) para las muestras ADI LNC y de las muestras IADI previo al rectificado (valor de núcleo). Además se reportan los valores medidos luego del rectificado para las velocidades de avance V_w máxima y mínima empleadas en el rectificado de muestras ADI e IADI. La máxima dispersión en la medición fue de $\pm 0,005^\circ$.

Los valores de FWHM presentados en la **Fig. 97** no son comparables con los presentados anteriormente en la **Fig. 64** dado que fueron medidos con un equipo DRX diferente. Estos últimos resultaron ser más altos, es decir que el ensanchamiento de los picos resultó ser mayor. Dado que las muestras son similares y se emplearon equipos diferentes, esta discrepancia debería ser producto de una diferencia en el instrumental empleado [112].

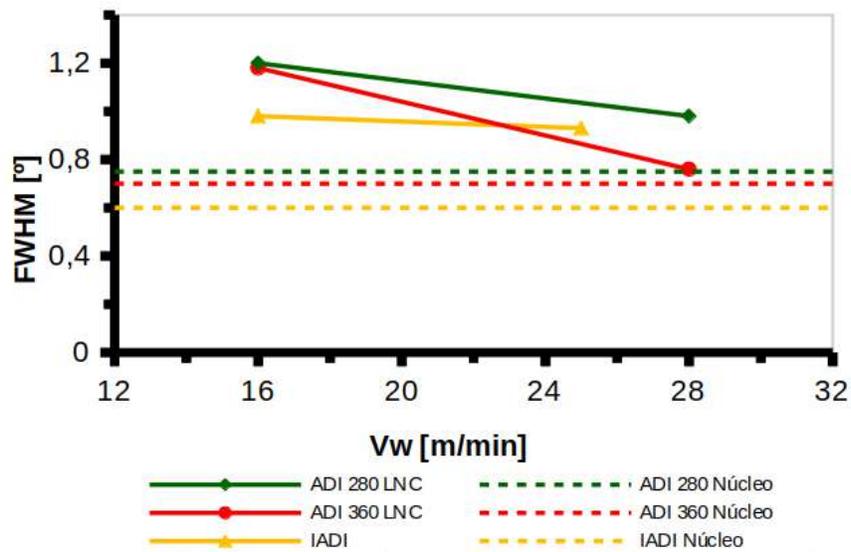


Figura 97. Valores promedio de FWHM del pico $Fe\alpha$ (211) en el núcleo y en la superficie rectificada para muestras ADI LNC en función de la velocidad de avance V_w .

De los valores de FWHM de núcleo medidos, los correspondientes a las muestras ADI 280 resultan ser los mayores, muy cercano a este último pero algo menor resulta ser el de las muestras ADI 360 y con mayor diferencia aparece el del conjunto IADI. Esto se debe a que la cantidad de defectos presentes en la microestructura de las probetas ADI 280 es mayor que en los otros dos grupos. La pequeña diferencia que se observa respecto a la de las probetas ADI 360 se debe a que son microestructuras del mismo tipo, pero con una microestructura más gruesa en este caso. Las muestras IADI presentan una microestructura más disímil a la del grupo ADI. Las zonas de ferrita libre poseen menos bordes de grano y por lo tanto menos zonas de desorden y discontinuidades, generando un menor FWHM.

En las muestras ADI rectificadas, el valor de FWHM es mayor que el valor original. Los valores reportados para el núcleo se encuentran alrededor de $0,7^\circ$, mientras que los reportados luego del rectificado ascienden a valores de hasta $1,2^\circ$. Esto es consecuencia de la introducción de defectos durante el rectificado debido a la deformación ejercida sobre el material. Este incremento resultó máximo para la menor velocidad de avance V_w . Entre ambos conjuntos de muestras, siempre presenta un mayor valor el ADI 280. Esto puede deberse tanto a un valor de FWHM originalmente mayor como a una mayor cantidad de defectos en la microestructura. Aún cuando la microestructura de las muestras ADI 360 presenta una mayor capacidad de deformación, en comparación a la de las muestras ADI 280, la deformación introducida durante el rectificado no fue lo suficientemente alta como para superar la cantidad total de defectos en las muestras ADI 280 (preexistentes e introducidos por mecanizado).

En el caso de las muestras IADI rectificadas se observa un comportamiento similar al que presentan las muestras ADI rectificadas: el valor de FWHM incrementa respecto al valor de partida debido a la deformación introducida en el material. Estas muestras experimentaron un incremento en su dureza superficial de aproximadamente 50% respecto al original. Este incremento resultó ser levemente mayor para el rectificado con menor velocidad de avance V_w .

Cuantificación de la deformación plástica

Las microdeformaciones a escala granular pueden ser evidenciadas en la superficie y en la sub-superficie mediante el método de la grilla. De esta manera, pueden cuantificarse a diferentes profundidades desde la superficie calculando la deformación plástica efectiva (ϵ) y obteniendo perfiles de deformación plástica efectiva ϵ . En la **Fig. 98** se presentan algunos de estos perfiles representativos de las muestras ADI 280 y ADI 360 HNC, rectificadas con diferentes combinaciones de velocidad de corte V_s y velocidad de avance V_w , que resultan en el mínimo y máximo espesor de viruta equivalente h_{eq} empleado en este trabajo. La máxima dispersión en la medición resultó ser $\pm 0,02$. Todos los perfiles de ϵ , mostraron el mismo comportamiento: la magnitud de la deformación plástica efectiva ϵ es máxima cerca de la superficie y decrece a medida que se aleja de la misma.

La profundidad hasta la cual la deformación puede ser considerada significativa es la misma en cada conjunto de muestras con misma microestructura, sin importar las condiciones de corte empleadas: 140 μm para las muestras ADI 280 y 230 μm para las ADI 360. A mayores profundidades, la magnitud de deformación plástica efectiva ϵ puede considerarse despreciable, dado que los valores obtenidos pasan a ser del orden del error de medición. Lo que diferencia a las muestras rectificadas en diferentes condiciones es el grado de deformación y el gradiente, los cuales son mayores para las condiciones de corte que implican un espesor de viruta equivalente h_{eq} menor.

Dada la mayor capacidad de deformación que poseen las muestras ADI 360, la cantidad de deformación plástica que éstas presentaron resultó ser mayor que la que presentaron las muestras ADI 280.

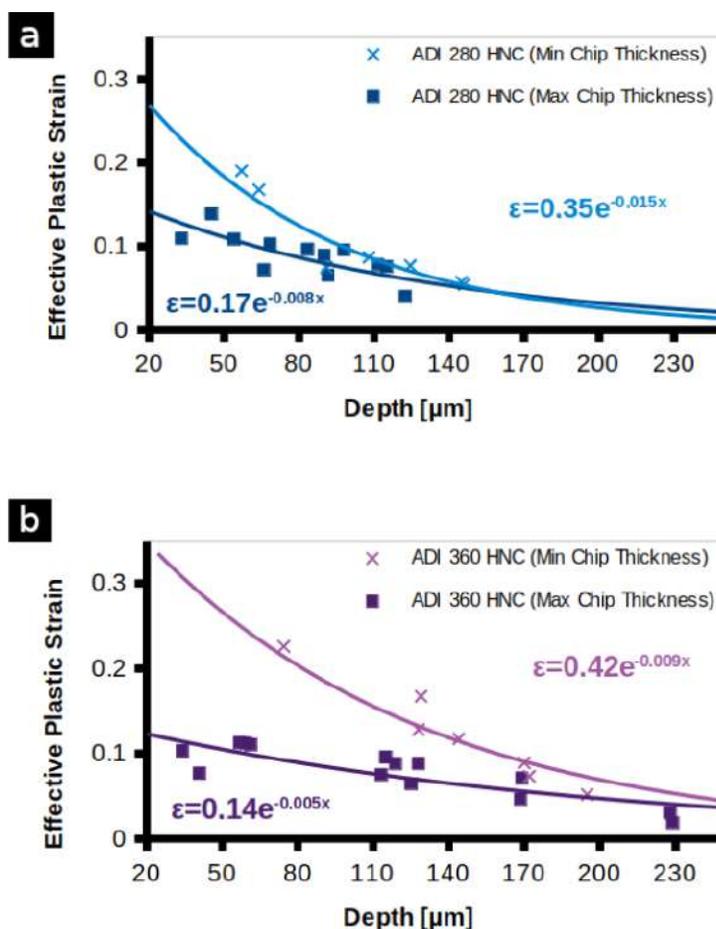


Figura 98. Perfiles de ϵ para muestras **a)** ADI 280 HNC y **b)** ADI 360 HNC al ser rectificadas con condiciones de corte que resultaron en el máximo y mínimo h_{eq} . [106].

Para poder realizar un análisis comparativo, se calculó el área por debajo de los perfiles de deformación plástica efectiva ϵ ($\epsilon_{\text{área}}$) desde 20 a 180 μm . En la **Fig. 99** se presentan los valores para muestras LNC al mecanizar con las máximas y mínimas velocidades de avance analizadas en este trabajo. En la **Fig. 100** se presentan los resultados para muestras HNC al mecanizar con condiciones de corte que producen los máximos y mínimos h_{eq} analizados en este trabajo.

El área por debajo de los perfiles de deformación plástica efectiva $\epsilon_{\text{área}}$ es mayor para las muestras correspondientes al grupo ADI 360 y a su vez incrementa cuando h_{eq} decrece, o lo que es equivalente, cuando la velocidad de avance decrece (tal como se observó en el análisis de FWHM de la **Fig. 97** y alteraciones en la dureza de la **Fig. 84**).

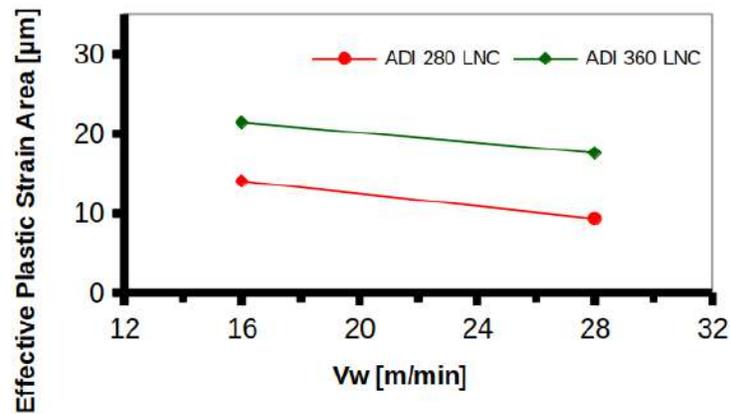


Figura 99. Área por debajo del perfil de deformación plástica efectiva $\epsilon_{\text{área}}$ de muestras LNC al mecanizar con las máximas y mínimas V_w analizadas en este trabajo. [106].

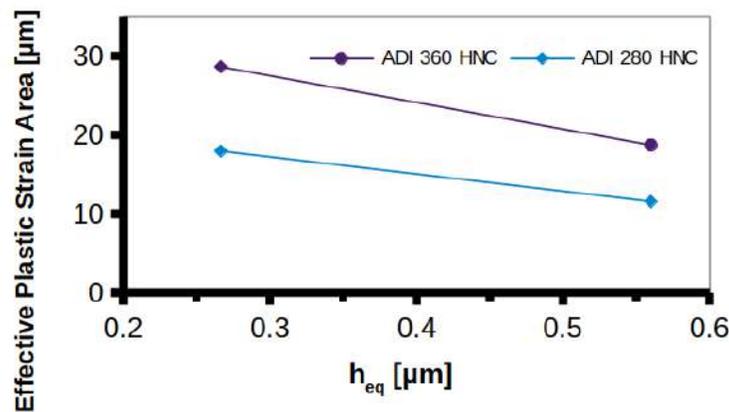


Figura 100. Área por debajo del perfil de deformación plástica efectiva $\epsilon_{\text{área}}$ de muestras HNC al mecanizar con condiciones de corte que producen los máximos y mínimos h_{eq} analizados en este trabajo. [106].

Como se mencionó previamente, la capacidad de deformación de la microestructura de las muestras ADI 360 es mayor que la de las muestras ADI 280. Este comportamiento se magnifica para velocidades de avance más bajas, dado que la temperatura se ve incrementada [113] y el material es más propenso a sufrir deformación plástica bajo esas condiciones. Adicionalmente, dado que la herramienta tiende a presentar un comportamiento duro, los granos activos no se renuevan eficientemente al perder el filo, por lo que deben ejercer una mayor fuerza sobre la superficie de la pieza para poder producir el corte, generando mayor cantidad de deformación plástica.

El $\epsilon_{\text{área}}$ de las muestras ADI 280 y SAE 4140 para misma velocidad de corte V_s y diferentes velocidades de avance V_w se comparan en la Fig. 101. En este caso, $\epsilon_{\text{área}}$ permanece casi constante, debido a que la diferencia entre las velocidades de avance V_w no es lo suficientemente grande para

influir en el valor de deformación plástica introducida. Dado que se están comparando dos materiales de dureza similar pero diferente microestructura, el comportamiento que presentan frente al mecanizado puede diferir. Sin embargo, en alguna condición de corte ambos deberían presentar un comportamiento similar como consecuencia de su dureza similar. Dicha situación es la que se presenta en este caso: el comportamiento que presentan las muestras de ambos grupos frente a la deformación plástica es similar. Por definición, la dureza es una medida de la resistencia a la penetración de un indentador en el material, y por lo tanto actúa como un indicador del comportamiento frente a la deformación [4].

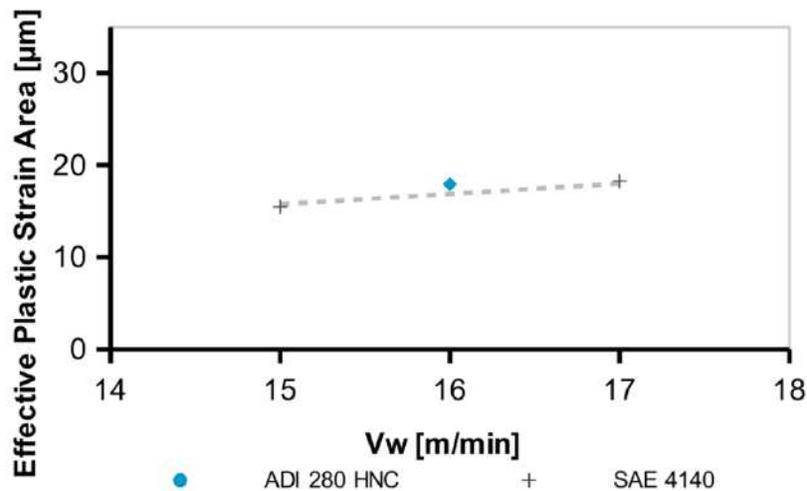


Figura 101. Área por debajo del perfil de deformación plástica efectiva $\epsilon_{\text{área}}$ como función de V_w para muestras ADI 280 y material de referencia al rectificar con $V_s = 30$ m/s. [106].

Distorsión

La deformación plástica aparece en la pieza como consecuencia de los esfuerzos mecánicos que se ejercen sobre la misma durante el rectificado, contribuyendo así con el efecto mecánico. Esta situación promueve un estado compresivo de tensiones residuales dado que las capas superficiales deformadas incrementan su longitud y se ven restringidas por las capas subsuperficiales que permanecen intactas. Por el contrario, una expansión térmica y un gradiente de temperatura por debajo de la superficie contribuye al efecto térmico y a un estado de tensión residual de tracción [102]. Del balance final de los efectos mecánicos y térmicos, un nuevo perfil de tensión residual aparece en el lado rectificado. Dado que este perfil de tensión residual no se encuentra en equilibrio respecto al que se encuentra en la cara opuesta, aparecen distorsiones para restaurar el balance de momentos internos. El perfil de tensión residual del lado rectificado puede estimarse a partir de la magnitud y el signo de la distorsión, debido a que existe una relación entre ellos propuesta y analizada en la Parte I del presente trabajo.

De aquí en adelante en esta parte, sólo se tendrá en cuenta el grupo de muestras LNC dado que ya se ha puesto en evidencia que el conteo nodular no tiene una incidencia significativa en los resultados analizados.

Las distorsiones producidas en las muestras de bajo conteo nodular LNC se presentan en la **Fig. 102** con una dispersión máxima en las mediciones de $\pm 0,024$ mm. La mayoría de las distorsiones son cóncavas, resultando en muestras ADI 360 de magnitud ligeramente mayor a las de las ADI 280.

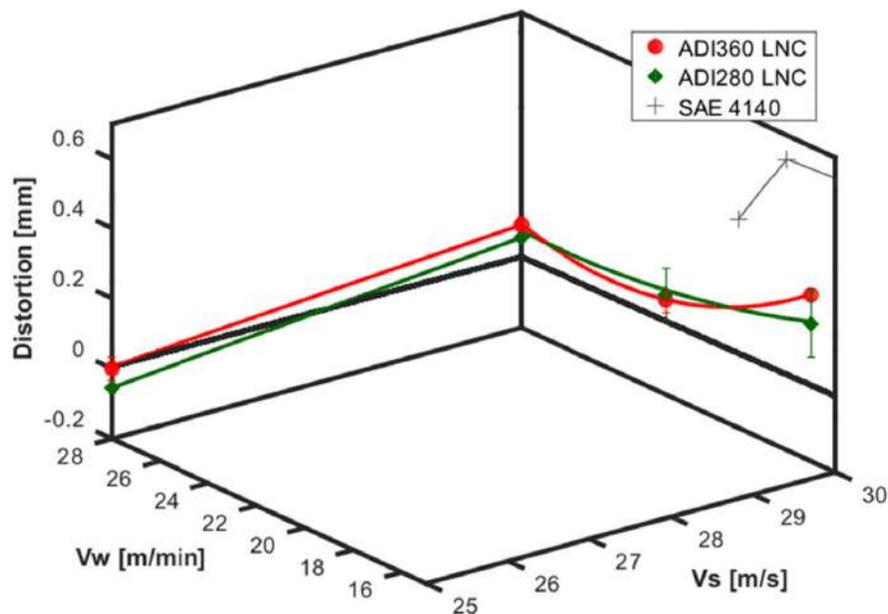


Figura 102. Valores de distorsión para los grupos de muestras ADI de bajo conteo nodular (LNC) y material de referencia. [106].

La tendencia de la distorsión es incrementar y volverse cóncava a medida que la velocidad de corte V_s seteada es mayor, dado que bajo esta condición se fomenta el efecto térmico. A medida que se incrementa la velocidad de corte V_s , el espesor de viruta equivalente h_{eq} disminuye y por lo tanto las componentes de roce y surcado se vuelven más relevantes, incrementando la temperatura involucrada en el proceso de mecanizado [114]. Esto coincide con los valores de energía específica de corte e_c previamente reportados en la **Fig. 71**, en la cual se observa que para menores velocidades de corte V_s , la energía específica de corte e_c incrementa y mayor energía es disipada en forma de calor. Además, la rueda abrasiva tiende a un comportamiento duro, a través del cual se incrementa el roce entre la herramienta y la pieza dado que a medida que los granos abrasivos se desgastan, los filos no se renuevan adecuadamente y producen el corte de manera ineficiente.

Por el contrario, cuando se incrementa la velocidad de avance V_w seteada, la distorsión presenta un mínimo central para las muestras ADI 360, mientras que disminuye levemente para las muestras ADI

280. Al incrementar la velocidad de avance V_w desde el valor intermedio de 22 m/min en el cual la distorsión es mínima, el espesor equivalente de viruta h_{eq} crece de manera tal que se produce una mayor fuerza sobre los granos y por lo tanto se ve favorecido el efecto mecánico. Al mismo tiempo, el número de Peclet L incrementa, es decir que la fuente de calor se mueve más rápido y por lo tanto el material de la pieza tiene menor tendencia a disminuir su resistencia por temperatura. De esta manera, se disminuye el grado de deformación (frente a la misma carga aplicada).

El perfil de tensiones introducido en la pieza durante el mecanizado depende del balance de estos dos efectos (térmico y mecánico). Para las muestras ADI 280, esto implica que cuando se incrementa la velocidad de avance seteada V_w (o el espesor de viruta equivalente h_{eq} resultante), el efecto mecánico se ve incrementado a una tasa mayor que el efecto térmico. Sin embargo, lo opuesto ocurre para las probetas ADI 360, dado que éstas poseen una microestructura más dúctil (ausferrita más gruesa y con mayor cantidad de austenita retenida). Esto significa que su capacidad de deformación es mayor, produciendo un área de contacto más grande entre la pieza y la herramienta durante el rectificado. Como resultado, se incrementa la fricción y con ello la temperatura alcanzada en la zona de contacto magnifica el efecto térmico creciendo a una mayor tasa que el efecto mecánico.

Cuando se rectifica con la menor velocidad de avance V_w , la fuente de calor se mueve más lento. Por lo tanto, el efecto térmico incrementa a una mayor tasa que el efecto mecánico como consecuencia de una pérdida de resistencia del material. En estas condiciones, la herramienta tiende a presentar un comportamiento duro: el mismo comportamiento es observado al mecanizar con mayores velocidades de corte V_s .

En el grupo de muestras de referencia SAE 4140, todas las distorsiones resultaron ser cóncavas y considerablemente mayores que en las probetas ADI 280. Los valores de distorsión se encontraron en el rango de 0,39-0,67 mm. Esto puede relacionarse con el bajo número de Peclet L asociado a esta microestructura, el cual resulta ser de aproximadamente la mitad que el correspondiente al grupo ADI 280. El efecto térmico es significativamente mayor dado que este bajo número de Peclet L produce que el material actúe como si la fuente de calor se moviera más lento sobre la superficie. También se observa que las muestras SAE 4140 son más sensibles a variaciones en la velocidad de avance V_w , mientras que las ADI 280 lo son a cambios en la velocidad de corte V_s .

El efecto mecánico se encuentra asociado a tensiones residuales de compresión, mientras que el efecto térmico lo está a tensiones residuales de tracción. Ya fue establecido en la Parte I que cuando en una pieza mecanizada prevalece el efecto mecánico por sobre el térmico (distorsiones convexas), el perfil de tensiones resulta mayormente en un estado de tensión compresivo. En cambio, si prevalece el efecto térmico por sobre el mecánico (distorsiones cóncavas), el perfil de tensiones lo constituye un estado de tensión de tracción. Esta relación podría ser aplicada para estimar la forma y

la magnitud del perfil de tensión residual sobre la cara mecanizada a partir de la distorsión producida. Siguiendo el procedimiento planteado en la Parte I, se midió la tensión residual superficial (RS_{sur}) para las muestras ADI 280. Los valores obtenidos se presentan en la **Tabla 11**, en la cual se puede ver que la tensión residual superficial RS_{sur} siempre es compresiva y su valor absoluto incrementa con el aumento de la velocidad de avance seteada V_w .

Tabla 11. Distorsión y valores de tensión residual superficial (RS_{sup}), desbalance de tensiones residuales (Δ_{areas}) y el área del perfil de tensión residual (Área) para muestras ADI 280 LNC.

Condición	RS_{sur} [MPa]	Distorsión [mm]	Δ_{areas} [MPa]	Área [MPa.mm]
Superficie rectificada con $V_s=30$ m/s y $V_w=16$ m/min	-280	0,191	73,7	55,3
Superficie rectificada con $V_s=30$ m/s y $V_w=28$ m/min	-350	0,057	26,8	8,4
Tratamiento térmico	-327	-	-	-18,4

Cuando la tensión residual superficial previa al rectificado se compara con la resultante luego del rectificado, ésta última se ve incrementada o se mantiene dentro de las proximidades del valor original. Al estado original de tensión residual se incorpora por el rectificado una componente de tracción, produciendo que el valor compresivo inicial se reduzca. Por ello es que puede considerarse que el efecto térmico en estas condiciones de rectificado resultó ser elevado.

Sin embargo, la tensión residual superficial no necesariamente resulta ser representativa del perfil de tensión residual que se encuentra por debajo de la superficie. En la Parte I, se encontró una relación entre la distorsión (d) y el desbalance de tensiones residuales Δ_{areas} para fundiciones nodulares. Esta relación empírica es descrita por **(24)**.

$$\Delta_{areas} = 0,35d + 6,85 \quad (24)$$

Por lo tanto, si se superpone el perfil de tensión residual del lado no rectificado, es decir, del lado que sólo ha sido tratado térmicamente (**Fig. 103**) al del desbalance de tensiones residuales Δ_{areas} calculado empleando la expresión **(24)**, se puede estimar la magnitud del perfil de tensión residual.

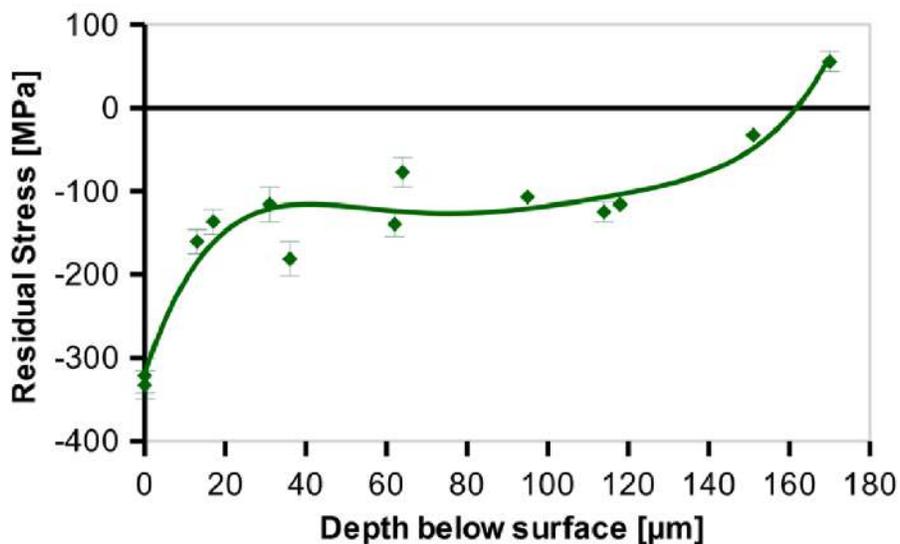


Figura 103. Perfil de tensión residual para muestras ADI 280 LNC luego del tratamiento térmico.

La estimación del Área se presenta en la **Tabla 11**. En ella se observa que la distorsión incrementa con el aumento en la diferencia de áreas. Esto significa que para un mayor desbalance de momentos internos, la distorsión necesaria para restaurar el balance debe ser mayor.

Dado que el Área resultó ser de tracción, puede concluirse que el efecto térmico resultó ser significativo por las condiciones de corte que fueron empleadas. Sin embargo, el efecto térmico no resultó ser lo suficientemente elevado para producir que la tensión residual en superficie se vuelva de tracción. Así, el perfil resultante posee un valor de compresión en la superficie y luego se vuelve de tracción, de manera similar al perfil Tipo III de la **Fig. 34**.

Conclusiones Parte II

En esta parte, se tomaron los dos conjuntos ADI de pared delgada de la Parte I y se incorporó al estudio una variante de más reciente desarrollo que posee una microestructura mixta ausferrítica-ferrita libre (IADI) creada para mejorar la maquinabilidad respecto a las ADI. De esta manera, se evaluó el efecto de diferentes condiciones de corte sobre la integridad superficial. Se realizó un análisis cualitativo y cuantitativo del acabado superficial, se calculó la energía específica (e_c) consumida durante el corte, se analizaron las alteraciones en la dureza superficial y subsuperficial, se estudió la relación entre la tensión residual superficial y la distorsión aplicando la relación propuesta previamente.

Las superficies rectificadas presentaron una buena terminación superficial, tanto a escala macroscópica como microscópica. El parámetro R_a se encontró dentro del rango esperado para operaciones de rectificado. De esta manera, excepto que deba cumplirse un requisito particular de acabado superficial, podrían seleccionarse las condiciones de corte que minimicen los tiempos de rectificado.

La e_c y el parámetro R_a calculados disminuyeron con el espesor de viruta equivalente (h_{eq}). Los valores de e_c y R_a que se obtuvieron para las muestras IADI resultaron ser levemente mayores a los de las muestras ADI. Entre las dos variantes de ADI no se encontraron diferencias significativas.

Ninguna de las muestras IADI presentó pérdida de dureza superficial, es decir que sin importar las condiciones de corte que se seleccionen dentro de las estudiadas en este trabajo, la dureza original del material no va a ser menor que la de diseño. Además, en caso de ser necesario, podrían seleccionarse parámetros de corte que conduzcan a un incremento en la dureza superficial para mejorar la resistencia al desgaste.

Se estableció una relación entre la distorsión y la tensión residual para poder estimar el estado de tensión residual a partir de la distorsión medida en las muestras. Se estableció que un efecto térmico significativo conlleva a un incremento de la tensión residual de tracción debajo de la superficie y por lo tanto a mayores distorsiones cóncavas. La metodología propuesta en la Parte I condujo a resultados favorables en su aplicación.

Nuevamente, no se observaron diferencias significativas en los comportamientos de muestras con diferentes conteos nodulares. Por lo tanto, piezas que posean diferentes secciones y conteos nodulares, no presentarán diferencias significativas en sus características luego del rectificado.

Principales Publicaciones

- Furno, M. E., Sosa, A. D. (2021). Effect of grinding parameters and microstructural features on surface integrity of ADI ground components. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 117(9):2959-2971.

Parte III: análisis de la aplicabilidad de Minimum Quantity Lubrication (MQL) en rectificado de dos grados de fundiciones de hierro con grafito esferoidal austemperadas (ADI) con diferentes condiciones de corte, diferentes lubricantes y diferentes caudales.

Determinación de la influencia de los parámetros de corte en la topografía superficial cuando se aplica el sistema MQL en rectificado de ADI

El material de estudio que se empleó en esta parte corresponde a la **Colada II**. Las muestras se rectificaron empleando sistema MQL y condiciones de corte de semiacabado: profundidad de pasada $p=0,03$ mm, con diferentes combinaciones de velocidad de corte $V_s=20$ a 30 m/s y velocidad de avance $V_w=16$ a 28 m/min. A su vez se evaluó la performance de dos lubricantes particulares, y se emplearon dos caudales distintos.

Caracterización de la mojabilidad del lubricante A y del lubricante B

Como se describe en el Capítulo III, se emplearon dos aceites de base similar pero con formulaciones para distintas aplicaciones. Para disponer de mayor información en el análisis de los resultados, se caracterizó la mojabilidad de los lubricantes sobre la superficie de muestras ADI rectificadas. Esta característica es de suma importancia en la eficiencia de la lubricación del aceite cuando se emplea en sistema MQL [41].

Dado que los lubricantes analizados son líquidos que a priori presentan una buena mojabilidad y debido a que las superficies metálicas como las fundiciones son reactivas, el tiempo de mojado resultó ser muy bajo. En la **Fig. 104** y en la **Fig. 105** se presentan algunas imágenes de las gotas de lubricante A y lubricante B tomadas a diferentes tiempos. En ellas puede observarse que en menos de un segundo el ángulo de contacto disminuye significativamente. A su vez, puede notarse que para los mismos tiempos de ensayo, el lubricante B posee un menor ángulo de contacto que el lubricante A indicando que su mojabilidad es mejor.



Figura 104. Progresión del mojado del lubricante A sobre una muestra ADI rectificada a los **a)** 0 s, **b)** 0,3 s y **c)** 1,9 s



Figura 105. Progresión del mojado del lubricante B sobre una muestra ADI rectificada a los **a)** 0 s, **b)** 0,3 s y **c)** 1,9 s

En la **Fig. 106** se muestran los valores del ángulo de contacto en función del tiempo. La mayor disminución del ángulo de contacto se da en el primer segundo y medio hasta un valor de aproximadamente 20° , y luego la variación se vuelve mucho menor. En todo momento, el lubricante B (formulado específicamente para emplear como fluido de corte) presenta mejor mojabilidad que el lubricante A (de uso general).

Si se toman como referencia, los ángulos de contacto reportados para aceites solubles y nanofluidos empleados en rectificado con sistema MQL [115], los lubricantes empleados en este trabajo poseen mejores propiedades de mojabilidad. Comparando con aceites solubles durante el mismo tiempo de ensayo, los lubricantes A y B alcanzan ángulos de contacto de aproximadamente la mitad. Respecto de los nanofluidos, los valores son levemente inferiores.

De todas maneras, si bien esta cualidad es de suma importancia en el rendimiento de los lubricantes en la aplicación del sistema MQL, no siempre una menor mojabilidad implica una mayor eficiencia del mismo durante el rectificado [115]. Es por este motivo que debe realizarse un estudio más exhaustivo de su aplicabilidad en el sistema MQL en el rectificado de ADI.

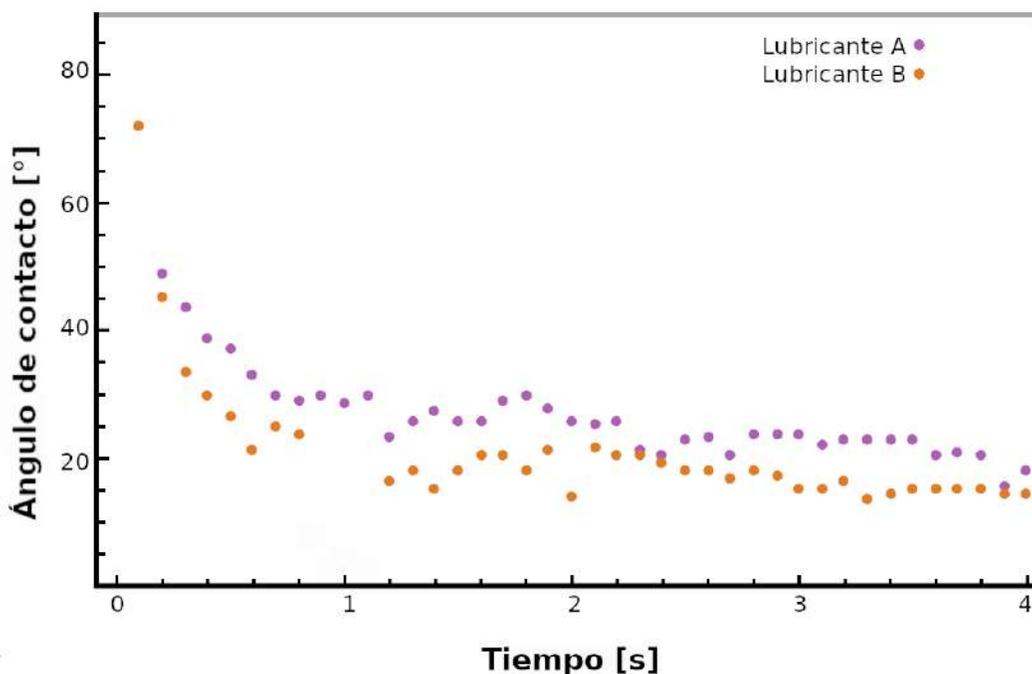


Figura 106. Evolución del ángulo de contacto en función del tiempo.

Ensayos de rectificado con MQL

Topografía superficial

Un análisis cualitativo de las superficies rectificadas fue llevado a cabo por medio de interferometría de luz blanca (WLI). Las superficies resultaron con buena terminación, sin defectos visibles, y encontrándose dentro de las expectativas para superficies metálicas rectificadas. En la **Fig. 107a** y en la **Fig. 107b** se presentan representaciones 3D construidas a partir de los datos obtenidos con WLI en superficies ADI rectificadas con MQL. En las mismas se indica con una línea negra una posición en la que se extrajo la información para generar un perfil de rugosidad 2D de cada una (**Fig. 107c** y **Fig. 107d**). En la **Fig. 107e** y en la **Fig. 107f** se muestran perfiles obtenidos con rugosímetro de contacto sobre las mismas probetas. Comparando las imágenes puede concluirse que la forma general del perfil de rugosidad obtenido mediante WLI y perfilómetro de contacto no difieren significativamente entre sí.

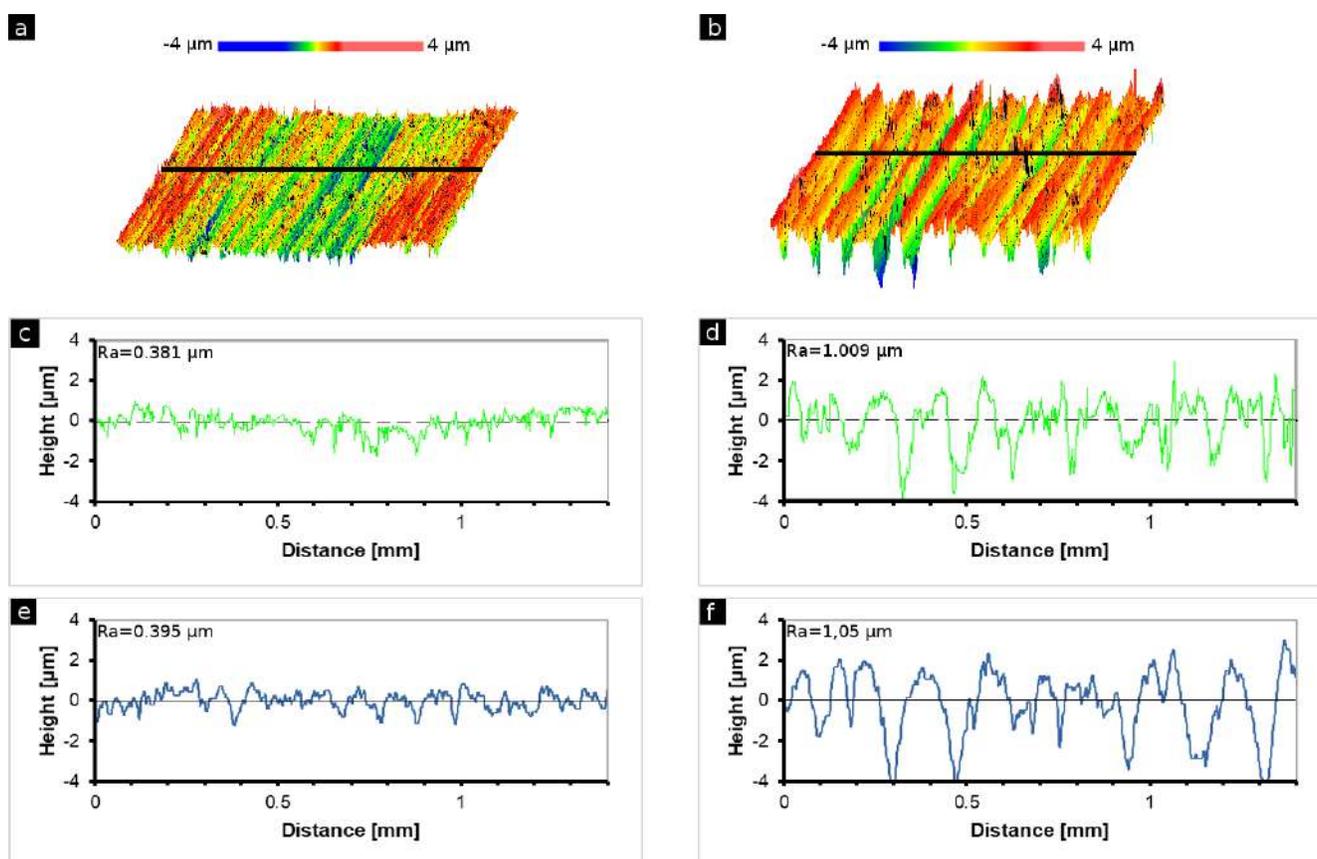


Figura 107. Representación 3D de la superficie rectificada de muestras **a)** ADI 360 rectificada con lubricante B, $Q=60$ ml/h y $h_{eq}=0,27$ μm y **b)** ADI 280 rectificada con lubricante A, $Q=142$ ml/h y $h_{eq}=0,37$ μm . Perfil de rugosidad obtenido con WLI para la sección resaltada de las muestras **c)** ADI 360 y **d)** ADI 280. Perfil de rugosidad adquirido con perfilómetro de contacto en las muestras **e)** ADI 360 y **f)** ADI 280.

Como parte del análisis cuantitativo, se calculó el parámetro R_a en todas las superficies ensayadas. Los resultados se exponen en la **Fig. 108** como función del h_{eq} correspondiente a cada ensayo. El rango en el cual aparecen los valores obtenidos es entre 0,3 y 1,3 μm , encontrándose dentro del intervalo esperado para rectificado de superficies con condiciones estándar de lubricación, según Tricard [102].

Los valores del parámetro R_a obtenidos a partir de datos relevados con WLI y perfilómetro de contacto, no difieren en más de un 9% en promedio. Por lo general, los valores calculados a partir de los datos obtenidos con WLI resultaron ser levemente mayores que los calculados con perfilómetro de contacto. Esto es consecuencia de que en el primer caso, la longitud de onda (0,5 μm) es más pequeña que el tamaño de la punta del perfilómetro de contacto, lo cual permite que la luz ingrese en valles más estrechos y profundos. La similitud entre ambos conjuntos de resultados indica, en primera instancia, que el uso de equipamiento sofisticado no es necesario para adquirir información

representativa de la topografía superficial obtenida por rectificado.

Comparando estos resultados con los valores de R_a de la **Fig. 79** y de la **Fig. 80** para las muestras que fueron rectificadas con sistema de lubricación convencional, resultan ser mayores, sin exceder el rango de valores esperados.

Teniendo en cuenta las condiciones de mecanizado empleadas, aquellas que producen un h_{eq} mayor, el parámetro R_a tiende a incrementar. Este incremento se vio magnificado al mecanizar con el lubricante A (formulado para uso general).

Comparando los dos conjuntos de probetas ensayadas, los valores de R_a de las muestras ADI 280 y ADI 360 no mostraron diferencias significativas entre sí, al ser rectificadas bajo las mismas condiciones de corte.

Respecto a los dos lubricantes empleados, los valores de R_a más bajos se alcanzaron en las muestras que fueron rectificadas con el lubricante B (formulado específicamente para ser empleado como fluido de corte).

Finalmente, al incrementarse el caudal de lubricante (Q), no se vio afectado el parámetro R_a para las muestras rectificadas con el lubricante A, sin importar el h_{eq} resultante en cada ensayo. Por el contrario, en las muestras que fueron rectificadas con el lubricante B, sí existe cierta diferencia entre los valores resultantes de los dos caudales analizados para el h_{eq} más bajo. Al emplear el lubricante A se podrían ajustar las condiciones de corte para cumplir con los requerimientos del parámetro R_a que sean necesarios. Además, en caso de emplear este lubricante, no sería necesario regular de manera precisa el caudal de lubricante empleado.

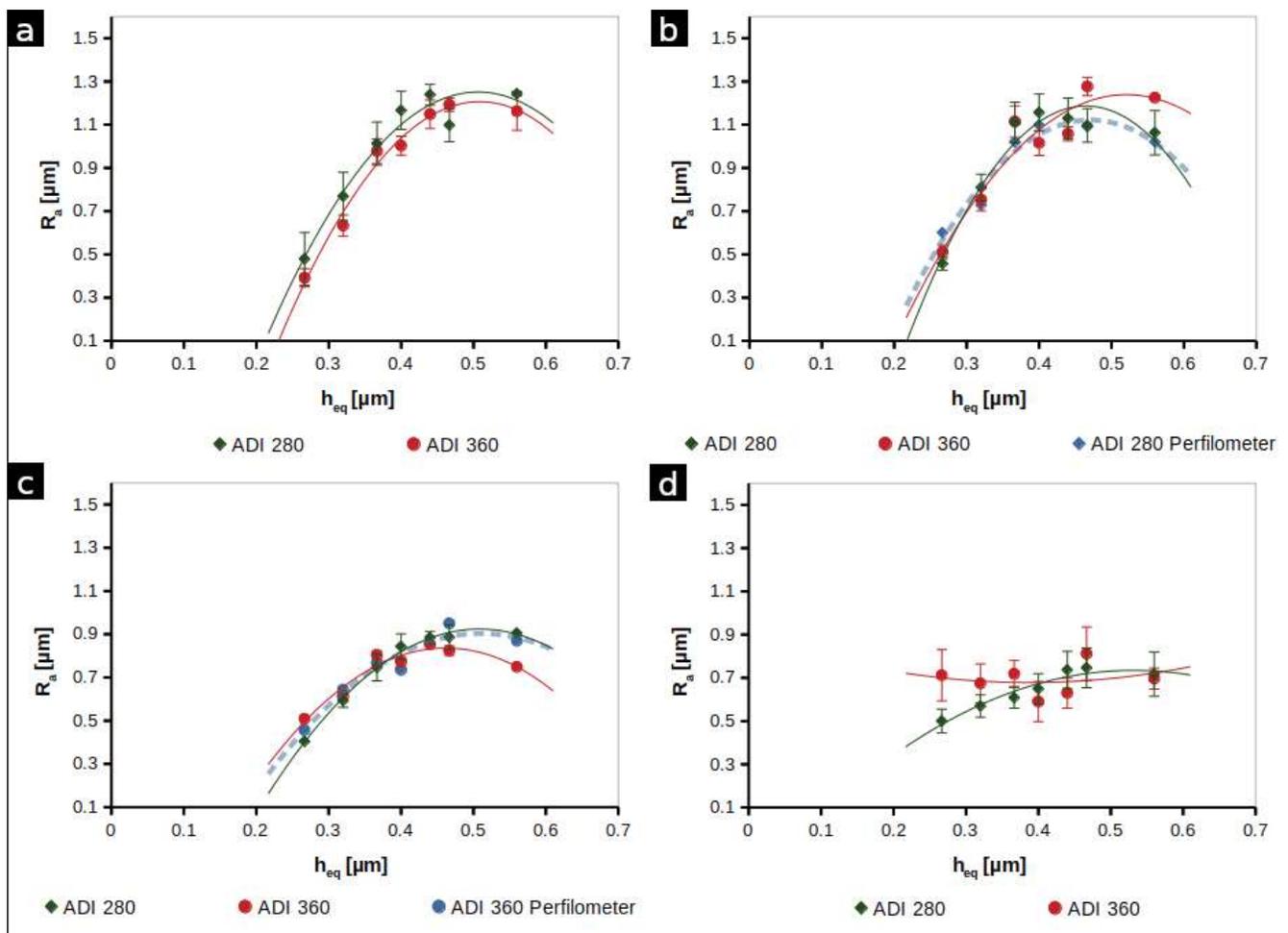


Figura 108. Valores del parámetro R_a para muestras rectificadas con a) lubricante A y $Q=60$ ml/h, b) lubricante A y $Q=142$ ml/h, c) lubricante B y $Q=60$ ml/h y d) lubricante B y $Q=142$ ml/h.

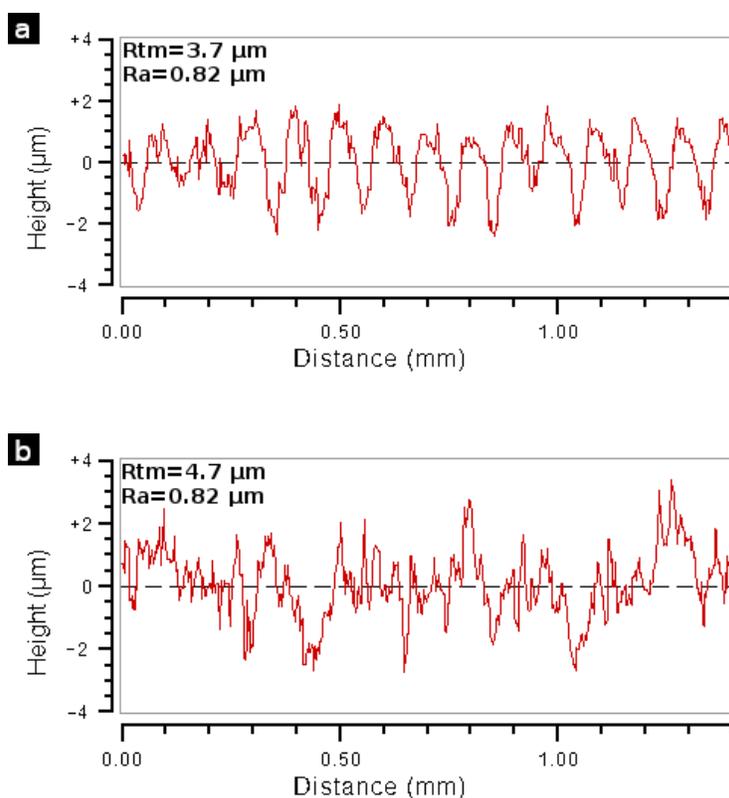
A medida que el h_{eq} incrementa, la fuerza sobre los granos de la herramienta también lo hace. Dicho escenario, asociado a condiciones que tienden a un comportamiento blando, conduce a un desprendimiento de los granos abrasivos y una consecuente degradación de la rueda abrasiva. De esta manera, cuando el h_{eq} es mayor, el estado de la herramienta se acerca aún más al comportamiento blando y los valores que adopta el parámetro R_a son mayores. Este efecto se vuelve menos relevante al rectificar con el lubricante B (formulado específicamente para ser empleado como fluido de corte), dado que la variación que presentan los valores de R_a se reduce a medida que el h_{eq} se incrementa.

La información que fue analizada hasta esta instancia, no suele ser suficiente para realizar una caracterización completa de la topografía superficial. Para describirla de manera más precisa, podría ser de utilidad evaluar el parámetro R_a junto con algún otro parámetro del perfil de rugosidad. En este caso, el cociente R_{tm}/R_a fue seleccionado como criterio de estudio para poder entender las diferencias

geométricas que aparecen en la forma general de los perfiles de rugosidad. La **Fig. 109** presenta algunos de los perfiles de rugosidad considerados a modo de ejemplo.

En las **Fig. 109a** y **Fig. 109b**, se muestran dos perfiles con igual valor de R_a pero con diferente valor de R_{tm} . El perfil con mayor R_{tm} presentó mayor cantidad de valles y de picos, que resultaron ser más estrechos. Así es que el cociente R_{tm}/R_a se vio incrementado de 4,5 a 5,7.

En las **Fig. 109c** y **Fig. 109d**, se exhiben dos perfiles de rugosidad con igual valor de R_{tm} . Sin embargo, dado que el parámetro R_a es diferente, el perfil resulta ser distinto. Una disminución de R_a produce el mismo resultado mencionado previamente: el perfil presentó mayor cantidad de valles y de picos, que resultaron ser más estrechos. En consecuencia, el cociente R_{tm}/R_a se vio incrementado de 4,6 a 5,7.



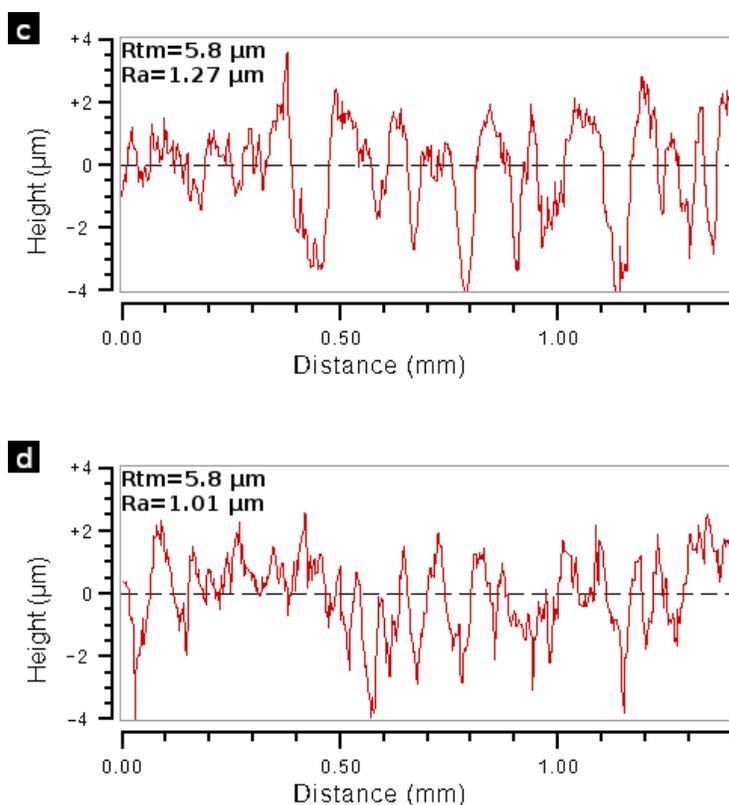


Figura 109. Perfiles de rugosidad de muestras ADI 360 rectificadas con **a)** lubricante B, $Q=142 \text{ ml/h}$ y $h_{eq}=0.27 \mu\text{m}$, **b)** lubricante B, $Q=142 \text{ ml/h}$ y $h_{eq}=0.56 \mu\text{m}$ **c)** lubricante A, $Q=142 \text{ ml/h}$ y $h_{eq}=0.56 \mu\text{m}$ y **d)** lubricante A, $Q=60 \text{ ml/h}$ y $h_{eq}=0.56 \mu\text{m}$.

El cociente R_{tm}/R_a para todas las muestras se presenta en la **Fig. 110**. Estos valores se encuentran en el rango de 4,5-6, el cual Shaw [36] ha establecido como una buena aproximación para superficies rectificadas. Por lo general, este cociente disminuye a medida que el h_{eq} incrementa, sin diferencias significativas con el resto de las variables estudiadas en este trabajo.

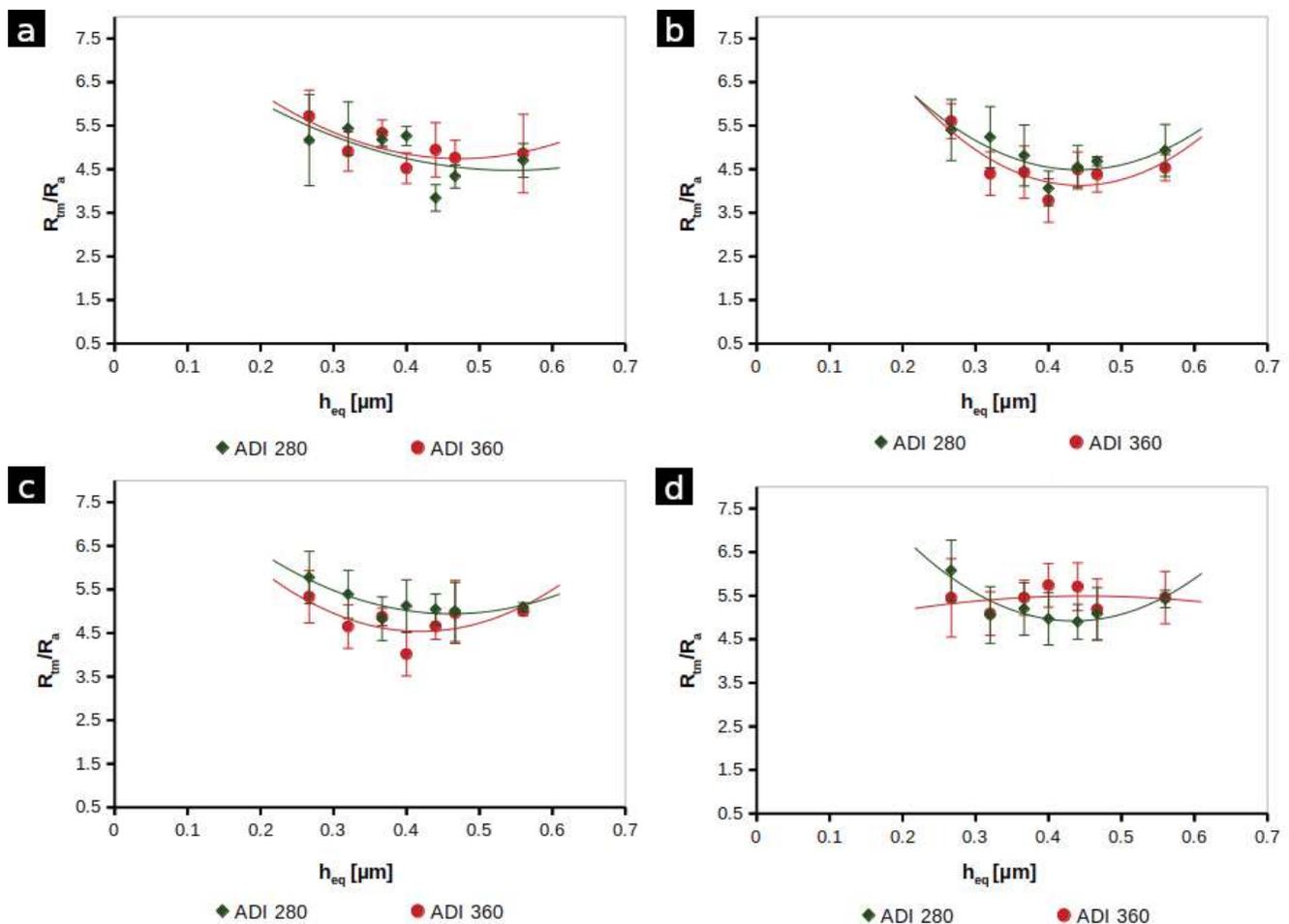


Figura 110. Valores del cociente R_{tm}/R_a para las muestras rectificadas con a) lubricante A y $Q=60$ ml/h, b) lubricante A y $Q=142$ ml/h, c) lubricante B y $Q=60$ ml/h y d) lubricante B y $Q=142$ ml/h.

Alteraciones en la dureza

Como resultado del proceso de mecanizado, pueden aparecer alteraciones en la dureza de la superficie como síntoma de otros fenómenos subyacentes. Estos resultados se presentan en la **Fig. 111**.

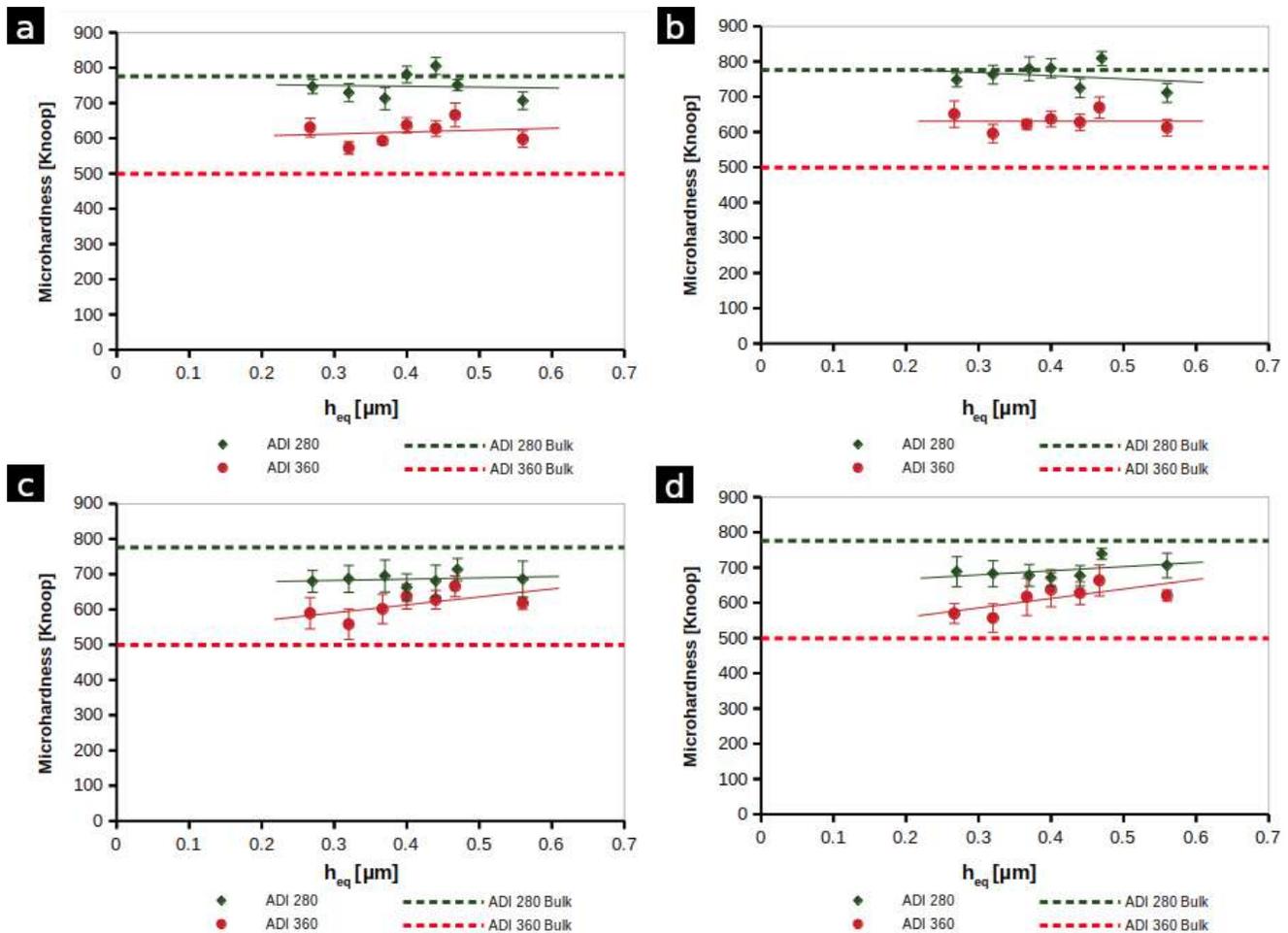


Figura 111. Valores de dureza superficial antes y luego del rectificado para las muestras rectificadas con **a)** lubricante A y $Q=60$ ml/h, **b)** lubricante A y $Q=142$ ml/h, **c)** lubricante B y $Q=60$ ml/h y **d)** lubricante B y $Q=142$ ml/h.

En la mayoría de los casos, las muestras ADI 280 presentaron una pérdida de dureza superficial. En promedio, esta pérdida resultó ser equivalente al 12% respecto del valor del núcleo. Por el contrario, las muestras ADI 360 incrementaron su dureza superficial en un 25%.

De este balance en las alteraciones en la dureza, la dureza superficial resultante de ambos sets de muestras se acercan entre sí al ser rectificadas con las mismas condiciones de corte. Esto podría encontrarse asociado al hecho de que ambos conjuntos de muestras poseen microestructuras de la misma naturaleza.

Al emplear el lubricante A, la alteración en la dureza superficial no presentó variaciones al rectificar con condiciones de corte que produzcan diferentes h_{eq} . En cambio, al realizar el mecanizado usando el lubricante B, la tendencia resultó ser lineal creciente, en especial para los h_{eq} más bajos. Los cambios en el Q ensayado no afectaron las alteraciones en la dureza superficial.

El lubricante B posee una menor viscosidad que el lubricante A, característica que le confiere al primero mejores propiedades de mojado, tal como se evaluó previamente y tal como Walker et al. [41] han indicado que es lo más usual. Además, este lubricante posee una menor densidad, lo que de acuerdo con Chen y Bonaccorso [29], produce que los lubricantes posean un esparcimiento más rápido. Härth y Schubert [116] también proponen que de esta manera se puede cubrir un mayor área de la superficie mecanizada, si la misma cantidad de lubricante es aplicada de ambos. Los fluidos de baja viscosidad y con buenas propiedades de mojado por lo general se encuentran asociados a una buena habilidad para penetrar fisuras [117]. Estas propiedades son necesarias para poder alcanzar las fuentes de lubricación, tales como fracturas de grano y los poros de la herramienta, de una manera más eficiente [118].

Dado que el efecto lubricante del lubricante B es más efectivo que el del lubricante A, la componente de fricción de la fuerza total se ve reducida y por lo tanto se minimizan el comportamiento blando y la generación de calor. La condición de rectificado en la que la generación de calor es la máxima, se da al rectificar con condiciones de corte que se correspondan con el mínimo h_{eq} , de acuerdo con el concepto de “efecto de tamaño” [35].

Esta disminución de la componente de fricción no se manifiesta de la misma manera que al rectificar empleando el sistema de lubricación convencional. Para el sistema de lubricación convencional en rectificado, Walker [41] hace énfasis en que el efecto refrigerante es más eficiente que el efecto lubricante, lo cual impacta principalmente en dos aspectos: temperatura alcanzada y velocidad de enfriamiento.

El primero de ellos se corresponde con una mayor contracción térmica de picos y valles del perfil de rugosidad, resultando por ejemplo en valores de R_a más bajos y distorsiones mayores.

El segundo está asociado al enfriamiento más rápido que se produce en el sistema inundado respecto al sistema MQL. En este último, el calentamiento está seguido de un enfriamiento lento (parecido al de un revenido), tal como Silva et al. [119] explicaron. Esto justificaría la diferencia existente en las alteraciones en la dureza de superficies rectificadas con sistema MQL respecto de lo que Colombo et al. [120] han registrado para el rectificado con sistema de lubricación convencional. En esas condiciones, en vez de producirse una pérdida de dureza, las muestras ADI 280 incrementaron su dureza en aproximadamente 15%. Por el contrario, las probetas ADI 360 incrementan su dureza, tanto si son rectificadas con sistema inundado como con sistema MQL. La microestructura de las muestras ADI 360 presenta una mayor capacidad de deformación y una gran cantidad de austenita retenida (Tabla 8). Como resultado de la deformación plástica y la posible generación de martensita localizada por asistencia mecánica, la dureza se vería incrementada, tal como Da Silva et al. [44] han observado. Sin embargo, como fue mencionado previamente, el incremento en la dureza superficial

se produce a una menor tasa que la que se observó para rectificado con sistema inundado. Como consecuencia de que la componente de fricción en las muestras rectificadas con sistema MQL se ve disminuida, la fuerza total se ve reducida y por lo tanto la cantidad de deformación plástica no resulta ser tan alta como la de las muestras rectificadas con sistema inundado.

Conclusiones Parte III

En esta parte se estudió el empleo de un sistema de mínima cantidad de lubricante (MQL) en reemplazo al sistema convencional inundado y se evaluó su aplicabilidad en rectificado de ADI teniendo en cuenta su influencia sobre la integridad superficial. Para esta etapa, se realizó un análisis cualitativo y cuantitativo del acabado superficial por medio de interferometría de luz blanca y perfilometría de contacto, y se evaluaron las alteraciones en la microdureza superficial.

Ambos conjuntos de muestras presentaron un buen acabado superficial. La aplicación de sistema MQL no produce que el parámetro R_a calculado se posicione por fuera del rango de valores esperado para superficies rectificadas con sistema inundado.

Aún cuando el parámetro R_a resultó ser menor en las muestras rectificadas con el lubricante formulado específicamente para ser empleado como fluido de corte, si el lubricante con formulación para uso general fuese seleccionado para realizar el rectificado podrían ajustarse de manera adecuada las condiciones de corte para lograr el valor de R_a requerido.

El caudal (Q) no ejerció influencia significativa sobre la rugosidad y las alteraciones en la dureza superficial, indicando que no se requiere de un equipamiento demasiado preciso para realizar la regulación de Q durante el rectificado.

La información de la topografía superficial obtenida con ambas técnicas no mostraron diferencias significativas. Por lo tanto, cualquiera de los dos equipos podrían ser empleados para realizar el análisis requerido para aplicaciones de este tipo.

El sistema MQL resultó ser aplicable al rectificado de ADI, pudiendo aprovechar sus ventajas respecto al sistema inundado.

Principales Publicaciones

- Furno, M. E., Tealdi, C. H., & Sosa, A. D. (2023). Experimental study of MQL applicability in ADI grinding and its influence on surface topography. *International Journal of Cast Metals Research*, 36(1-3), 27-35.
- Furno, M.E., Tealdi, C.H., Sosa A.D. (2022). “Estudio experimental de la aplicabilidad de MQL en rectificado de ADI y su influencia en la topografía superficial” en el 20° Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales SAM-CONAMET, mayo 2022, Mar del Plata, Argentina. ISBN 978-987-48436-3-0.

Parte IV: evaluación de la maquinabilidad de fundiciones de hierro con grafito esferoidal austemperadas y austemperadas intercríticas (ADI e IADI) en procesos de taladrado con diferentes condiciones de corte y diferentes geometrías de herramienta

El material de estudio que se empleó en esta parte corresponde a la **Colada III**. Se evaluó la maquinabilidad de los conjuntos de muestras en operaciones de taladrado empleando brocas de acero rápido (HSS) $\varnothing 5$ con avance por vuelta $f=0,07$ mm/rev y velocidades de corte en el rango $V_c=18-39$ m/min.

Puesta a punto de ensayo de maquinabilidad en operaciones de taladrado

Como primer paso se buscaron las recomendaciones de condiciones de corte (**Fig. 112**) y geometría de herramienta (**Fig. 113**) para brocas de acero rápido (HSS) $\varnothing 5$ mm que proponen los fabricantes de herramientas para el taladrado de fundiciones con grafito esferoidal en general.

PARA BROCAS DE ACERO <10xD / PARA BROCAS EM AÇO <10xD

Material	N/mm ²	Broca Vástago Cilíndrico	Broca Vástago Cónico	Velocidad de Corte	Condiciones de trabajo - Avance por vuelta Condições de Usinagem - Avanço por Revolução					Refrigerante
					$\varnothing 2,00$	$\varnothing 5,00$	$\varnothing 8,00$	$\varnothing 12,00$	$\varnothing 25,00$	
 Fundición Nodular Fundição Nodular	370-800	1060-1205-1450 1040		10-15	0,02-0,04	0,05-0,09	0,16-0,19	0,18-0,26	0,25-0,33	Seco-aire Comprimido Ar comprimido

Figura 112. Condiciones de corte de partida para taladrado con brocas HSS $\varnothing 5$ mm de fundiciones en general. [121].

$\varnothing d$		α°
desde	hasta	$\pm 2^\circ$
3,01	6,00	16°

Figura 113. Ángulo de incidencia recomendado para brocas HSS $\varnothing 3$ mm a $\varnothing 6$ mm. [122].

De las dos tablas que se encuentran en el manual de herramientas, se estableció que la velocidad de corte V_c debería encontrarse en el rango 10-15 m/min, el avance por vuelta f en el rango 0,05-0,09 mm/rev y el ángulo de incidencia (γ) en el rango 14-18°. Los fabricantes también sugieren emplear las herramientas sin fluido de corte (en seco) o con aire comprimido para facilitar la extracción de virutas. En la **Tabla 12** se presenta la secuencia de ensayos realizada para determinar el set-up experimental

en muestras ADI 360, empleando diferentes combinaciones de condiciones de corte y geometría de herramienta.

Tabla 12. Ensayos de diferentes combinaciones de condiciones de corte y geometría de herramienta.

Ensayo	V_c [m/min]	f [mm/rev]	γ [°]
E1	10	0,05	$\gamma_1=15$
E2	10	0,05	$\gamma_1=15 \ \gamma_2=30$
E3	20	0,05	$\gamma_1=15 \ \gamma_2=25$
E4	20	0,09	$\gamma_1=15 \ \gamma_2=25$
E5	20	0,07	$\gamma_1=15 \ \gamma_2=25$

En el ensayo E1, se reafilaron las herramientas con un único ángulo de incidencia de $\gamma_1=15^\circ$, el cual representa aproximadamente el valor medio recomendado. Se eligieron además, las condiciones de corte más conservadoras del rango recomendado: $V_c=15$ m/min y $f=0,05$ mm/rev. En la **Fig. 114** se presentan imágenes de la herramienta antes de ser empleada y al final de su vida útil. Se observa que el desgaste de la cara de incidencia en la zona más cercana al filo principal no es significativo. Sin embargo, sí se detectó un desgaste pronunciado de la cara de incidencia en la zona más alejada del filo principal. Esto es un indicativo de que existió roce entre la superficie mecanizada y la cara de incidencia, por resultar insuficiente el ángulo de incidencia de la herramienta para el avance por revolución f seteado.

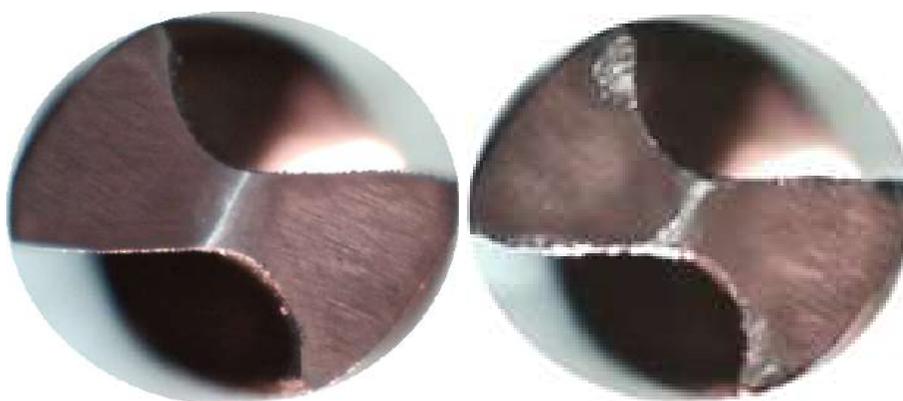


Figura 114. Imágenes frontales de la herramienta afilada con un ángulo de incidencia principal de 15° para el ensayo E1: **Izq)** previo a ser ensayada y **Der)** al final de su vida útil.

En la **Fig. 115** se presenta la evolución de la fuerza axial medida a lo largo de la vida útil de esta herramienta. En este caso, dada la existencia de talonamiento (contacto indeseado) entre la superficie mecanizada y la cara de incidencia, la carga subió rápidamente desde un valor inicial cercano a 50 daN, por lo que al notar ese comportamiento se dio por concluido el ensayo

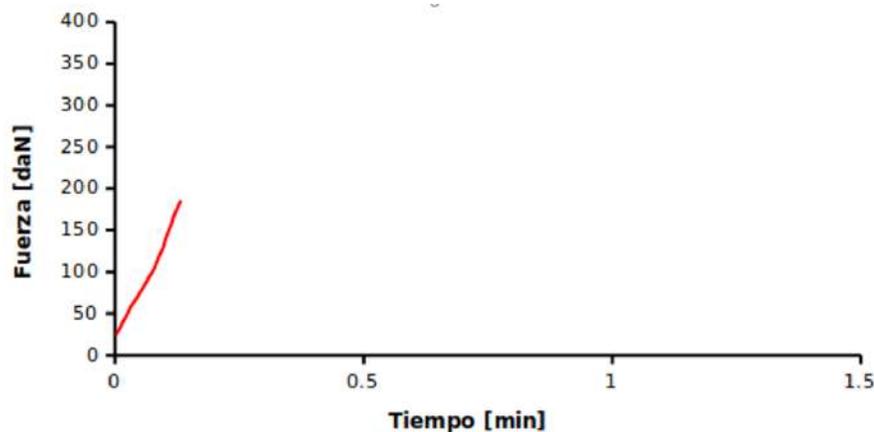


Figura 115. Evolución de la fuerza axial a lo largo de la vida útil de la herramienta para el ensayo E1.

Dado que para el mínimo avance por revolución f recomendado ocurrió talonamiento entre la herramienta y la superficie mecanizada, se decidió incorporar un ángulo de incidencia secundario de $\gamma_2=30^\circ$ para el ensayo E2 tal como se emplea en otras herramientas del mismo tipo [50], manteniendo las mismas condiciones de corte empleadas en el ensayo E1. En la **Fig. 116** se muestran imágenes de la herramienta afilada antes de ser empleada y luego del fin de su vida útil. En este caso, no se observó talonamiento, pero sí un desgaste de incidencia pronunciado con astillamiento del filo.



Figura 116. Imágenes frontales de la herramienta afilada con un ángulo de incidencia principal (γ_1) de 15° y un ángulo de incidencia secundario (γ_2) de 30° para el ensayo E2: **lzaq**) previo a ser ensayada y **Der**) al final de su vida útil.

En la **Fig. 117** se exhibe la evolución de la fuerza axial, la cual mantuvo un valor constante alrededor

de 100 daN en el primer agujero y al comenzar a taladrar el segundo agujero la carga creció significativamente, indicando que la vida de la herramienta había finalizado. En este caso, la carga axial resultó ser alta y la vida de la herramienta muy corta.

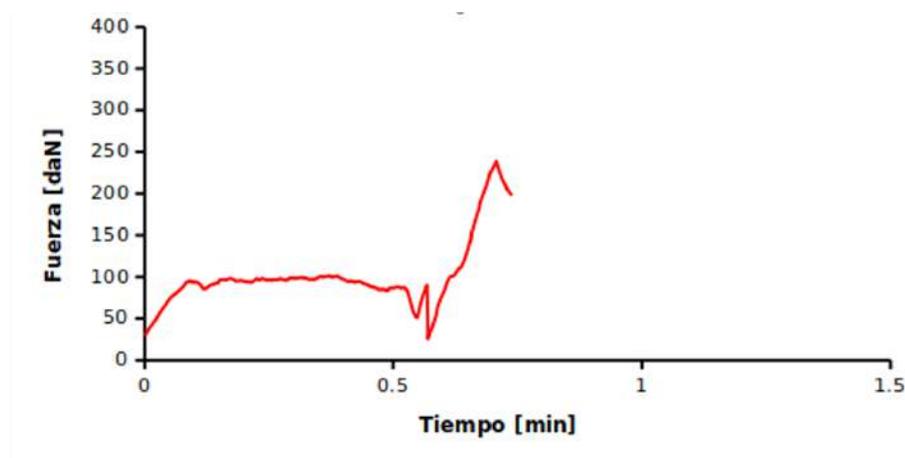


Figura 117. Evolución de la fuerza axial a lo largo de la vida útil de la herramienta para el ensayo E2.

Para que la herramienta tenga una sección resistente mayor, en el ensayo E3 se redujo el ángulo de incidencia secundario a $\gamma_2=25^\circ$. A su vez se probó mecanizar con una velocidad de corte mayor de 20 m/min. Las imágenes de la herramienta previo al ensayo y finalizado el ensayo se presentan en la **Fig. 118**. Se nota la presencia de material adherido en el chisel (punta del núcleo) y un muy leve desgaste de incidencia contiguo al filo.



Figura 118. Imágenes frontales de la herramienta afilada con un ángulo de incidencia principal (γ_1) de 15° y un ángulo de incidencia secundario (γ_2) de 25° para el ensayo E3: **Izq)** previo a ser ensayada y **Der)** al final de su vida útil.

A su vez, en la **Fig. 119** se puede observar que la carga axial resultó ser muy baja y constante, alrededor de 50 daN durante todo el ensayo. Aún cuando se incrementó un 33% la velocidad de corte respecto al ensayo E3, luego de mecanizar alrededor de 17 minutos sin observar cambios significativos en la carga o el desgaste, se interrumpió el ensayo.

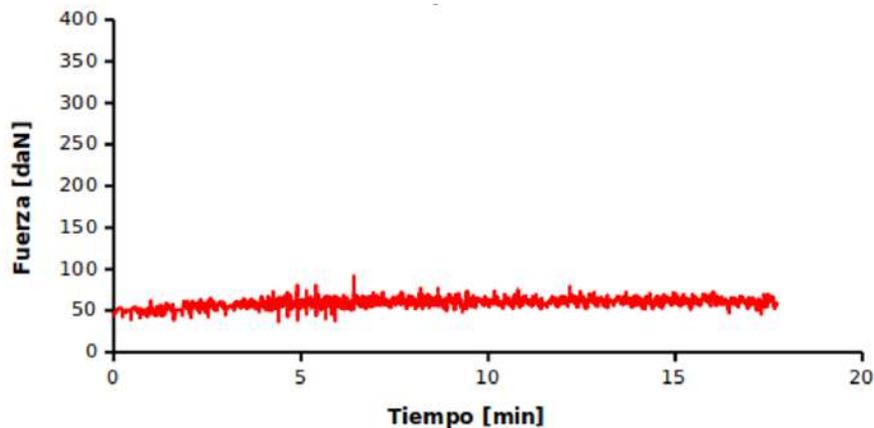


Figura 119. Evolución de la fuerza axial a lo largo de la vida útil de la herramienta para el ensayo E3.

Observando los resultados del ensayo E3, en los cuales la vida de la herramienta se extendió significativamente, se decidió probar con un incremento del avance por revolución f al máximo recomendado de 0,09 mm/rev, manteniendo la misma velocidad de corte. En la **Fig. 120** se pueden ver las imágenes de la herramienta antes de ser empleada y luego del fin de vida útil. Al finalizar su vida útil, se observa que la magnitud del desgaste de incidencia es significativa. A su vez, se observa que el chisel presenta gran daño y material adherido.



Figura 120. Imágenes frontales de la herramienta afilada con un ángulo de incidencia principal (γ_1) de 15° y un ángulo de incidencia secundario (γ_2) de 25° para el ensayo E4: **Izq)** previo a ser ensayada y **Der)** al final de su vida útil.

La carga axial resultó ser considerablemente alta, partiendo de un valor inicial de 150 daN e incrementando hasta 250 daN en cada agujero, tal como se observa en la **Fig. 121**. Luego del tercer agujero, la carga creció significativamente indicando que se sobrepasó el límite de vida útil de la herramienta.

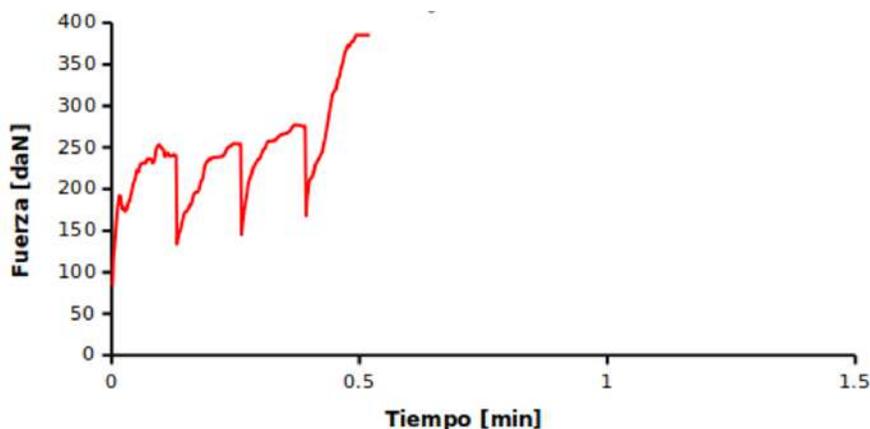


Figura 121. Evolución de la fuerza axial a lo largo de la vida útil de la herramienta para el ensayo E4.

Para que los ensayos de maquinabilidad resulten ser viables, la situación óptima es aquella en la cual la vida de la herramienta no es excesivamente larga pero sin llegar al caso en que la herramienta trabaje en condiciones de funcionamiento desfavorables y que el comportamiento resulte ser inestable. De los resultados de los ensayos E3 y E4, puede concluirse que el avance por revolución a emplear debería encontrarse entre los ensayados. Por lo tanto, para los ensayos de maquinabilidad por taladrado posteriores, se seleccionó $f=0,07$ mm/rev.

Por otro lado, para evitar talonamiento, incrementar la sección resistente de la herramienta y que ésta a su vez pueda trabajar en condiciones de funcionamiento de mayor productividad, se adoptó una geometría con doble ángulo de incidencia: primario $\gamma_1=15^\circ$ y secundario $\gamma_2=25^\circ$.

Un primer resultado de este ensayo E5 se presenta en las **Fig. 122** y **Fig. 123**. Al finalizar su vida útil, se observa que la magnitud del desgaste de incidencia resultó ser alta. A su vez, se observa que el chisel presenta daño y material adherido. En este caso, la carga medida no resultó ser elevada, manteniéndose aproximadamente constante entre 50 y 75 daN hasta la etapa cercana al final de la vida útil, donde creció significativamente.



Figura 122. Imágenes frontales de la herramienta afilada con un ángulo de incidencia principal (γ_1) de 15° y un ángulo de incidencia secundario (γ_2) de 25° para el ensayo E5: **Izq)** previo a ser ensayada y **Der)** al final de su vida útil.

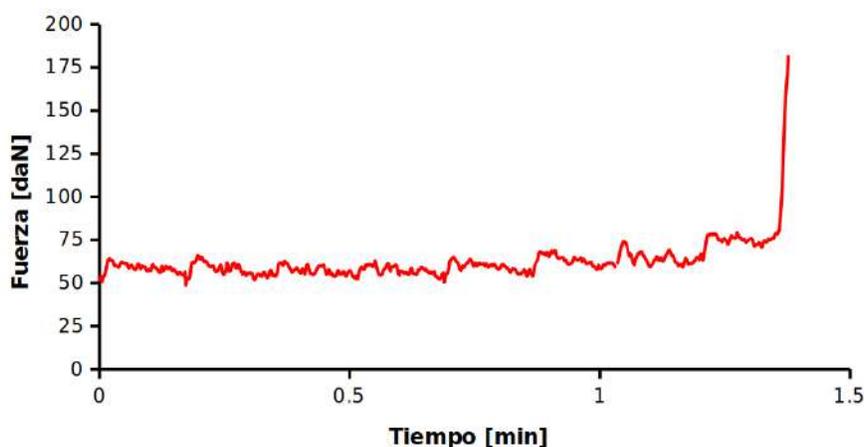


Figura 123. Evolución de la fuerza axial a lo largo de la vida útil de la herramienta para el ensayo E5.

El desgaste sobre la cara de incidencia no es uniforme, es decir que se vuelve mayor hacia el borde de la herramienta dado que en esa zona es donde se encuentra la mayor velocidad de corte. Por lo tanto, no resulta trivial el método de cuantificación del desgaste para evaluar la vida útil de la herramienta y es por este motivo que se propusieron dos criterios diferentes para su medición (según metodología descrita en el Capítulo III).

Los ensayos de taladrado no se encuentran normalizados, y en la bibliografía consultada se proponen diferentes criterios de límites de desgaste. Es por ello, que en base a los resultados obtenidos en los ensayos realizados en la etapa de puesta a punto, se establecieron como límites preliminares de desgaste los valores de 0,75 y 0,2 mm para VB_{mx} y VB_{area} , respectivamente.

A modo de ejemplo, en la **Fig. 124** se presenta la cuantificación del desgaste VB_{mx} y VB_{area} en función del tiempo de mecanizado para la herramienta utilizada en el ensayo E5. Al finalizar la vida útil de la herramienta, VB_{area} resultó ser mayor al límite preestablecido con un valor de 0,37 mm. Sin embargo, el valor límite de VB_{mx} no fue alcanzado, midiendo un valor de 0,71 mm. Esta misma situación se presentó en la mayoría de los casos, el valor de VB_{mx} no resultaba ser repetitivo: resultaba ser muy bajo en algunos ensayos y muy alto en otros. De esta manera, el criterio de medición empleando VB_{mx} no resultó ser representativo, y de aquí en adelante se utilizó el criterio de VB_{area} . Empleando el criterio de desgaste VB_{area} de 0,2 mm, la vida de la herramienta resultó ser de 1,04 min.

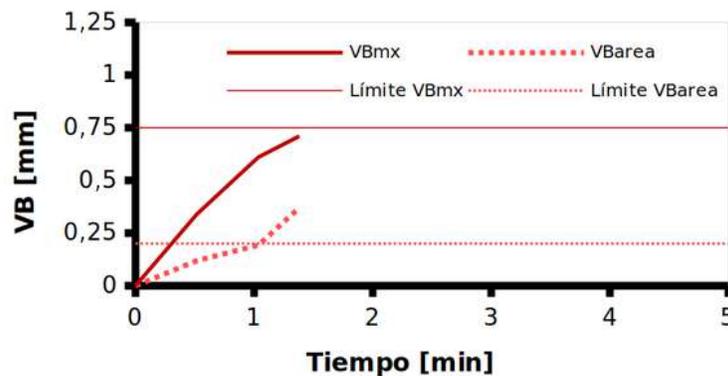


Figura 124. Evolución del desgaste VB_{mx} y VB_{area} en función del tiempo de mecanizado del ensayo E5.

Análisis de la maquinabilidad de ADI e IADI

Teniendo definidos: la geometría de herramienta, las condiciones de corte de partida y el criterio de evaluación del desgaste, se procedió a ensayar empleando diferentes condiciones de corte.

A continuación se presentan los valores de fuerza axial medidos en los ensayos correspondientes a muestras ADI 360. En este conjunto de muestras se ensayaron las velocidades de corte 18, 19, 20, 23 y 25 m/min. En la **Fig. 125** se expone un ejemplo de la evolución de la fuerza axial a lo largo de la vida útil de la herramienta para cada velocidad de corte ensayada.

En todos los casos, una vez que la herramienta sale de servicio por daño excesivo, la carga crece significativamente. Cuando la vida de la herramienta es corta, es decir que la velocidad de corte es alta (**Fig. 125b**, **Fig. 125c**, **Fig. 125d** y **Fig. 125e**), la carga crece desde el inicio del ensayo hasta el momento en que se desestabiliza. En cambio, cuando la vida de herramienta es más larga (**Fig. 125a**), es decir que la velocidad de corte es más baja, la carga se mantiene más o menos constante alrededor de 50 daN. Por lo tanto, la velocidad de corte no ejerce influencia significativa sobre el valor inicial de la fuerza axial, sino en la tasa de incremento a lo largo de la vida de la herramienta. La

velocidad de corte también influye en el tiempo de vida de herramienta, esta última disminuye a medida que la primera es mayor.

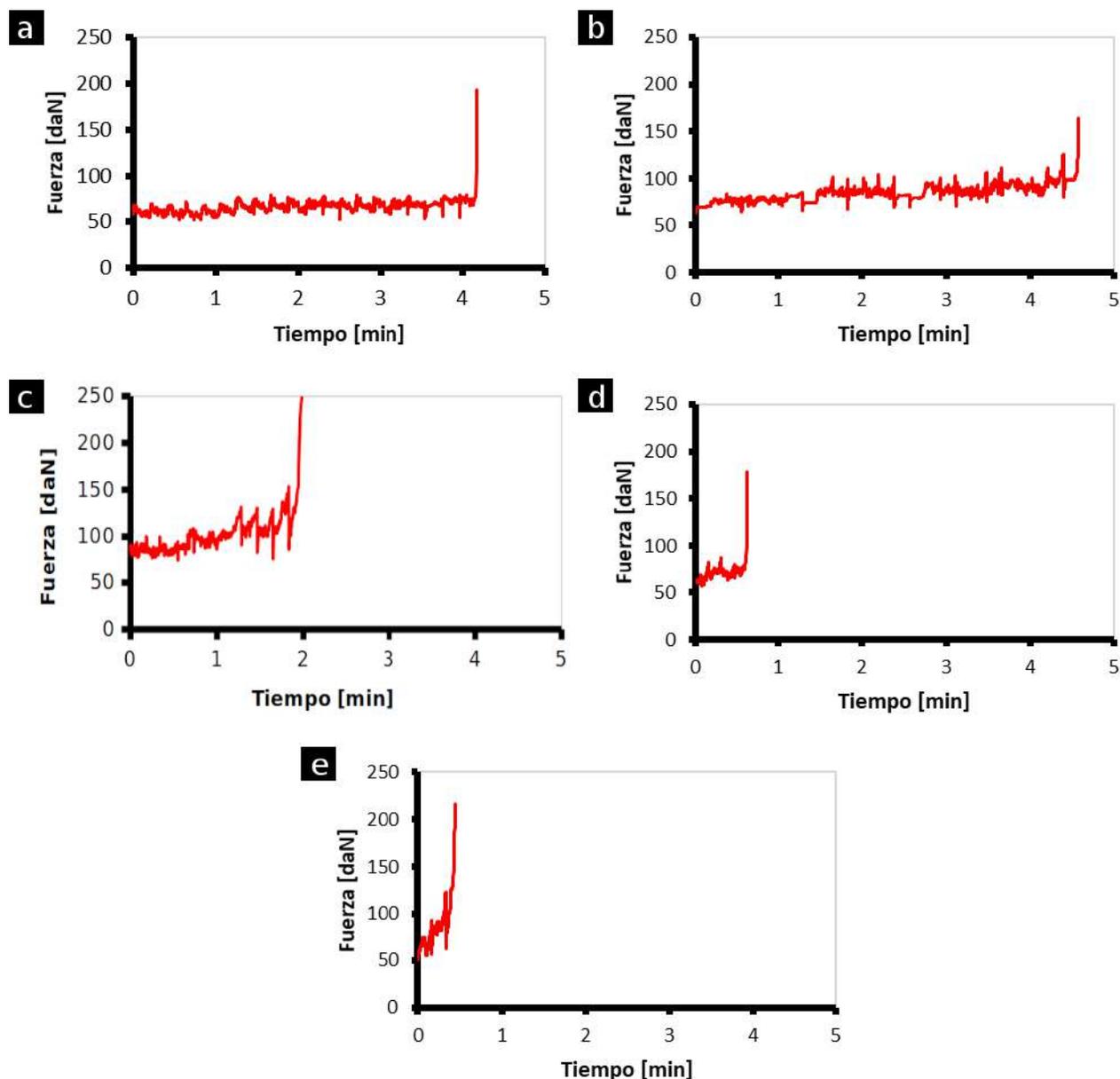


Figura 125. Evolución de la fuerza axial a lo largo de la vida útil de la herramienta en taladrado de muestras ADI 360 con $f=0,07$ mm/rev y velocidades de corte **a)** 18 m/min, **b)** 19 m/min, **c)** 20 m/min, **d)** 23 m/min y **e)** 25 m/min.

En la **Fig. 126** se presentan los valores de fuerza axial medidos en los diferentes ensayos correspondientes a muestras IADI. En este conjunto de muestras se ensayaron las velocidades de corte 35, 37, 38 y 39 m/min.

De manera similar a los resultados presentados para los ensayos de muestras ADI 360, en la mayoría de los casos, una vez que se alcanza la condición de falla de la herramienta, la carga crece significativamente. Cuando la vida de herramienta es más larga, es decir la velocidad de corte es baja (**Fig. 126a**), la carga se mantiene más o menos constante alrededor de 25 daN hasta su desestabilización. En cambio, cuando se incrementa la velocidad de corte y la vida de herramienta se hace más corta (**Fig. 126b**, **Fig. 126c** y **Fig. 126d**), la carga crece de manera continua desde un valor inicial de 50 daN hasta el fin de la vida útil de la herramienta. Por lo tanto, la velocidad de corte influye en la carga axial: para el grupo de altas velocidades de corte (**Fig. 126b**, **Fig. 126c** y **Fig. 126d**), la carga es mayor que la de baja velocidad (**Fig. 126a**).

Finalmente, al incrementar la velocidad de corte, la vida de la herramienta disminuye. Una característica particular del taladrado en muestras IADI, es que variaciones muy pequeñas en la velocidad de corte producen cambios muy significativos en el tiempo de vida de la herramienta.

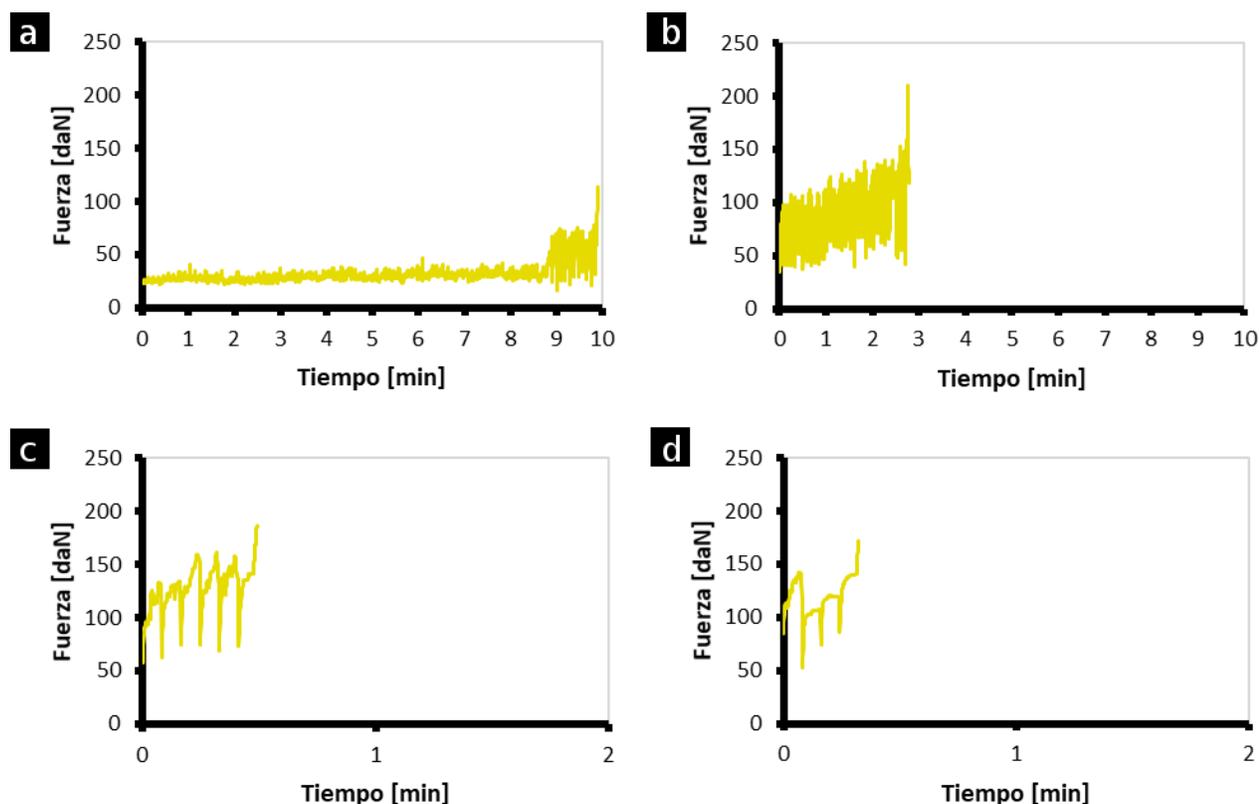


Figura 126. Evolución de la fuerza axial a lo largo de la vida útil de la herramienta en taladrado de muestras IADI con $f=0,07$ mm/rev y velocidades de corte **a)** 35 m/min, **b)** 37 m/min, **c)** 38 m/min y **d)** 39 m/min.

Se presentan, a modo de ejemplo, imágenes de la evolución del desgaste de las herramientas durante el mecanizado de muestras ADI (**Fig. 127-131**) e IADI (**Fig. 132-135**) para cada V_c .

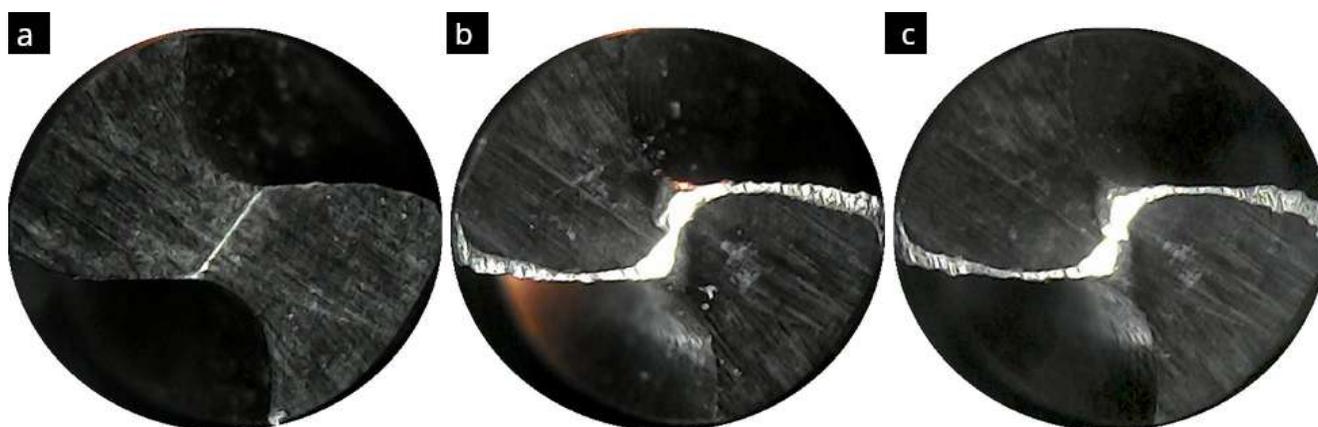


Figura 127. Evolución del desgaste en la cara de incidencia a lo largo de la vida útil de la herramienta en taladrado de muestras ADI con $f=0,07$ mm/rev y velocidad de corte 18 m/min para **a)** antes del ensayo, **b)** 2,5 min y **c)** 4,2 min de mecanizado.

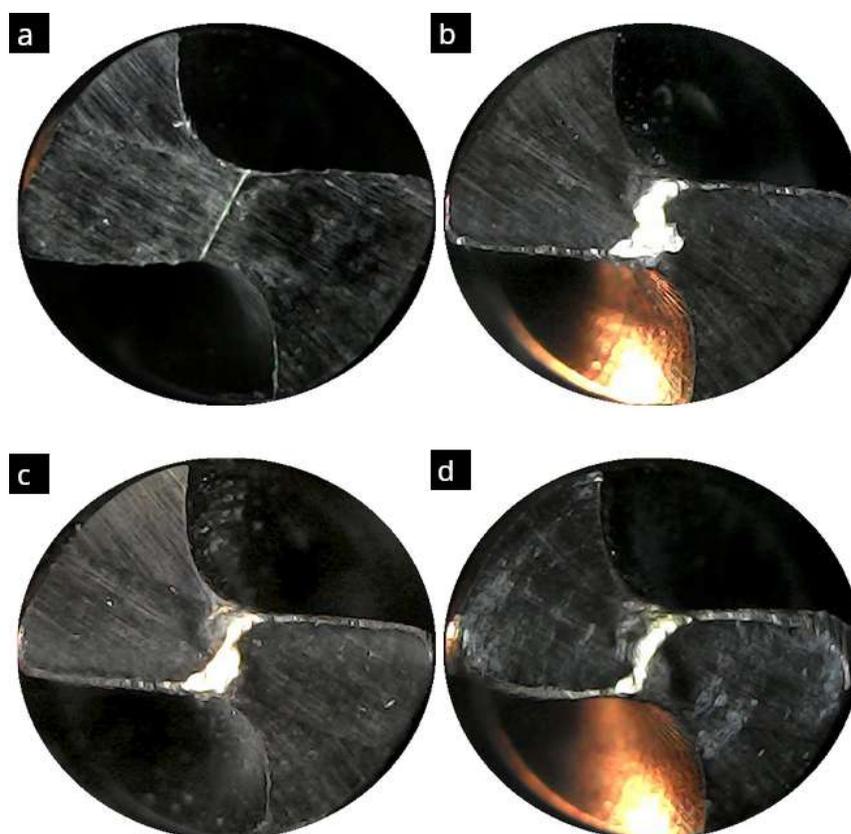


Figura 128. Evolución del desgaste en la cara de incidencia a lo largo de la vida útil de la herramienta en taladrado de muestras ADI con $f=0,07$ mm/rev y velocidad de corte 19 m/min para **a)** antes del ensayo, **b)** 2,17 min, **c)** 3,3 min y **d)** 4,6 min de mecanizado.

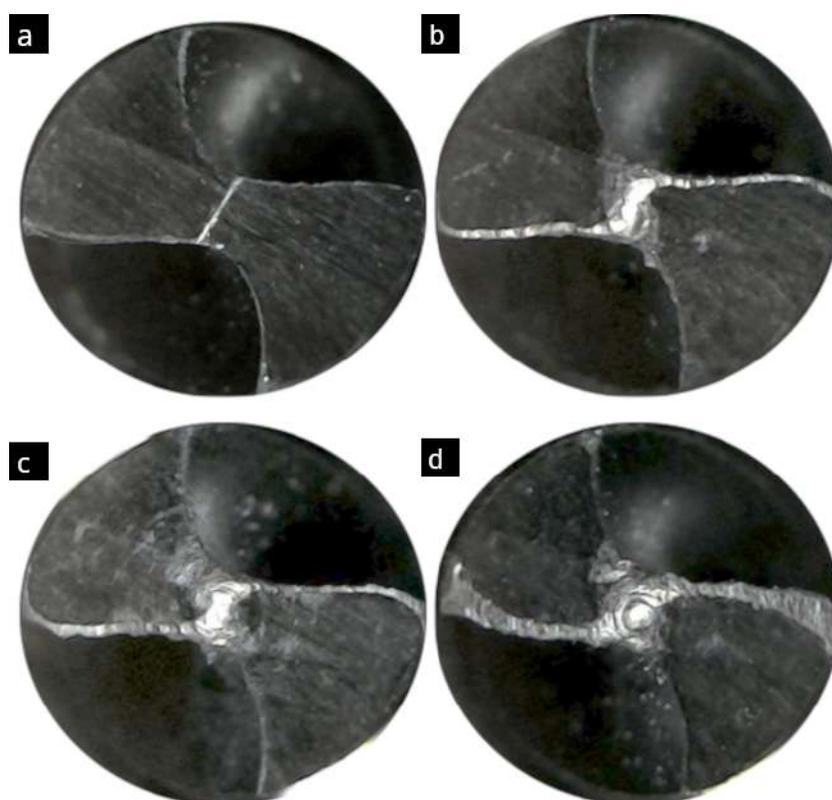


Figura 129. Evolución del desgaste en la cara de incidencia a lo largo de la vida útil de la herramienta en taladrado de muestras ADI con $f=0,07$ mm/rev y velocidad de corte 20 m/min para **a)** antes del ensayo, **b)** 1,1 min, **c)** 1,65 min y **d)** 2,0 min de mecanizado.

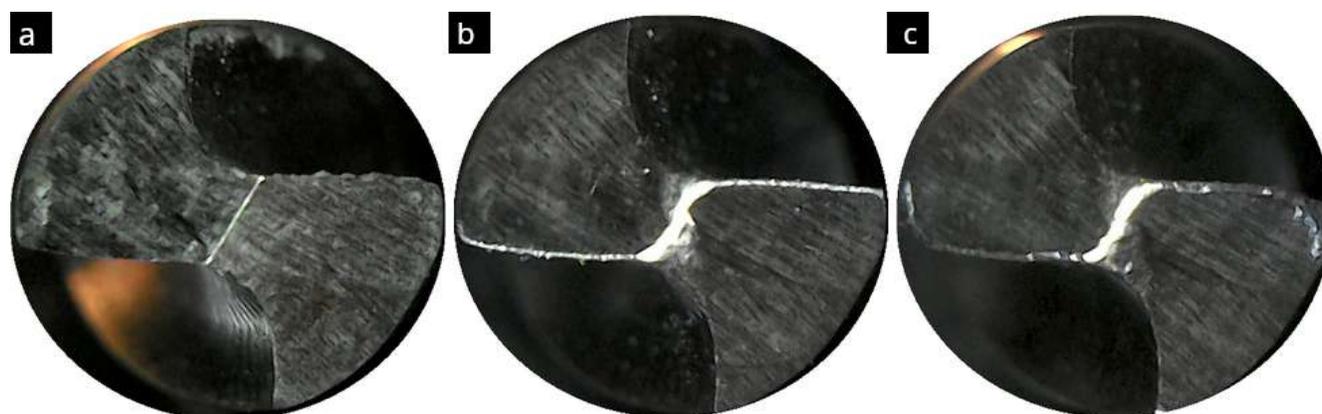


Figura 130. Evolución del desgaste en la cara de incidencia a lo largo de la vida útil de la herramienta en taladrado de muestras ADI con $f=0,07$ mm/rev y velocidad de corte 23 m/min para **a)** antes del ensayo, **b)** 0,3 min y **c)** 0,6 min de mecanizado.

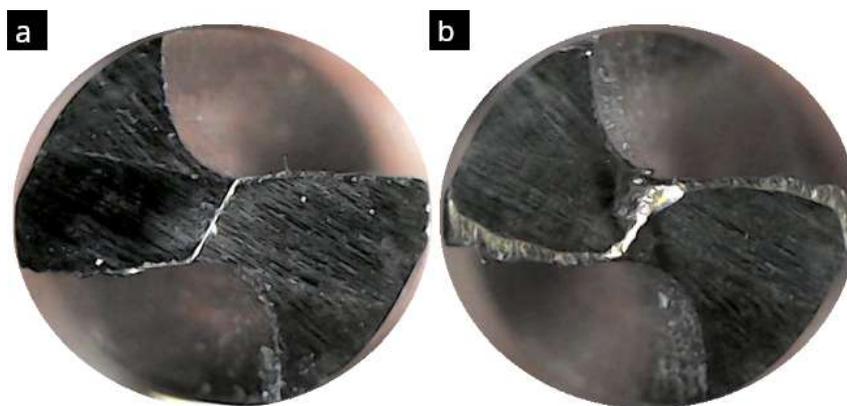


Figura 131. Evolución del desgaste en la cara de incidencia a lo largo de la vida útil de la herramienta en taladrado de muestras ADI con $f=0,07$ mm/rev y velocidad de corte 25 m/min para **a)** antes del ensayo y **b)** 0,5 min de mecanizado.

En el taladrado de muestras ADI, la herramienta presenta desgaste abrasivo sobre la cara de incidencia principal. La magnitud del desgaste en los primeros estadios de la vida de la herramienta crece a una tasa baja, incrementando a una tasa mayor sobre el fin de la vida de la herramienta. A medida que progresa el tiempo de mecanizado, el desgaste se concentra más en el borde de la herramienta dado que allí es donde se encuentra la mayor velocidad de corte. Se observó además, daño sobre el chisel. El mismo se encuentra deformado y en la mayoría de los casos con una pequeña cantidad de material adherido.

En el taladrado de muestras IADI, el avance del desgaste abrasivo sobre la cara de incidencia ocurre a una tasa muy baja durante casi todo el transcurso de la vida de la herramienta, creciendo significativamente sobre el final y produciendo una falla catastrófica de la misma. Una vez finalizado el ciclo de vida de la herramienta, se observa una combinación de mecanismos de daño: desgaste abrasivo, astillamiento y deformación plástica (**Fig. 136**), y en algunos casos talonamiento (**Fig. 133-135**). Durante el mecanizado, se adhirió sobre la punta gran cantidad de material que fue removido en las sucesivas paradas del ensayo que se realizaron a tiempo equiespaciado (**Fig. 137**). Finalmente, el chisel sufrió daño significativo y presentó gran cantidad de material adherido que no pudo ser desprendido (**Fig. 133f, Fig 134c y Fig. 135c**).

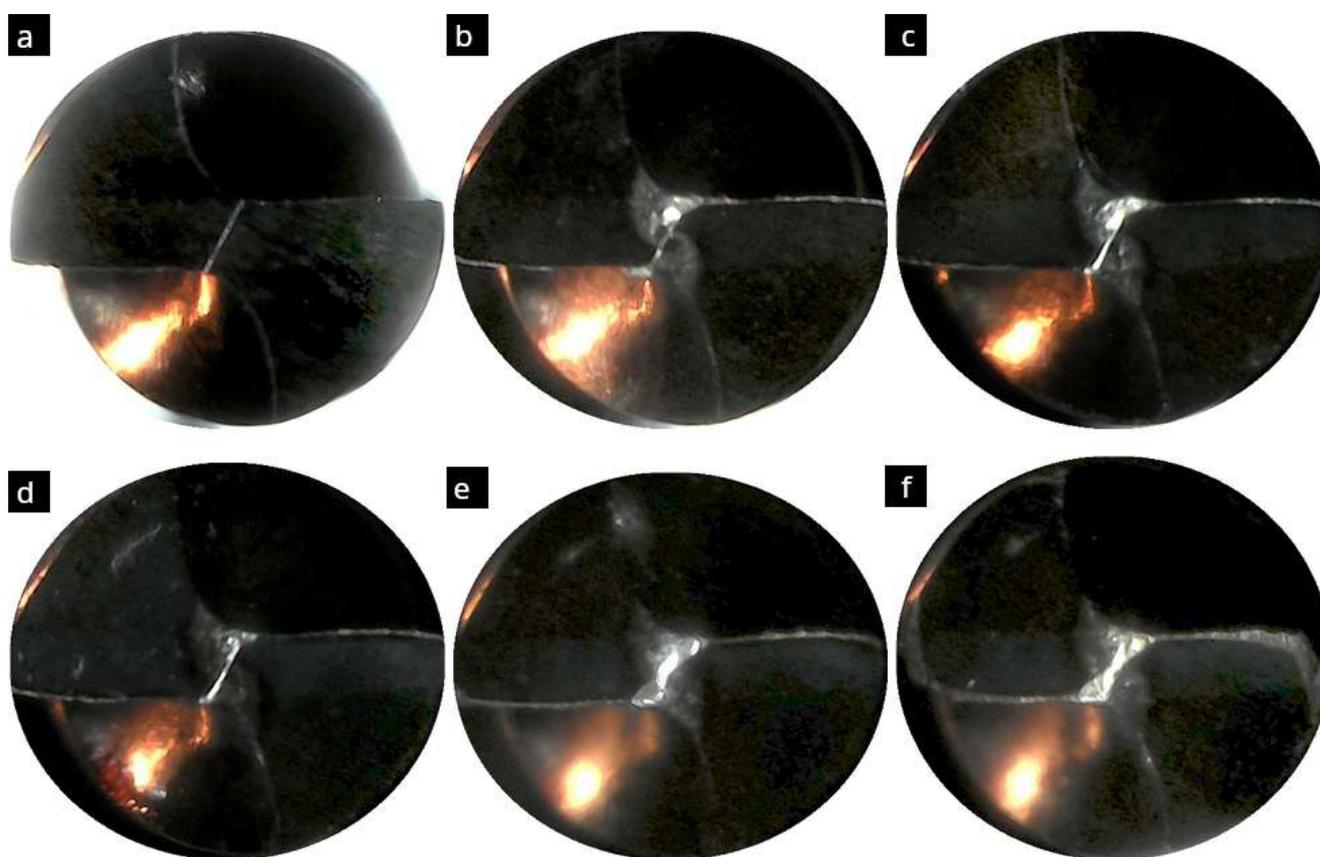


Figura 132. Evolución del desgaste en la cara de incidencia a lo largo de la vida útil de la herramienta en taladrado de muestras IADI con $f=0,07$ mm/rev y velocidad de corte 35 m/min para **a)** antes del ensayo, **b)** 1,85 min, **c)** 4,63 min, **d)** 8,69 min, **e)** 9,47 min y **f)** 9,89 min de mecanizado.

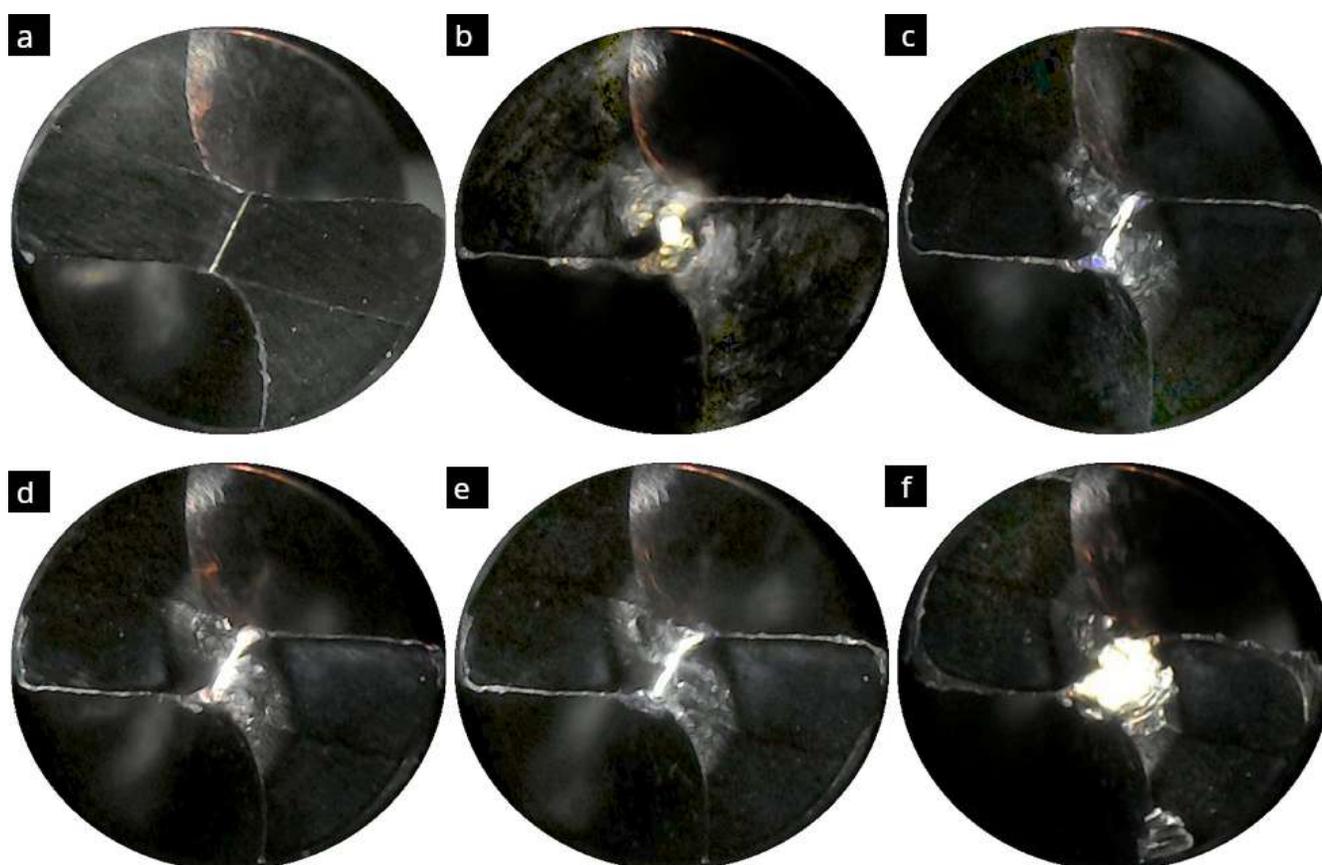


Figura 133. Evolución del desgaste en la cara de incidencia a lo largo de la vida útil de la herramienta en taladrado de muestras IADI con $f=0,07$ mm/rev y velocidad de corte 37 m/min para **a)** antes del ensayo, **b)** 0,87 min, **c)** 1,26 min, **d)** 2,33 min, **e)** 2,91 min y **f)** 2,94 min de mecanizado.

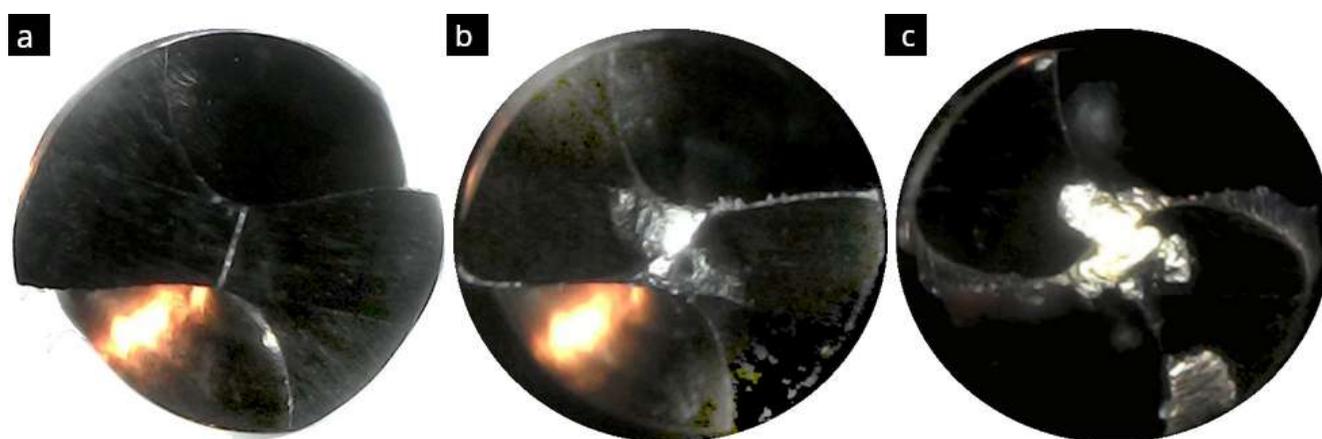


Figura 134. Evolución del desgaste en la cara de incidencia a lo largo de la vida útil de la herramienta en taladrado de muestras IADI con $f=0,07$ mm/rev y velocidad de corte 38 m/min para **a)** antes del ensayo, **b)** 0,33 min y **c)** 0,49 min de mecanizado

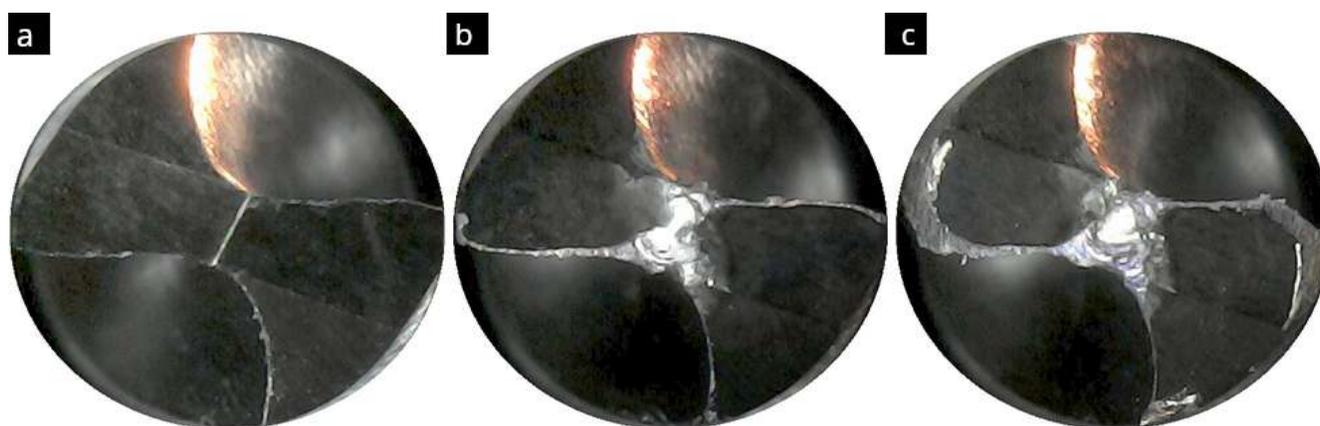


Figura 135. Evolución del desgaste en la cara de incidencia a lo largo de la vida útil de la herramienta en taladrado de muestras IADI con $f=0,07$ mm/rev y velocidad de corte 35 m/min para **a)** antes del ensayo, **b)** 0,24 min y **c)** 0,32 min de mecanizado

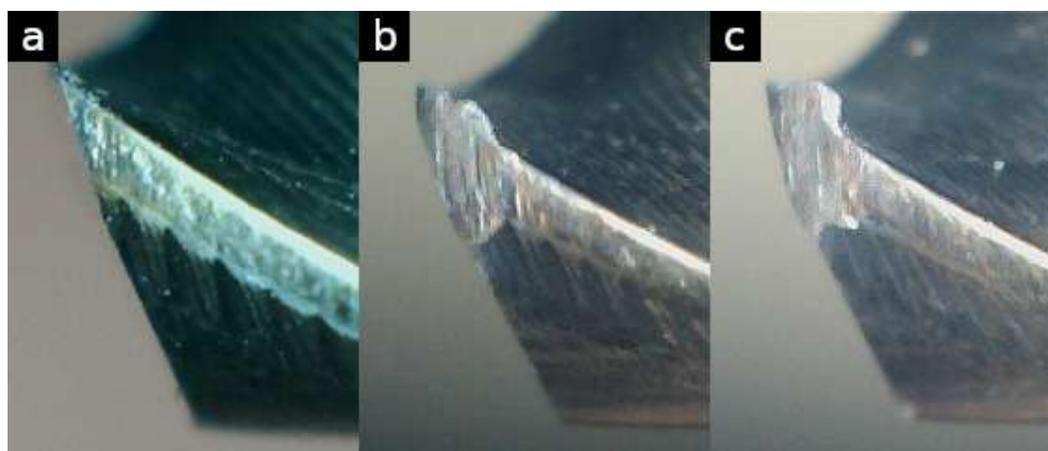


Figura 136. **a)** Broca sin daño, **b)** deformación plástica sobre uno de los filos y **c)** deformación plástica sobre otro filo.

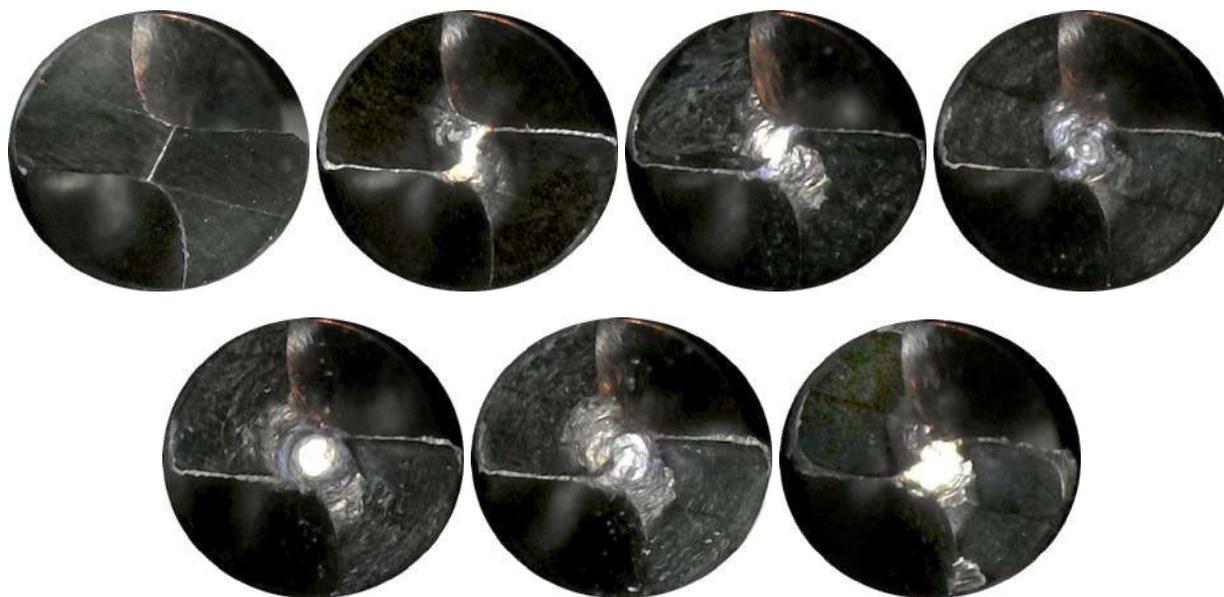


Figura 137. Evolución del material adherido sobre la punta de la herramienta sin limpiar en taladrado de muestras IADI con $f=0,07$ mm/rev y velocidad de corte 37 m/min para diferentes instancias de mecanizado desde el inicio al fin de la vida útil de la herramienta.

Las herramientas ensayadas bajo todas las condiciones en ambos sets de muestras presentaron una coloración violeta y marrón a lo largo de la longitud que entra en contacto con el material mecanizado, y más pronunciado sobre la punta, dada por afectación térmica. Un ejemplo de ello se muestra en la **Fig. 138**.

Esta coloración podría ser un indicio de que las propiedades mecánicas de la broca se degradaron por exceso de temperatura. Luego de realizar un pulido sobre la parte cercana a la punta con papel de lija #1000 se determinó que la capa afectada térmicamente resultó ser muy superficial porque se pudo limpiar y borrar todo rastro visible de coloración.

Por otro lado, se realizó medición de microdureza Knoop sobre la cara de incidencia principal de las brocas ensayadas. Las brocas en su condición nueva presentaron una microdureza Knoop de 977 ± 36 HK. Luego de finalizados los ensayos, las brocas presentaron una microdureza Knoop de 990 ± 75 HK. Por lo tanto, puede asumirse que la microestructura y las propiedades mecánicas obtenidas por tratamiento térmico no se vieron modificadas.



Figura 138. Broca afectada térmicamente

La cuantificación del desgaste VB_{area} durante el taladrado de muestras ADI y muestras IADI se presenta en las **Fig. 139** y **Fig. 140**, respectivamente.

En las curvas de desgaste correspondientes a muestras ADI puede verse cómo incrementa el VB_{area} a medida que avanza el tiempo de mecanizado. Para las tres velocidades de corte más bajas (**Fig. 139a**, **Fig. 139b** y **Fig. 139c**) se pueden distinguir claramente las tres etapas asociadas al desgaste de la herramienta. En cambio, para las dos velocidades de corte más altas (**Fig. 139d** y **Fig. 139e**), ésta resulta ser lo suficientemente alta como para que se presente únicamente la Etapa III en la cual ocurre la desestabilización del desgaste.

En las curvas de desgaste correspondientes a muestras IADI (**Fig. 139**), puede cuantificarse lo que previamente se observó en las **Fig. 132-135**. La Etapa I en la cual ocurre un pequeño desgaste repentino se encuentra seguida por una Etapa II correspondiente con una meseta en la cual no hay incremento del desgaste y éste permanece constante. Luego, de manera repentina, como consecuencia de la aparición de astillamiento del filo y de la falla catastrófica de la herramienta, el desgaste crece significativamente y la herramienta debe salir de servicio. Este fenómeno modifica la curva ideal que debería seguir el desgaste de la herramienta si sólo hubiese desgaste abrasivo en la cara de incidencia, tal como han reportado Varghese et al. [123] y Kasim et al. [124].

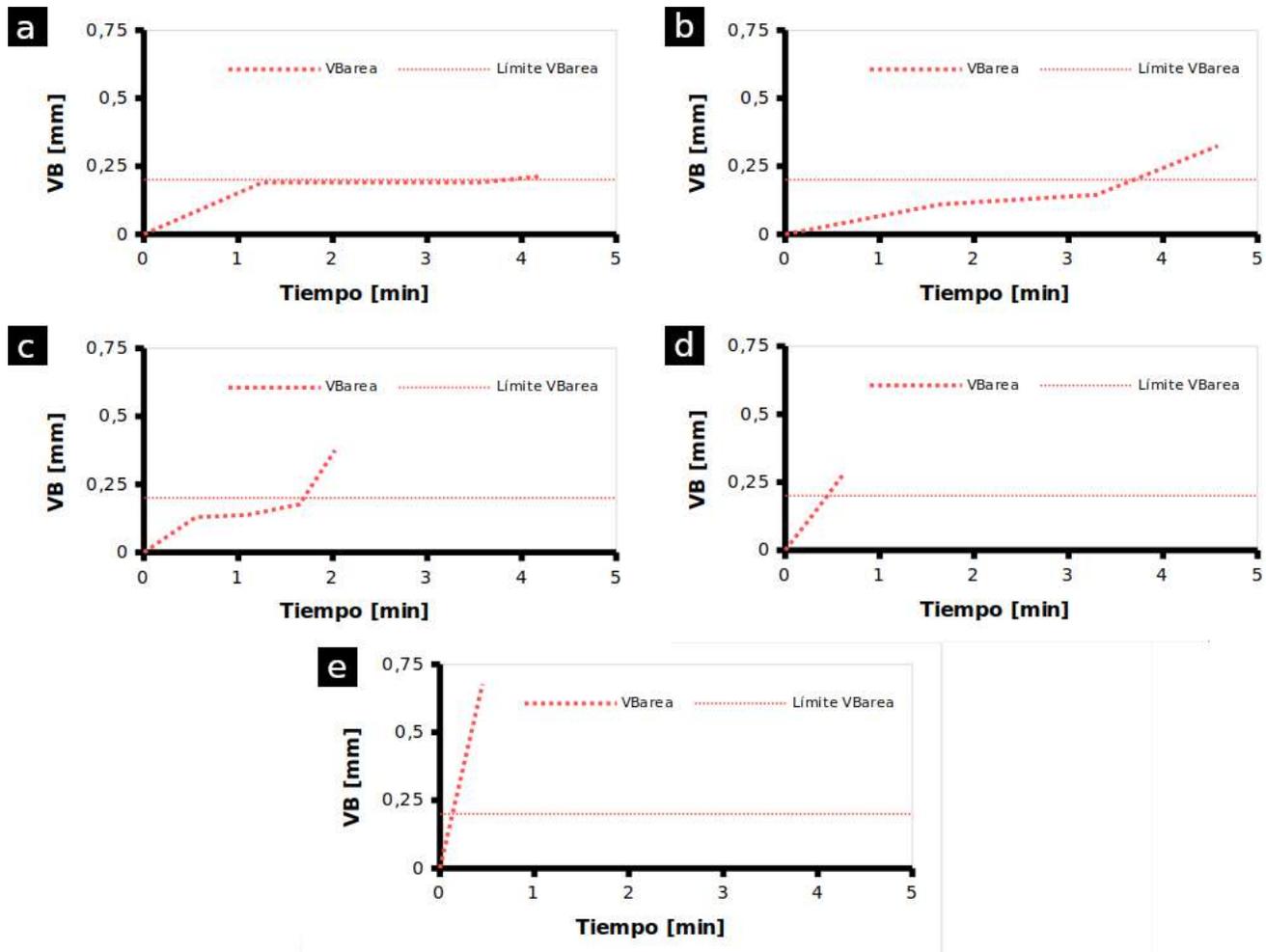


Figura 139. Evolución del desgaste VB a lo largo de la vida útil de la herramienta en taladrado de muestras ADI 360 con $f=0,07$ mm/rev y velocidades de corte **a)** 18 m/min, **b)** 19 m/min, **c)** 20 m/min, **d)** 23 m/min y **e)** 25 m/min.

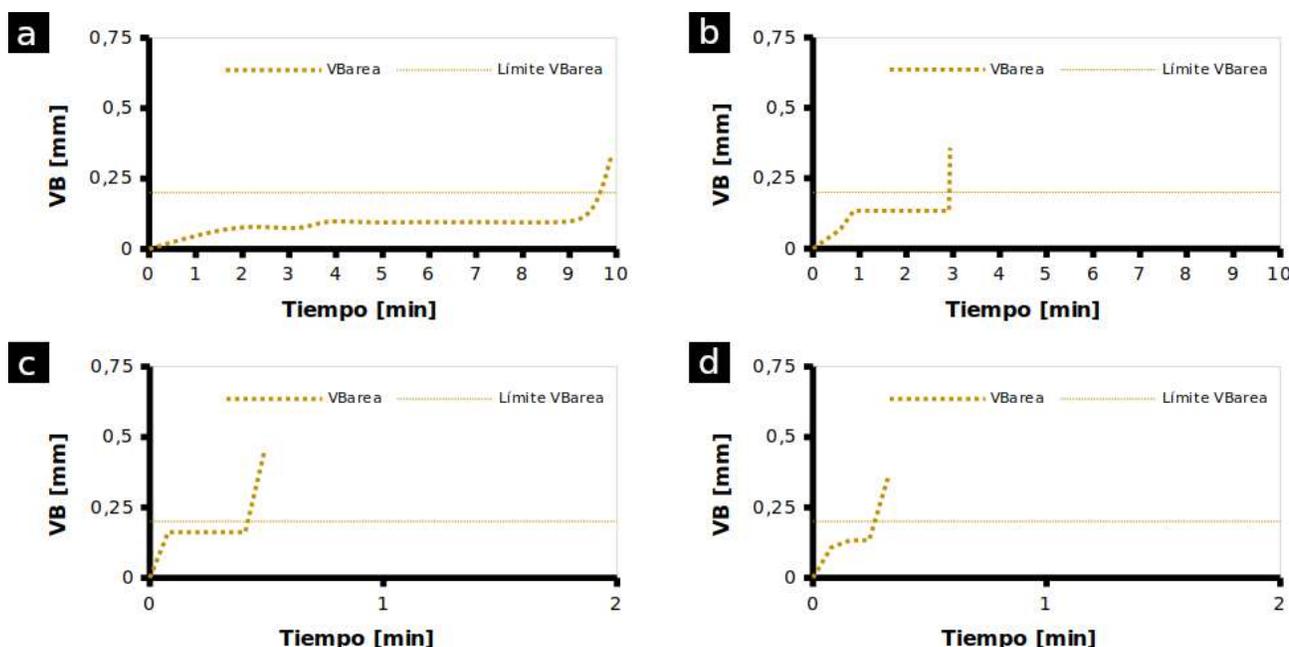


Figura 140. Evolución del desgaste VB a lo largo de la vida útil de la herramienta en taladrado de muestras IADI con $f=0,07$ mm/rev y velocidades de corte **a)** 35 m/min, **b)** 37 m/min, **c)** 38 m/min y **d)** 39 m/min.

Dado que el modo de desgaste en el taladrado de muestras ADI es abrasivo en la cara de incidencia, puede analizarse la vida de la herramienta empleando la curva de Taylor (**Fig. 141**). Con la información que se presenta en el gráfico, puede calcularse la velocidad de corte para asegurar una vida de herramienta determinada. Lo más usual es que ese tiempo (T) sea de 15 min, lo que resulta en una velocidad de corte $V_c=16$ m/min. Teniendo en cuenta el rango de velocidades de corte V_c recomendado para fundiciones nodulares en general para una vida de 15 minutos (**Fig. 112**), este valor calculado resultó ser algo mayor. De esta manera, con la geometría ensayada se podrían mecanizar piezas de ADI a una velocidad de corte V_c mayor a la recomendada para el mismo tiempo de vida.

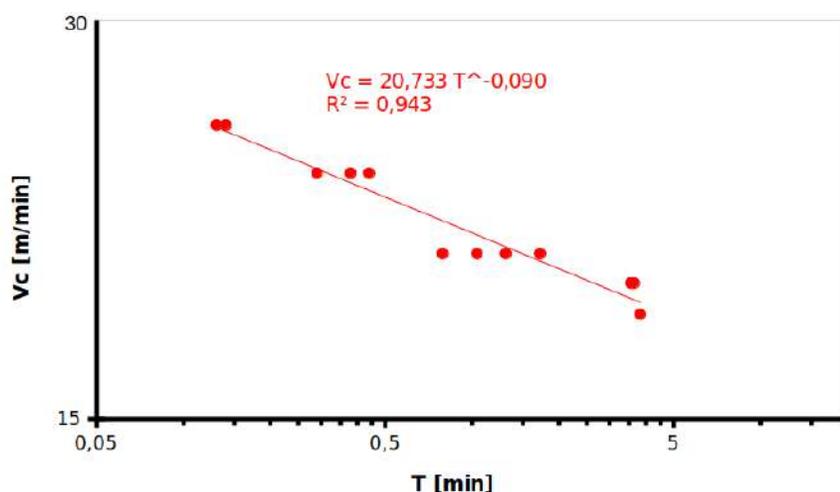


Figura 141. Curva Vc-T para taladrado de muestras ADI.

Como consecuencia de la aparición de otros mecanismos de daño tales como el astillamiento y la deformación plástica en el taladrado de muestras IADI, no es posible realizar un análisis de maquinabilidad según Taylor. Éste considera al mecanismo de falla como una evolución de desgaste abrasivo sobre la cara de incidencia que se produce de manera gradual y predecible. Al incorporar otros mecanismos de daño como el astillamiento y la deformación plástica, las condiciones de funcionamiento se apartan de las mencionadas previamente.

Para realizar el análisis de la vida de la herramienta en este caso, podrían seguirse dos alternativas.

Dado que la salida de servicio se da de manera imprevista, la primera de ellas consiste en realizar un estudio probabilístico en el que se analice la fiabilidad de la herramienta a medida que progresa el proceso de mecanizado. Dicho enfoque ya ha sido empleado por los autores Wang et al. [125], Salonitis y Kolios [126] y Gaddafee y Chinchankar [127].

Para poder aplicar esta metodología, se debería conocer a priori la cantidad de ensayos que se deberían realizar para obtener resultados confiables. Asumiendo una distribución t (similar a la distribución normal para muestras pequeñas $n < 30$), conociendo la desviación estándar muestral (S), el valor de la variable aleatoria (t_{α}), y considerando un intervalo de confianza del 95% con un error máximo de estimación (E) de un 10-20% de la media, puede calcularse el número de ensayos que deberían realizarse para cada velocidad de corte empleando la expresión (25).

$$t_{\alpha/2} = \frac{E}{S/\sqrt{n}} \quad (25)$$

Un ejemplo de cálculo para velocidad de corte 35 m/min se presenta en la **Tabla 13**. Del mismo puede concluirse que se necesitan realizar al menos 15 repeticiones del ensayo. En la **Tabla 14** se presenta el resultado para las otras velocidades de corte ensayadas.

Tabla 13. Cálculo de la cantidad de repeticiones de ensayos para poder evaluar de manera probabilística el taladrado en muestras IADI con velocidad de corte 35 m/min.

Media [min]	9,54
E [min]	0,954
S	1,707

n	T_{α/2}	S	E
2	12.71	1.707	15.333
3	4.303	1.707	4.240
4	3.182	1.707	2.715
5	2.776	1.707	2.119
6	2.571	1.707	1.791
7	2.447	1.707	1.578
8	2.365	1.707	1.427
9	2.306	1.707	1.312
10	2.262	1.707	1.221
11	2.228	1.707	1.146
12	2.201	1.707	1.084
13	2.179	1.707	1.031
14	2.16	1.707	0.985
15	2.145	1.707	0.945
16	2.131	1.707	0.909
17	2.12	1.707	0.877
18	2.11	1.707	0.849
19	2.101	1.707	0.823
20	2.093	1.707	0.799
21	2.086	1.707	0.777
22	2.08	1.707	0.757
23	2.074	1.707	0.738
24	2.069	1.707	0.721
25	2.064	1.707	0.704
26	2.06	1.707	0.689
27	2.056	1.707	0.675
28	2.052	1.707	0.662
29	2.048	1.707	0.649

Tabla 14. Cantidad de repeticiones mínima para poder evaluar de manera probabilística el taladrado en muestras IADI con intervalo de confianza de 95%.

V_c [m/min]	E [%]	Repeticiones
35	10	15
37	10	7
38	15	19
39	20	28

La otra alternativa contempla el cambio del mecanismo de falla, buscando eliminar la deformación plástica y el sucesivo astillamiento del filo. De esta manera, se estaría trabajando en la condición más favorable para tener una vida útil predecible y por lo tanto con la que se recomienda trabajar en las normas que estudian vida de herramientas para fresado [128] o para torneado [129], y los fabricantes de herramientas [130].

Para optimizar el desgaste, pueden modificarse las condiciones de corte empleadas. En la **Fig. 142** se muestran los diferentes tipos de desgaste indicando cómo modificar las condiciones de corte para poder ir hacia la Zona 1 de desgaste (Desgaste del flanco de incidencia). Según lo observado en los ensayos de taladrado en muestras IADI, las zonas en las que se encuentra el desgaste observado es la Zona 4 (Deformación plástica) y la Zona 5 (Astillamiento). Ambas situaciones se producen por una combinación de temperatura y fuerza elevada sobre el filo. Por lo tanto, para ir desde la Zona 4 y la Zona 5 hasta la Zona 1, se recomienda la disminución del avance por vuelta f para poder disminuir la fuerza de corte. Luego, se debería ensayar el rango de velocidades de corte intermedio del ya testeado para observar cuál es el nuevo comportamiento que presenta la herramienta. Se sabe que al bajar el avance por vuelta f la fricción y la fuerza axial disminuyen, por lo que la generación de calor va a ser menor que en el caso anterior. Sin embargo, dado que el tiempo de contacto entre el material que se está cortando y la herramienta es mayor, la temperatura que va a alcanzar la herramienta depende del balance de estos factores.

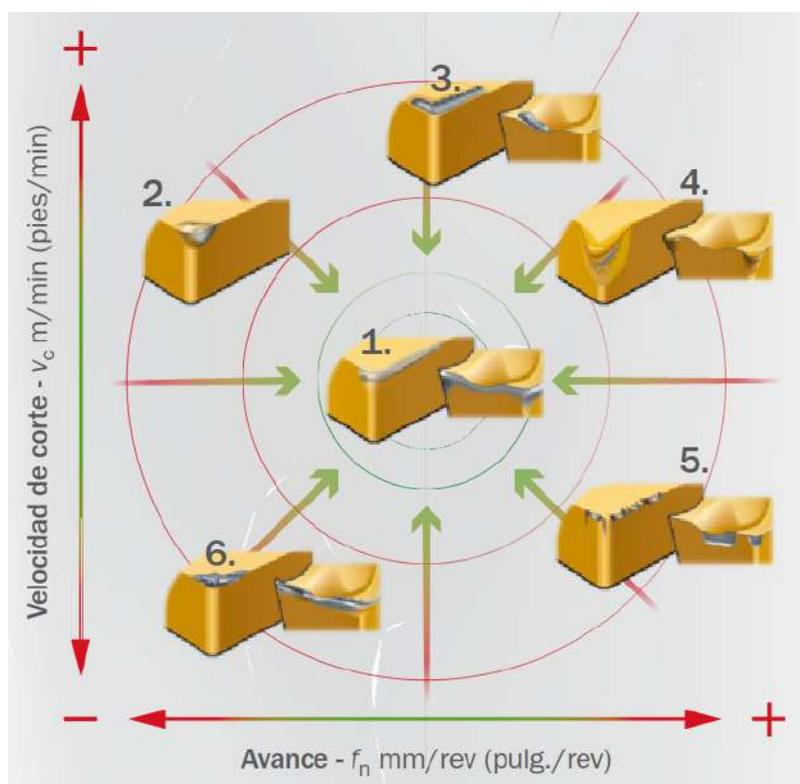


Figura 142. Optimización del desgaste. 1: Desgaste en el flanco de incidencia (desgaste preferible para una vida útil predecible). 2: Deformación plástica (impresión). 3: Craterización. 4: Deformación plástica (depresión). 5: Astillamiento. 6: Filo de aportación. [130].

Conclusiones Parte IV

El objetivo de esta parte consistió en la puesta a punto de un ensayo de maquinabilidad en operaciones de taladrado y la consecuente realización de ensayos sobre ADI e IADI. Se adecuó la geometría de la herramienta para poder realizar los ensayos. Se evaluó la fuerza axial durante el taladrado, se cuantificó la vida de herramienta y se estableció el modo de falla empleando un mismo avance por vuelta para diferentes velocidades de corte.

Se determinó que uno de los factores que mayor influencia tiene sobre el desempeño de las herramientas durante el mecanizado es su geometría. En particular, se evaluó el efecto que producen la cantidad de caras de incidencia y el valor de su inclinación sobre la performance de las herramientas.

En la mayoría de los casos, la carga axial durante el mecanizado presenta variaciones mínimas, hasta que una vez finalizada la vida de la herramienta ésta se desestabiliza y crece significativamente. La carga en muestras ADI resultó ser mayor que la de las muestras IADI, a pesar de haber empleado velocidades de corte menores.

Fue posible establecer un criterio de medición de desgaste del flanco de incidencia para determinar el momento en que la herramienta alcanza el límite de desgaste y finaliza su vida útil.

El mecanismo de falla en las herramientas que se emplearon para taladrar muestras ADI resultó ser por desgaste abrasivo gradual sobre el flanco de incidencia. Se observó daño sobre el chisel y material adherido sobre el mismo en algunos casos. De esta manera, pudo trazarse la curva de Taylor Vc-T para estimar el tiempo de vida en función de la velocidad de corte empleada para el avance por vuelta seteado en este trabajo. Por el contrario, en el taladrado de muestras IADI la falla resultó ser por exceso de carga y temperatura, lo cual produce astillamiento y deformación plástica. Es por ello que en este caso, no se analizó su maquinabilidad por medio del estudio que propone Taylor.

Principales Publicaciones

- Furno, M.E., Sosa A.D. (2022). "Estudio de maquinabilidad de IADI y ADI en operaciones de taladrado" en el 20º Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales SAM-CONAMET, mayo 2022, Mar del Plata, Argentina. ISBN 978-987-48436-3-0.
- Furno, M.E., Sosa, A.D. (2018). "Diseño e implementación de ensayos de maquinabilidad basados en operaciones de torneado y taladrado" en el VI Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica, octubre 2018, Tucumán, Argentina. ISBN 978-987-46987-0-4.

Capítulo V: Conclusiones

En el presente trabajo se ha expuesto la progresión de un proceso de investigación y análisis del estado del arte, seguido de un estudio de la rectificabilidad y maquinabilidad de fundiciones de hierro con grafito esferoidal con diferentes microestructuras. El análisis de los resultados obtenidos se llevó a cabo teniendo en cuenta el material, la herramienta y el proceso.

En cuanto al acabado superficial de muestras rectificadas en seco y con sistema inundado, todas presentaron una buena terminación, tanto a escala macroscópica como microscópica. En un análisis cuantitativo, se observó que todos los valores de rugosidad media aritmética (R_a) se encontraron dentro del rango esperado para operaciones de rectificado. Al aplicar el sistema de mínima cantidad de lubricante (MQL) en el rectificado, las muestras también presentaron un buen acabado superficial y el parámetro R_a calculado se encontró dentro del rango de valores esperado para superficies rectificadas con sistema inundado.

No se observaron cambios microestructurales ni transformaciones de fase, pero sí se evidenció deformación cerca de la superficie. La misma fue relacionada con alteraciones en la dureza y la energía específica de corte.

Fue posible establecer una clara relación entre los perfiles de tensión residual y la distorsión: cuando la distorsión es convexa, el perfil de tensión residual es compresivo, mientras que cuando la distorsión es cóncava el perfil de tensión residual resulta ser de tracción. Así, pudo aplicarse esta relación para poder estimar el estado de tensión residual a partir de la distorsión medida en las muestras.

En la mayoría de los casos, el conteo nodular no ejerció influencia significativa sobre las variables estudiadas. Así, piezas que posean diferentes secciones y por lo tanto diferentes conteos nodulares, no presentarán diferencias significativas en sus características luego del rectificado.

El sistema MQL resultó ser aplicable al rectificado de fundiciones nodulares, pudiendo aprovechar sus ventajas respecto al sistema inundado.

Finalmente, se puso a punto de un ensayo de maquinabilidad en operaciones de taladrado.

Se determinó que uno de los factores que mayor influencia tiene sobre el desempeño de las herramientas durante el mecanizado es su geometría. En particular, se evaluó el efecto que producen la cantidad de caras de incidencia y el valor de su inclinación sobre la performance de las herramientas.

En la mayoría de los casos, la carga axial durante el mecanizado se mantiene más o menos

constante, hasta que una vez finalizada la vida de la herramienta ésta se desestabiliza y crece significativamente.

Fue posible establecer un criterio de medición de desgaste del flanco de incidencia para determinar el momento en que la herramienta alcanza el límite de desgaste y finaliza su vida útil.

El mecanismo de falla en las herramientas que se emplearon para taladrar resultó ser por desgaste abrasivo gradual sobre el flanco de incidencia, con daño sobre el chisel y material adherido sobre el mismo en algunos casos. De esta manera, pudo trazarse la curva de Taylor Vc-T para estimar el tiempo de vida en función de la velocidad de corte empleada para el avance por vuelta seteado en este trabajo. También se observó falla por carga y temperatura, lo cual resultó en astillamiento y deformación plástica.

Se concluye que se ha cumplido con los objetivos del plan de trabajo doctoral mediante la investigación y desarrollo realizados hasta este punto. Se ha analizado la rectificabilidad de diferentes fundiciones de hierro con grafito esferoidal sometidas a diferentes condiciones de trabajo. Además se ha puesto a punto e implementado un ensayo de maquinabilidad en operaciones de taladrado.

Trabajos a futuro

El trabajo realizado hasta esta instancia y las conclusiones extraídas del mismo permiten conocer con bastante detalle diferentes aspectos de la integridad superficial de fundiciones de hierro con grafito esferoidal (DI) al ser rectificadas en seco y al emplear sistema inundado. Se propuso como mejora al proceso de mecanizado la aplicación del sistema de mínima cantidad de lubricante (MQL). Como ya se mencionó en la Introducción de este trabajo, la información disponible en la bibliografía de la aplicación de este sistema tanto en el tipo de mecanizado como en el material de estudio pertinentes a esta tesis es muy escasa. Es por ello que debió iniciarse esta línea de investigación con un primer estudio de la viabilidad de la aplicación de MQL en rectificado tangencial plano de fundición nodular austemperada (ADI). A partir de los resultados satisfactorios que han sido obtenidos, se propone la extensión del estudio a otros aspectos de la integridad superficial a fin de obtener suficiente cantidad de información para poder optimizar el proceso de rectificado con MQL en ADI. Podrían emplearse otras técnicas para ver aspectos similares a los ya estudiados, como por ejemplo EBSD y FIB para ver las modificaciones cercanas a la superficie. También puede evaluarse cómo se ven afectadas las propiedades mecánicas, tales como resistencia a la fatiga y a la corrosión, luego del mecanizado.

A su vez, se propone iniciar este mismo estudio de aplicabilidad de MQL en fundiciones nodulares austemperadas intercríticas (IADI) y aceros TRIP, dada la similitud microestructural que presentan.

Por otro lado, en este trabajo también se inició el estudio de la maquinabilidad de ADI e IADI en procesos de taladrado. Un primer paso en la continuación del trabajo, sería evaluar la posibilidad de modificar el tipo de desgaste que presentaron las herramientas al mecanizar IADI, dado que el astillamiento y la deformación plástica son fallas no deseadas en un proceso de mecanizado por no ser predecibles. Para intentar modificar el tipo de daño podrían realizarse ensayos con otros avances por vuelta, ya que en el presente trabajo no se evaluó la influencia del avance por vuelta en la maquinabilidad. Entonces, se podría evaluar la influencia del avance por vuelta en la maquinabilidad en nuevos ensayos para conocer el comportamiento del conjunto herramienta-material-máquina en diferentes combinaciones de condiciones de corte y buscar optimizar el proceso de corte.

De este estudio también se concluyó que uno de los factores que mayor influencia tiene es la geometría de las herramientas empleadas. Para cumplir con el objetivo planteado en este trabajo, se testearon una serie de geometrías de herramienta, de manera tal de encontrar una que permita realizar ensayos que resulten viables para un primer análisis de maquinabilidad. Por lo tanto, se plantea la posibilidad de realizar ensayos sobre ADI e IADI con diferentes geometrías de herramienta y enfocar el estudio en la optimización de la misma para diferentes condiciones de corte y cada material en particular.

Como último punto que puede desprenderse de manera directa de este trabajo, el estudio llevado a cabo de la maquinabilidad en operaciones de taladrado se evaluó desde el punto de vista de la herramienta (vida de herramienta) y del proceso (carga axial de mecanizado). Se propone la extensión del estudio de maquinabilidad haciendo foco sobre las modificaciones producidas en el material. Como por ejemplo, rugosidad superficial, alteraciones en la dureza, generación de tensiones residuales, y circularidad de los agujeros obtenidos.

Adicionalmente a lo realizado en el presente trabajo, podría realizarse un estudio equivalente para otros procesos de mecanizado por arranque de viruta, tal como lo son el fresado y el torneado. En ese caso puede evaluarse la maquinabilidad de fundiciones nodulares con diferentes microestructuras empleando herramientas de diferentes materiales, geometrías y recubrimientos. Ambos procesos de mecanizado cuentan con ensayos de maquinabilidad normalizados: normas ISO 8688-1:1989 e ISO 8688-2:1989 para fresado y norma ISO 3685:1994 (E) para torneado.

Referencias

- [1] American Foundry Society Inc. (2020). Modern Casting February. <https://www.qgdigitalpublishing.com/publication/?m=55001&i=648321&p=0>. Último acceso febrero 2023.
- [2] American Foundry Society Inc. (2019). Modern Casting December. <https://www.qgdigitalpublishing.com/publication/?m=&l=1&i=637245&p=0>. Último acceso febrero 2023.
- [3] Avner, S.H. (1988). Introducción a la metalurgia física. Segunda Edición. McGraw Hill.
- [4] Smallman, Raymond Edward. (2016). Modern physical metallurgy. Elsevier.
- [5] Elorz, J. A. P. S., González, D. F., Verdeja, L. F. (2018). Physical metallurgy of cast irons. Springer.
- [6] A.Berglund: Criteria for Machinability Evaluation of Compacted Graphite Iron Materials, Doctoral thesis, KTH Royal Institute of Technology, Department of Production Engineering Machine and Process Technology, Stockholm, Sweden 2011, ISSN 1650-1888, ISBN 978-91-7501-159-2.
- [7] American Foundry Society Inc. (2020). Modern Casting January. <https://www.qgdigitalpublishing.com/publication/?m=55001&i=644335&p=0>. Último acceso febrero 2023.
- [8] Nofal, A. (2013). Advances in the Metallurgy and Applications of ADI. Journal of Metallurgical Engineering 2.
- [9] David, P., Massone, J., Boeri, R., Sikora, J. (2004). Mechanical Properties of Thin Wall Ductile Iron Influence of Carbon Equivalent and Graphite Distribution. ISIJ International 44:1180-1187. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1180>.
- [10] Borrajo, J. M., Martínez, R. A., Boeri, R. E., Sikora, J. A. (2002). Shape and count of free graphite particles in thin wall ductile iron castings. ISIJ international, 42(3):257-263. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.257>.
- [11] Massone, J. M., Boeri, R. E., Sikora, J. A. (2003). Solid state transformation kinetics of high nodule count ductile Iron. International Journal of Cast Metals Research 16:179-184. <http://doi.org/10.1080/13640461.2003.11819579>.
- [12] Frás, E., Górný, M., Tyrála, M., Lopez H. (2013). Effect of nodule count on austenitising and austempering kinetics of ductile iron castings and mechanical properties of thin walled iron castings. Materials Science and Technology 28:1391-1396. <http://doi.org/10.1179/1743284712Y.0000000088>.
- [13] Górný, M., Tyrála, E. (2012). Effect of Cooling Rate on Microstructure and Mechanical Properties of Thin-Walled Ductile Iron Castings. Journal of Materials Engineering and Performance 22:300-305. <http://doi.org/10.1007/s11665-012-0233-0>.
- [14] De Albuquerque Vicente, A., Moreno, J. R. S., De Abreu Santos, T. F., Espinosa, D. C. R., Tenório, J. A. S. (2019). Nucleation and growth of graphite particles in ductile cast iron. Journal of Alloys and Compounds, 775:1230-1234. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.10.136>.
- [15] Sosa, A. D., Moncada, O. J., Sikora, J. (2010). Influence of nodule count, austenitising variables and matrix on ductile iron decarburisation. International Journal of Cast Metals Research, 23(6), 321-329. <https://doi.org/10.1179/136404610X12693537270055>.
- [16] ASTM A536-84. (2014). Standard specification for ductile iron castings.
- [17] Mullins, D. J. (1992). Ductile iron handbook. American Foundrymen's Society, Inc.
- [18] Associazione Italiana Fonderie (2019). In Fonderia 5. https://www.assofond.it/documents/20142/57050/In_Fonderia_+5_2019.pdf. Último acceso febrero 2023.
- [19] Sorelmetal (1990) Ductile Iron Data for Design Engineers. Rio Tinto Iron and Titanium INC.
- [20] Lawrynowicz, Z. (2013). Ausferritic or bainitic transformation in ADI. Advances in Materials Science 13(4):9. <http://doi.org/10.2478/adms-2013-0015>.
- [21] Zhang, J., Zhang, N., Zhang, M., Liantao, L., Dongfang, Z., Song, Q. (2014). Microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron with different strength grades. Materials Letters 119:47-50. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2013.12.086>.

- [22] Singh, G., Sharma, S., Singh, D. (2019). Study of Austempered Ductile Iron (ADI) on Varying Austempering Temperatures. In *Advances in Materials and Metallurgy* (pp. 325-334). Springer, Singapore. https://doi.org/10.1007/978-981-13-1780-4_31.
- [23] Sellamuthu, P., Samuel, D. G., Dinakaran, D., Premkumar, V. P., Li, Z., Seetharaman, S. (2018). Austempered ductile iron (ADI): Influence of austempering temperature on microstructure, mechanical and wear properties and energy consumption. *Metals*, 8(1):53. <https://doi.org/10.3390/met8010053>.
- [24] Kim, Y. J., Shin, H., Park, H., Dae Lim, J. (2008). Investigation into mechanical properties of austempered ductile cast iron (ADI) in accordance with austempering temperature. *Materials Letters*, 62:357–360. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2007.05.028>.
- [25] Fernandino, D. O., Massone, J. M., Boeri, R. E. (2013). Characterization of the austemperability of partially austenitized ductile iron. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(10):1801-1809. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.05.002>.
- [26] Basso, A., Caldera, M., Massone, J. (2015). Development of high silicon dual phase austempered ductile iron. *ISIJ International*, 55(5):1106-1113. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.55.1106>.
- [27] Caldera, M., Rivera, G. L., Boeri, R. E., Sikora, J. A. (2005). Precipitation and dissolution of carbides in low alloy ductile iron plates of varied thickness. *Materials Science and Technology*, 21(10):1187-1191. <https://doi.org/10.1179/174328405X62242>.
- [28] Druschitz, A. P., Fitzgerald, D. C. (2003). MADI™: introducing a new, machinable, austempered ductile iron (No. 2003-01-0831). SAE Technical Paper. <https://doi.org/10.4271/2003-01-0831>.
- [29] Chen, J. K., Chen, B. T., Tsai, J. S. (2016). Microstructural evolutions and properties of partially austenitizing and austempered ductile irons. *Steel research international*. 87(2):191-198. <https://doi.org/10.1002/srin.201400603>.
- [30] Basso, A., Caldera, M., Chapetti, M., Sikora, J. (2010). Mechanical characterization of dual phase austempered ductile iron. *ISIJ international*, 50(2):302-306. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.302>.
- [31] Basso, A., Martinez, R., Sikora, J. (2009). Influence of section size on dual phase ADI microstructure and properties: comparison with fully ferritic and fully ausferritic matrices. *Materials Science and Technology*, 25(10):1271-1278. <https://doi.org/10.1179/174328408X365784>.
- [32] Basso, A. D., Martinez, R. A., Sikora, J. A. (2007). Influence of austenitising and austempering temperatures on microstructure and properties of dual phase ADI. *Materials Science and Technology*, 23(11):1321-1326. <https://doi.org/10.1179/174328407X236544>.
- [33] Groover, Mikell P. (2020). *Fundamentals of modern manufacturing: materials, processes, and systems*. John Wiley & Sons.
- [34] Rowe, B.W. (2013). *Principles of modern grinding technology*, second edition. Elsevier Inc., Oxford, UK.
- [35] Marinescu, I.D., Rowe, W.B., Dimitrov, B., Inasaki, I. (2012). *Tribology of abrasive machining processes*, second ed. William Andrew Publishing, New York.
- [36] Shaw, M.C. (1996). *Principles of abrasive processing*. Oxford Science Publications, New York, pp. 4-5.
- [37] Hadad, M., and Sadeghi, B. (2012). Thermal analysis of minimum quantity lubrication-MQL grinding process. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 63:1-15.
- [38] Grzesik, W., Kruszynski, B., Ruszaj, A. (2010). Surface integrity of machined surfaces. In *Surface integrity in machining* (pp. 143-179). Springer, London. https://doi.org/10.1007/978-1-84882-874-2_5.
- [39] Irani, R. A., Bauer, R. J., Warkentin, A. (2005). A review of cutting fluid application in the grinding process. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45(15):1696-1705. <https://doi.org/10.1016/j.ijmactools.2005.03.006>.
- [40] Anon, H. S. E. (2003). Warnings for grinding coolants. *Metalworking Production*, 147(5), 44.
- [41] Walker, T. (2013). *MQL handbook: a guide to machining with minimum quantity lubrication*, 1° ed., Unist.

- [42] Rabiei, F., Rahimi, A. R., Hadad, M. J., and Ashrafijou, M. (2015). Performance improvement of minimum quantity lubrication (MQL) technique in surface grinding by modeling and optimization. *Journal of Cleaner Production*, 86:447-460. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2014.08.045>.
- [43] Chakule, R. R., Chaudhari, S. S., and Talmale, P. S. (2017). Evaluation of the effects of machining parameters on MQL based surface grinding process using response surface methodology. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 31(8):3907-3916. <https://doi.org/10.1007/s12206-017-0736-6>.
- [44] Da Silva, A. E., Lopes, J. C., Daniel, D. M., de Moraes, D. L., Garcia, M. V., Ribeiro, F. S. F., de Mello, H. J., De Angelo Sanchez, L. E., Aguiar, P. R., Bianchi, E. C. (2020). Behavior of austempered ductile iron (ADI) grinding using different MQL dilutions and CBN wheels with low and high friability. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 107(11):4373-4387. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05347-1>.
- [45] Moretti, G. B., de Moraes, D. L., Garcia, M. V., Lopes, J. C., Ribeiro, F. S. F., Foschini, Foschini, C. R., de Mello, H.J., De Angelo Sanchez, L.E., Aguiar, P.R., Bianchi, E. C. (2020). Grinding behavior of austempered ductile iron: a study about the effect of pure and diluted MQL technique applying different friability wheels. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 108(11):3661-3673. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05577-3>.
- [46] Trent, E. M., Wright, P. K. (2000). *Metal cutting*. Butterworth-Heinemann.
- [47] Kalpakjian, S., Schmid, S. R., Musa, H. (2011). *Manufacturing engineering and technology: machining*. China Machine Press.
- [48] Stephenson, D. A., Agapiou, J. S. (2018). *Metal cutting theory and practice*. CRC press.
- [49] Contreras, R. (2014). La mecha para taladrar: La geometría de la punta de la broca helicoidal.
- [50] Mazoff, J. (2003). Drill point geometry. ICS CUTTING TOOLS, INC. http://www.icscuttingtools.com/the-champ/drill_point_geometry.pdf.
- [51] Sandvik Coromant (1994). *El Mecanizado Moderno. Manual Práctico*. AB Sandvik Coromant.
- [52] Anonim, I. S. O. (1993). 3685: 1993 (E). Tool-life testing with single point tools.
- [53] MOKAS, N., Boulanouar, L., Amirat, A., Gautier, L. (2018). Effect of hardening on the machinability of C22 steel under drilling operations using twist HSS drill bit. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 96. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-1818-z>.
- [54] da Silva, A. E., da Silva, L. R. R., dos Reis, A., Machado, Á. R., Guesser, W. L., Ezugwu, E. O. (2020). Relationship between mechanical and metallurgical properties with machinability when drilling high-strength cast irons. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 106(7): 3389-3407. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04677-z>.
- [55] Meena, A., El Mansori, M. (2011). Study of dry and minimum quantity lubrication drilling of novel austempered ductile iron (ADI) for automotive applications. *Wear*, 271(9-10):2412-2416. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.12.022>.
- [56] Meena, A., El Mansori, M. (2012). Drilling performance of green austempered ductile iron (ADI) grade produced by novel manufacturing technology. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 59(1-4):9-19. <https://doi.org/10.1007/s00170-011-3469-1>.
- [57] Meena, A., El Mansori, M. (2013). Specific cutting force, tool wear and chip morphology characteristics during dry drilling of austempered ductile iron (ADI). *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 69(9-12):2833-2841. <https://doi.org/10.1007/s00170-013-5220-6>.
- [58] Jeong, M. J., Lee, S. W., Jang, W. K., Kim, H. J., Seo, Y. H., Kim, B. H. (2021). Prediction of Drill Bit Breakage Using an Infrared Sensor. *Sensors*, 21(8):2808. <https://doi.org/10.3390/s21082808>.
- [59] Zakeri, M. V., Pourmostaghimi, V. (2017). Tool wear modeling in drilling process of AISI1020 and AISI8620 using genetic programming. *International Journal of Advanced Design and Manufacturing Technology*. 10(1):93-100.
- [60] Uzun, I., Kaplan, S. (2017). Determination of tool wear and chip formation in drilling process of AISI 1045 material using plasma-nitrided high-speed steel drill bits. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 231(10):1725-1734. <https://doi.org/10.1177/0954405415608105>.

- [61] Xu, J., Zhou, L., Chen, M., Ren, F. (2019). Experimental study on mechanical drilling of carbon/epoxy composite-Ti6Al4V stacks. *Materials and Manufacturing Processes*, 34(7): 715-725. <https://doi.org/10.1080/10426914.2019.1594275>.
- [62] Alonso, U., Calamaz, M., Girod, F., Iriondo, E. (2019). Influence of flute number and stepped bit geometry when drilling CFRP/Ti6Al4V stacks. *Journal of Manufacturing Processes*, 39:356-370. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.02.006>.
- [63] Yavuz, M., Gökçe, H., Çiftçi, İ., Gökçe, H., Yavaş, Ç., Şeker, U. (2020). Investigation of the effects of drill geometry on drilling performance and hole quality. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 106(9):4623-4633. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04843-3>.
- [64] ASM Handbook. (2002). *Surface Engineering. Volume 5*. ASM International.
- [65] Olympus. (2017). *Introduction to Surface Roughness Measurement. Roughness Measurement Guidebook*. Olympus Corporation. <https://www.olympus-ims.com/en/metrology/surface-roughness-measurement-portal/>. Último acceso febrero 2023.
- [66] ISO, E. 4287 (1998). Geometrical product specifications (GPS)—Surface texture: Profile method—Terms, definitions and surface texture parameters (ISO 4287:1997). CEN/CENELEC, Bruselas.
- [67] ISO, E. 25178-2 (2012). Geometrical product specifications (GPS)-surface texture: areal—part 2: terms, definitions and surface texture parameters (ISO 25178-2:2012). International Organization for Standardization.
- [68] Gadelmawla, E. S., Koura, M. M., Maksoud, T. M., Elewa, I. M., Soliman, H. H. (2002). Roughness parameters. *Journal of materials processing Technology*, 123(1): 133-145. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)00060-2](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00060-2).
- [69] Zarudi, I., Zhang, L. C. (2002). Modelling the structure changes in quenchable steel subjected to grinding. *Journal of Material Science* 37:4333-4341. <https://doi.org/10.1023/A:1020652519141>.
- [70] Totten, G., Howes, M., Inoue, T. (2002). *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*, first edition. ASM International.
- [71] James, M. R., Lu, J. (1996). Chapter 1 Introduction. In: *Handbook of Measurement of Residual Stresses*. Society for Experimental Mechanics. The Fairmont Press Inc, Georgia, USA.
- [72] Masoudi, S., Amini, S., Saeidi, E., Eslami-Chalander, H. (2014). Effect of machining-induced residual stress on the distortion of thin-walled parts. *Int J Adv Manuf Technol* 76:597-608. <http://doi.org/10.1007/s00170-014-6281-x>.
- [73] Bhadeshia, H. K. D. H., Honeycombe, R. (2006). The strengthening of iron and its alloys. In: *Steels, microstructure and properties*, third ed. Butterworth-Heinemann by Elsevier, Oxford, pp 17-38.
- [74] Smallman, R. E., Ngan. A. HW. (2014). *Modern Physical Metallurgy*, eight edition. Butterworth-Heinemann by Elsevier, Oxford.
- [75] Agarwal, S. (2016). Optimizing machining parameters to combine high productivity with high surface integrity in grinding silicon carbide ceramics. *Ceramics International*, 42(5): 244-6262. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.01.008>.
- [76] Liu, Z., Deng, S. Y., Wan, L. (2017). Effects of grinding parameters on surface quality in silicon nitride grinding. *Ceramics International*, 43:1571–1577. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.10.135>.
- [77] Tao, Z., Yaoyao, S., Laakso, S., Jinming, Z. (2017). Investigation of the effect of grinding parameters on surface quality in grinding of TC4 titanium alloy. *Procedia Manufacturing*, 11:2131–2138. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2017.07.344>.
- [78] Zhou, N., Peng, R. L., Pettersson, R. (2016). Surface integrity of 2304 duplex stainless steel after different grinding operations. *Journal of Materials Processing Technology*, 229, 294-304. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.09.031>.
- [79] Sherje, N. P., Agrawal, S. A., Umbarkar, A. M., Kharche, P. P., Dhabliya, D. (2021). Machinability study and optimization of CNC drilling process parameters for HSLA steel with coated and uncoated drill bit. *Materials Today: Proceedings*. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.1070>.
- [80] Miao, Q., Ding, W., Kuang, W., Yang, C. (2020). Comparison on grindability and surface integrity in creep feed grinding of GH4169, K403, DZ408 and DD6 nickel-based superalloys. *Journal of Manufacturing Processes*, 49:175–186. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.11.027>.

- [81] Sosa, A. D., Echeverría, M. D., Moncada, O. J., Sikora, J. A. (2006). Residual stresses, distortion and surface roughness produced by grinding thin wall ductile iron plates. *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 47:229-235. <http://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2006.04.004>.
- [82] de Martini Fernandes, L., Lopes, J. C., Volpato, R. S., Diniz, A. E., de Oliveira, R. F. M., de Aguiar, P. R., ... Bianchi, E. C. (2018). Comparative analysis of two CBN grinding wheels performance in nodular cast iron plunge grinding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 98(1):237-249. <http://doi.org/10.1007/s00170-018-2133-4>.
- [83] Da Silva, R. B., Lima, M. L. S., Pereira, M. F., Abrão, B. S., Da Silva, L. R. R., Bianchi, E. C., Machado, A. R. (2018). A surface and sub-surface quality evaluation of three cast iron grades after grinding under various cutting conditions. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 99(5):1839-1852. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2628-z>.
- [84] Benini, L., Weingaertner, W. L., Uhlmann, E. (2015). Grinding of Austempered Ductile Iron Grade 3 as Function of the Microcrystalline Al_2O_3 Grinding Wheels Composition. *Advanced Materials Research* 1105:164-171. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.1105.164>.
- [85] Sosa, A. D., Echeverría, M. D. (2015). Surface Alterations Produced in Grinding of Austempered Ductile Iron. *Procedia Materials Science* 8:155-161. <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.04.059>.
- [86] Ghoroghi, M., Varahram, N. (2019). Effect of austempering parameters on microstructure and mechanical properties of heavy section Machinable Austempered Ductile Cast Iron (MADI). *Materials Research Express*, 6(6):066522.
- [87] Ballou, J. R., Joshi, S. S., DeVor, R. E., Kapoor, S. G. (2007). Burr formation in drilling intersecting holes with Machinable Austempered Ductile Iron (MADI™). *Journal of manufacturing processes*, 9(1):35-46. [https://doi.org/10.1016/S1526-6125\(07\)70106-8](https://doi.org/10.1016/S1526-6125(07)70106-8).
- [88] Heinzl, C., Bleil, N. (2007). The use of the size effect in grinding for work-hardening. *CIRP annals*, 56(1):327-330. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2007.05.075>.
- [89] Rowe, W.B., Chen, X. (1997). Characterization of the size effect in grinding and the sliced bread analogy. *International Journal of Production Research*, 35(3):887-899. <https://doi.org/10.1080/002075497195768>.
- [90] Kistler Group. (2021). For General Use or 'Made-to-Measure': Optimal Solutions with the Kistler Component Finder. <https://www.kistler.com/en/products/components/>. Último acceso febrero 2023.
- [91] Chaudhari, A., Awale, A.S., Chakrabarti, A.K. (2019). Surface integrity characterization of austenitic, martensitic and ferritic stainless steel under different grinding processes. *Materials Research Express*, 6:1165c9. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab4f22>.
- [92] Hauk, V. (1997). *Structural and residual stress analysis by nondestructive methods: Evaluation-Application-Assessment*. Elsevier Science B.V.
- [93] Prevey, P. S. (1986). X-ray diffraction residual stress techniques. *ASM International, ASM Handbook.*, 10:380-392.
- [94] Furno, M. E., Sosa, A. D. (2020). Surface integrity analysis of grinding on ductile iron. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 110(7):2067-2078. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-07851-4>.
- [95] Puerto, P., Fernández, R., Madariaga, J., Arana, J., Gallego, I. (2013). Evolution of surface roughness in grinding and its relationship with the dressing parameters and the radial wear. *Procedia Engineering* 63:174-182. <http://doi.org/10.1016/j.proeng.2013.08.181>.
- [96] Furnémont, Q., Kempf, M., Jacques, P.J., Göken, M., Delannay, F. (2002). On the measurement of the nanohardness of the constitutive phases of TRIP-assisted multiphase steels. *Materials Science and Engineering A* 328:26-32. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01689-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01689-6).
- [97] Meneghetti, G., Ricotta, M., Masaggia, S., Atzori, B. (2013). Comparison of the low-cycle and medium-cycle fatigue behaviour of ferritic, pearlitic, isothermed and austempered ductile irons. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 36:913-929. <http://doi.org/10.1111/ffe.12041>.

- [98] Kilicli, V., Erdogan, M. (2007). Effect of ausferrite volume fraction and morphology on tensile properties of partially austenitised and austempered ductile irons with dual matrix structures. *International Journal of Cast Metals Research* 20:202-214. <http://doi.org/10.1179/136404607X256051>.
- [99] Weinberger, C.R., Boyce, B.L., Battaile, C.C. (2013). Slip planes in bcc transition metals. *International Materials Reviews* 58:296-314. <https://doi.org/10.1179/1743280412Y.0000000015>.
- [100] Krzyńska, K., Kaczorowski, M. (2007). The mystery of ADI. *Archives of foundry engineering* 7:111-114.
- [101] Lindgren, M., Lepisto, T. (2001). Effect of prestraining on Barkhausen noise vs. stress relation. *NDT&E International* 34:337-344. [https://doi.org/10.1016/S0963-8695\(00\)00073-6](https://doi.org/10.1016/S0963-8695(00)00073-6).
- [102] Tricard, M. (1996). Residual effects of finishing methods in: *ASM Handbook Volume 5: Surface Engineering*, second printing. ASM International. Norton Company. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v05.9781627081702>.
- [103] Chen, X., Rowe, W.B., McCormack, D.F. (2000). Analysis of the transitional temperature for tensile residual stress in grinding. *Journal of Materials Processing Technology* 107:216-221. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(00\)00692-0](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00692-0).
- [104] Sosa, A.D., Echeverría, M.D., Moncada, O.J., Míngolo, N., Sikora, J.A. (2009). Influence of nodule count on residual stresses and distortion in thin wall ductile iron plates of different matrices. *Journal of Materials Processing Technology* 209:5545–5551. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.05.010>.
- [105] Malkin, S., Guo, C. (2008). *Theory and applications of machining with abrasives*. Grinding Technology. Second Edition. Industrial Press Inc.
- [104] Bayati, H., Elliott, R. (1999). Influence of matrix structure on physical properties of an alloyed ductile cast iron. *Materials science and technology*, 15(3):265-277. <https://doi.org/10.1179/026708399101505833>.
- [105] Liu, C., Du, Y., Ying, T., Zhang, L., Zhang, X., Wang, X., ... Jiang, B. (2022). Effects of graphite nodule count on mechanical properties and thermal conductivity of ductile iron. *Materials Today Communications*, 31:103522. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.103522>.
- [106] Furno, M. E., Sosa, A. D. (2021). Effect of grinding parameters and microstructural features on surface integrity of ADI ground components. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 117(9): 2959-2971. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-07851-4>.
- [107] Sorelmetal. (1990). *Ductile Iron Data for Design Engineers*. Rio Tinto Iron & Titanium INC. Montreal Quebec, Canada.
- [108] Matsushita, T., Saro, A. G., Elmquist, L., Jarfors, A. E. (2018). On the thermal conductivity of CGI and SGI cast irons. *International Journal of Cast Metals Research*, 31(3):135-143. <http://dx.doi.org/10.1080/1360461.2017.41379263>.
- [109] Helsing, J., Grimvall, G. (1991). Thermal conductivity of cast iron: Models and analysis of experiments. *Journal of applied physics*, 70(3):1198-1206. <https://doi.org/10.1063/1.349573>.
- [110] Agarwal, S., Rao, P. V. (2010). Modeling and prediction of surface roughness in ceramic grinding. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 50(12):1065-1076. <https://doi.org/10.1016/j.ijmactools.2010.08.009>.
- [111] Yao, C. F., Jin, Q. C., Huang, X. C., Wu, D. X., Ren, J. X., Zhang, D. H. (2013). Research on surface integrity of grinding Inconel718. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 65(5):1019-1030. <https://doi.org/10.1007/s00170-012-4236-7>.
- [112] Clearfield, A., Reibenspies, J. H., Bhuvanesh, N. (2008). *Principles and applications of powder diffraction*. John Wiley and Sons, Ltd..
- [113] Malkin, S., Guo, C. (2007). Thermal analysis of grinding. *CIRP Annals* 56(2):760–782. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2007.10.005>.
- [114] Hamdi, H., Zahouani, H., Bergheau, J.M. (2004). Residual stresses computation in a grinding process. *Journal of Material Processing Technology* 147:277–285. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(03\)00578-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(03)00578-8).
- [115] ManojKumar, K., Ghosh, A. (2016). Assessment of cooling-lubrication and wettability characteristics of nano-engineered sunflower oil as cutting fluid and its impact on SQCL grinding performance. *Journal of Materials Processing Technology*, 237:55-64. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.05.030>.

- [116] Härth, M., Schubert, D. W. (2012). Simple approach for spreading dynamics of polymeric fluids. *Macromolecular Chemistry and Physics*, 213(6):654-665. <https://doi.org/10.1002/macp.201100631>.
- [117] Brinksmeier, E., Heinzl, C. and Wittmann, M. (1996). Friction, cooling and lubrication in grinding. *CIRP Annals*. 48(2):581-598. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)63236-3](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)63236-3).
- [118] Tawakoli, T., Hadad, M., Sadeghi, M. H., Daneshi, A., Sadeghi, B. (2011). Minimum quantity lubrication in grinding: effects of abrasive and coolant-lubricant types. *Journal of Cleaner Production*, 19(17-18):2088-2099. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2011.06.020>.
- [119] Silva, L. R., Corrêa, E. C., Brandao, J. R., de Avila, R. F. (2013). Environmentally friendly manufacturing: Behavior analysis of minimum quantity of lubricant-MQL in grinding process. *Journal of Cleaner Production*, 256:103287. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2013.01.033>.
- [120] Colombo, D. A., Dommarco, R. C., Basso, A. D. (2019). Rolling contact fatigue behavior of dual-phase austempered ductile iron. *Wear*, 418, 208-214. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.11.009>.
- [121] Ezeta. (2016). Catálogo 2016/2017. <https://www.ezeta.com/informacion-tecnica/>. Último acceso febrero 2023.
- [122] Ezeta. (2016). Info técnica: Afilado de mechas. <https://www.ezeta.com/informacion-tecnica/>. Último acceso febrero 2023.
- [123] Varghese, A., Kulkarni, V., Joshi, S. S. (2022). Modeling cutting edge degradation by chipping in micro-milling. *Wear*, 488, 204141. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204141>.
- [124] Kasim, M. S., Haron, C. C., Ghani, J. A., Sulaiman, M. A., Yazid, M. Z. A. (2013). Wear mechanism and notch wear location prediction model in ball nose end milling of Inconel 718. *Wear*, 302(1-2):1171-1179. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.12.040>.
- [125] Wang, K. S., Lin, W. S., Hsu, F. S. (2001). A new approach for determining the reliability of a cutting tool. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 17(10):705-709. <https://doi.org/10.1007/s001700170114>.
- [126] Salonitis, K., Kolios, A. (2014). Reliability assessment of cutting tool life based on surrogate approximation methods. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 71(5):1197-1208. <https://doi.org/10.1007/s00170-013-5560-2>.
- [127] Gaddafee, M., Chinchankar, S. (2020). An Experimental Investigation of Cutting Tool Reliability and its Prediction Using Weibull and Gamma Models: A Comparative Assessment. *Materials Today: Proceedings*, 24:1478-1487. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.04.467>.
- [128] Standard, I. S. O. 8688-2 (1989). International Standard For Tool Life Testing In End Milling. International Organization for Standardization. Suiza.
- [129] Standard, I. S. O. 3685 (1993). Tool-life testing with single-point turning tools. International Organization for Standardization. Suiza.
- [130] Sandvik Coromant. (2019). Manual de torneado. <https://www.sandvik.coromant.com/es-es/downloads>. Último acceso febrero 2023.

Separatas



Surface integrity analysis of grinding on ductile iron

María Emilia Furno¹ · Amadeo Daniel Sosa¹

Received: 23 April 2020 / Accepted: 3 August 2020 / Published online: 1 September 2020
© Springer-Verlag London Ltd., part of Springer Nature 2020

Abstract

Ductile iron (DI) is a widely used material and one of the most largely casts produced. Advances in the understanding of the characteristics and behavior of this material have led to the development of parts with dimensions and shapes close to the final ones, and components with different thickness sections, including thin wall. When certain tolerances of shape and dimension have to be met, an appropriate machining process such as grinding must be chosen. This type of process produces high local efforts and hence a great amount of heat in the contact zone. Nowadays, there is scarce information on the effects of grinding on the surface integrity of DI. A comparative study of the surface finish and surface integrity of DI with different microstructures and nodule counts (NC) under grinding conditions was performed. All ground surfaces exhibited a good finish, and their surface roughness was within the expected range for grinding operations. Microstructure alterations as well as strains were studied and related to hardness alterations. The role played by mechanical and thermal effects on residual stress profiles was analyzed. A clear relationship between distortion and residual stress formation during the grinding process was established.

Keywords Surface roughness · Residual stress · Hardness alterations · Distortion · Plastic strain · Microstructure

1 Introduction

Cast components claim a major share in the manufacturing industry. To set an example, this type of components accounts for one-sixth of the total weight of an internal combustion engine car [1]. Within the car industry, cast irons are the most largely produced, gray and ductile iron ranking at the top (in terms of metric tons) [2]. This is explained by the fact that ductile iron (DI) is widely used in pipes, car components, agricultural machines, diesel engines, heavy vehicles, and oil well pumps. Besides, one of the highest rates of growth of this cast is forecast to take place in the coming decade, along with investment cast steel and aluminum [3].

DI is a ternary Fe-C-Si alloy, in which almost the largest portion of the carbon is dispersed on a metal matrix in the form of graphite nodules. Even though this material has long

been developed, it has evolved significantly over the last decades.

David et al. [4] observed that the size, shape, and quantity of graphite nodules are defined by the chemical composition and cooling rate. They found that nodule count (NC) increases with cooling rate and the amount of inoculants. Since heat treatment produces solid-state transformations which may or may not be governed by diffusion processes, Massone et al. [5] determined that it is favored when NC is increased because the distance between graphites is shortened.

Fras et al. [6] studied the transformation kinetics of DI and found that when thickness is reduced, cooling rate increases, thereby maximizing the nucleation processes and shortening heat treatment times. These concepts led Gorny et al. [7] to conclude that, in this case, the microstructure is refined.

Defining the chemical composition and heat treatments can be two different ways of obtaining certain combinations of mechanical properties, such as yield strength, tensile strength, impact toughness, and elongation, to name a few. Basso et al. [8] showed that alloy composition is strongly dependent on the characteristics of the solid-state transformation, affecting the amount as well as the morphology of the final phases. Basso et al. [9] developed

✉ María Emilia Furno
mefurno@fi.mdp.edu.ar

¹ División Metalurgia – INTEMA – CONICET, Engineering School Universidad Nacional de Mar del Plata, Juan B. Justo 4302, B7608FDQ, Mar del Plata, Buenos Aires, Argentina

a different variant of DI using controlled amounts of Si (2.4 to 4.2%). The results have shown that when the percentage of silicon increases, the amount of ferrite in the as-cast structure increases too. Besides, the time needed for the phases to reach the thermodynamic equilibrium in the intercritical temperature interval is reduced. The other way was investigated by Zhang et al. [10]. They reported that by using different austenitizing or austempering temperatures and holding times, different morphologies and amounts of ferrite and ausferrite phases can be obtained.

The technological interest awoken by DI and its evolution stems from certain advantages over other materials, summarized as follows by Nofal [11]: DI is more cost-effective than cast steels; it can be recycled, has an enhanced wear resistance/toughness combination, consumes less energy during its processing; and its strength/weight ratio competes with that of other alloys that are considered lightweight. Advances in the understanding of the characteristics and behavior of this material have allowed to continue improving in other aspects, such as components design and manufacturing. As a consequence, parts with dimensions and shapes close to the final ones, and components with different thicknesses sections have emerged, including thin wall. In most of these cases, mechanical properties and dimensions must be in line with the stresses applied to the part. Nevertheless, it may also be necessary to achieve tighter tolerances of shape and dimension. In such case, an abrasive machining process, such as grinding, should be selected, in which case the tool consists of hard abrasive particles fixed with a binder. Grinding is usually used after heat treatments, when the part has greater strength and hardness, being a typical finishing operation. Shaw [12] explained that in fine grinding, the effective rake angle is highly negative, and therefore, material removal is more accurately described as extrusion. Zarudi and Zhang [13] investigated the consequences of microstructural changes when grinding is applied to quenchable steel samples. Since the material is subjected to a highly specific contact force, a strain distribution below surface is introduced and the grinding wheel is resharpened. Under these conditions, great friction efforts occur between the tool and the chip, as well as between the tool and the workpiece. This leads to significant heat generation, and so to the appearance of temperature gradients in the workpiece. Depending on the relative weight between strain and temperature, microstructural alterations may appear on the workpiece. These can be evidenced as phase transformation, hardness changes, and introduction of residual stresses, affecting surface integrity. The latter is defined, in several handbooks, as any possible alteration in the surface and subsurface layers during manufacture that could affect the part performance.

Bhadeshia and Honeycombe [14] explained that hardness alterations of iron alloys may be produced by several mechanisms, the most important of which are as follows: solid solution strengthening by interstitial atoms, work hardening, solid refinement of grain size, solution strengthening by substitutional atoms, and dispersion strengthening. Smallman and Ngan [15] also described phase transformation hardening as a hardening process, which could be present on metallic alloys under mechanical efforts and temperature changes.

Along these lines, Totten et al. [16] described three types of residual stress distributions during machining (Fig. 1). Type I is typically present when abusive machining conditions are applied. High temperature is the main cause of tensile stresses arising on the surface and subsurface layers, often being the worst-case scenario for stress distribution. A type III curve provides evidence that even when enough heat is generated to produce a tensile peak, sufficient plastic deformation has occurred inducing compressive stresses on the surface. When gentle machining is applied, the type II curve appears as the ideal distribution, since the mechanical effect (surface plastic deformation and so compressive stresses) takes great significance. Crack formation and propagation could be prevented by obtaining compressive stresses on the surface.

James and Lu [17] postulated that residual stresses are self-equilibrating, i.e., the force and the resultant moment that they produce must be null. Oftentimes, workpieces keep residual stresses from previous production stages, and during machining, there are two overlapped effects producing an imbalance of internal stresses and moments: layers of material are removed and new residual stresses are introduced by the machining itself. Masoudi et al. [18] asserted that these effects result in deformation and distortion so that stresses are balanced again. This effect becomes relevant if there are thin sections involved.

Few works deal with DI surface integrity obtained during grinding. Sosa et al. [19] worked on thin wall ferritic DI samples with different NC grounded under several grinding conditions. This analysis was based on the measurements of residual stresses, surface roughness, and shape distortion.

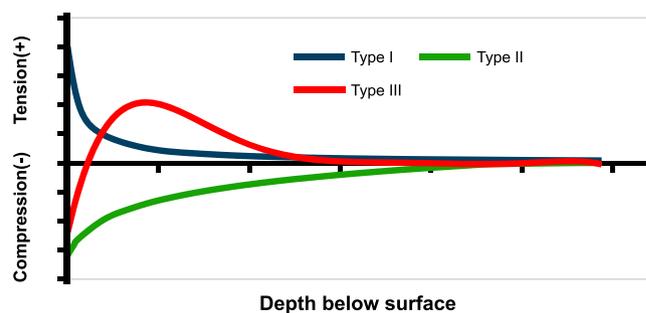


Fig. 1 Typical grinding residual stresses profiles

The results indicated that both NC and cutting conditions influence surface finish and surface integrity.

Another work by Sosa and Echeverría [20] analyzed the effects of grinding on power consumption, surface characteristics, roughness, and distortion on different grades of austempered ductile iron (ADI) plates. They concluded that excellent surface finish and low residual stresses and distortions can be achieved using moderate power consumption.

Benini et al. [21] conducted a study on the influence of the variation of the proportions of white fused and microcrystalline Al_2O_3 in grinding wheels on the grinding forces and surface roughness of ADI. The results indicate a correlation between the abrasive percentage of microcrystalline Al_2O_3 and the grinding forces. The tendency is that lower forces are demanded for wheels with higher abrasive percentages. As regards surface parameters, the roughness values decreased when grinding wheels with lower percentages were used.

Da Silva et al. [22] carried out an experimental study of surface grinding of three grades of cast iron using two different SiC grinding wheels, under various cutting conditions. The ranking order of grindability of these three cast iron grades, based on the measurements of roughness, surface texture, and microhardness, turned out to be gray cast iron, compacted graphite iron, and nodular cast iron.

De Martini Fernandes et al. [23] analyzed the grinding process of a pearlitic-ferritic DI employing two types of vitrified bonded CBN grinding wheels with different friability of the abrasive grains. The performance of the grinding wheels was analyzed obtaining values for surface roughness, diametric wear of the grinding wheel, average power, microstructure of the ground surfaces, and microhardness alterations from the ground surface to the center of the workpiece.

This work presents a comparative study of surface integrity on DI with different microstructures subjected to a grinding process under pre-established cutting conditions.

Based on the machine capacities and Machining Data Center [24] recommendations, only one set of cutting conditions (applicable to all microstructures) was chosen to analyze its capacity to be ground.

2 Experimental methodology

2.1 Materials

The ductile iron (DI) utilized in this research was molten in an induction furnace with a capacity of 55 kg of material. The melt underwent conventional practices of nodularizing and inoculation. Nodularizing was carried out by applying the sandwich method in one ladle using FeSiMg, while

inoculation was carried out in another ladle using FeSi in the stream. Several 4-mm-thick plates and 12.7-mm “Y” blocks (ASTM A395) were cast in sand molds to obtain samples with diverse nodule counts (NC), according to the methodology described by David et al. [4] and Massone et al. [5].

The chemical composition (wt%) of the ductile iron was established by using spark optical emission spectrometry: C = 3.4, Si = 3.08, Cu = 0.63, Ni = 0.5, Mg = 0.044, P = 0.03, and Fe = balance. The carbon equivalent turned out to be slightly hypereutectic (CE = 4.43).

NC were obtained with digital image analysis using the Image-Pro Plus software on ten different zones of the material, and taking into account that the lowest limit to consider a graphite particle as nodule is 5 μm . The resulting NC were as follows: 250 and 1200 nod/ mm^2 for the plates and “Y” blocks, respectively. NC dispersion was less than 5% and nodularity higher than 90%. Henceforth, these values will be referred to as low nodule count (LNC) and high nodule count (HNC).

As-cast (AC) samples (with a higher amount of ferrite in LNC samples than in HNC samples) under different heat treatments were prepared in order to compare several microstructures. These microstructures consisted of one ferritic (F) and two different ausferritic microstructures (austempered at 280 °C, ADI 280, and at 360 °C, ADI 360). The austenitizing stage was performed at 910 °C in an electric furnace with a protective atmosphere. The cooling media used in the austempering treatment was a salt bath. The heat treatments used and the resulting microstructures, along with their hardness and physical properties [25], are summarized in Table 1. Figure 2 exemplifies the optical micrographs of the as-cast microstructure and the ones obtained by heat treatment.

2.2 Samples

Prismatic samples of 100 × 12 × 2 mm with holes in the ends for fixing in preparation stages were employed. Low-energy machining processes were used so as to avoid thermal and mechanical alterations on the microstructure. In the present work, 48 samples were prepared (12 samples per microstructure). After heat treatment, surfaces were cleaned by manual polishing up to 400 grit with SiC paper to attain both surface quality and uniform thickness.

2.3 Grinding tests

Straight surface grinding tests were performed on a peripheral surface grinder with a reciprocating table and horizontal spindle. The following semi-roughing cutting conditions were employed: depth of cut per pass $a_p = 0.03$ mm, workspeed table $V_w = 21$ m/min and wheelspeed $V_s = 22$

Table 1 Heat treatment, metallic matrices, Brinell hardness, and physical properties for each microstructure

Heat Treatment	Microstructure	Hardness (HB)		Density (kg/m ³)	Thermal expansion (10 ⁻⁶ /°C)	Specific heat (J/(kg °C))	Thermal conductivity (W/(°C m))	
		LNC	HNC					
As-cast (without heat treatment)	75-80% pearlite + 25-20% ferrite	243	255	7100	12.2	461	29	
Austenitized 910 °C (1 h)	Slow cooling	> 95% ferrite	117	184	7100	11.75	461	36
	Austempering at 360 °C (45 min)	Coarse ausferrite	325	331	7080	14.6	461	21.8
	Austempering at 280 °C (45 min)	Thin ausferrite	444	461	7060	13.5	461	20.9

m/s. Strokes along longitudinal direction were carried out with a type 1 wheel, with dimensions of 284 mm diameter and 19 mm width, labeled as SG36JVH. Abrasive grains (grit size 36) were composed of microparticles of sintered aluminum oxide. The wheel was dressed and trued with a single-point diamond before starting each assay. Samples were fixed on the reciprocating table using a permanent magnetic chuck and no fluid cutting was employed.

2.4 Characterization

Microstructures were analyzed by optical microscopy and SEM on a transversal cut (parallel to grinding direction), after polishing and etching with nital (2 %).

Ten roughness profiles were assessed per sample with a contact profilometer, using cutoff and evaluation lengths of 0.8 mm and 4 mm, respectively. Arithmetic mean roughness (Ra) and total height of the roughness profile (Rt) were calculated. The mean value is reported.

Residual stress (RS) measurements on the longitudinal direction were carried out using an X-ray diffractometer and the $\sin^2\psi$ technique for biaxial stresses. Sosa et al. [19] found that longitudinal direction was the most significant one. CrK α radiation and Fe α (211) reflection were chosen for a 2θ measuring range of 140–170°. The counting step

and time in 2θ were 0.2° and 1 s. Tilt angles were $\psi = 0^\circ, 10^\circ, 20^\circ, 25^\circ,$ and 30° . In order to obtain the RS profile below the surface, successive layer removal was performed in three different areas of the surface by electropolishing (Fig. 3), so that the original state of RS was barely modified. Phosphoric acid solution (H₃PO₄ 3%) was employed as electrolyte, while the current density used was in the range of 0.1–0.6 A/cm². Full width at half maximum (FWHM) was determined for each depth for all samples.

The effective RS profiles, i.e., those resulting after machining, were calculated after overlapping the RS profile obtained from the measurement with the stress profile obtained from the restitution produced after unclamping. The restitution stress profile was determined by the shape distortion and evaluation length. Deformation and maximum stress, on the elastic field, for the measured distortion were calculated using Hooke's law.

Shape distortion was measured with a coordinate measuring machine. Each sample was assigned a rectangular 20-point grid, so as to consider the whole ground surface (over an 80-mm length). Then, an amplified three-dimensional graph was obtained to determine the distortion orientation and its shape. Maximum deviation (deflection) with respect to the ideal plane nearest the ground surface in perpendicular direction was reported. When the curvature

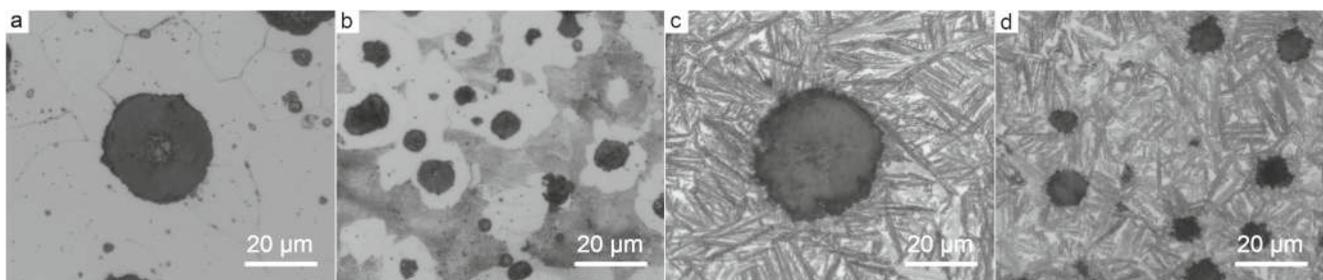


Fig. 2 a F LNC, b AC HNC, c ADI 280 LNC, and d ADI 360 HNC. Nital 2% etched

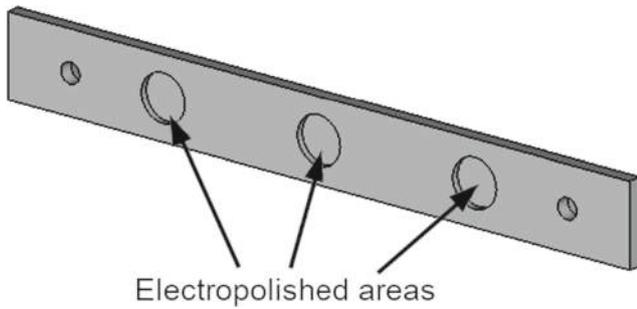


Fig. 3 Test sample scheme

was convex, the distortion sign assigned was negative. Conversely, when the curvature was concave, the sign was positive.

Nanohardness profiles on cross section were carried out using a triboindenter with a Berkovich nanoindenter and load control, being 3 mN the maximum load for the ferritic sample and 6.5 mN for the ADI samples. Indentations were performed every 5 μm from ground surface until a depth of 100 μm.

3 Results and discussion

In all cases, ground surfaces exhibited a good finish, and no macroscopic defects such as burning or pronounced scratches were observed. From a microscopic perspective, ground surfaces were in accordance with typical surfaces of ground metallic materials. Figure 4 displays a SEM image that is representative of all the ground surfaces. As it can be seen, there is no presence of microcracks, redeposited material, or plastically deformed debris. Traces of graphite nodules can be observed, represented as holes where they used to be placed before machining.

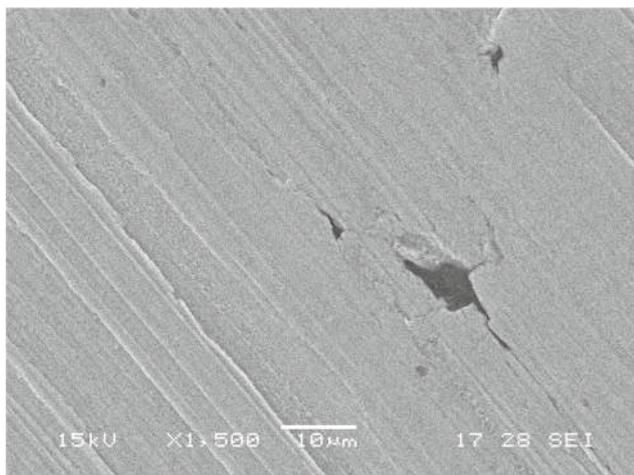


Fig. 4 ADI 280 LNC ground surface

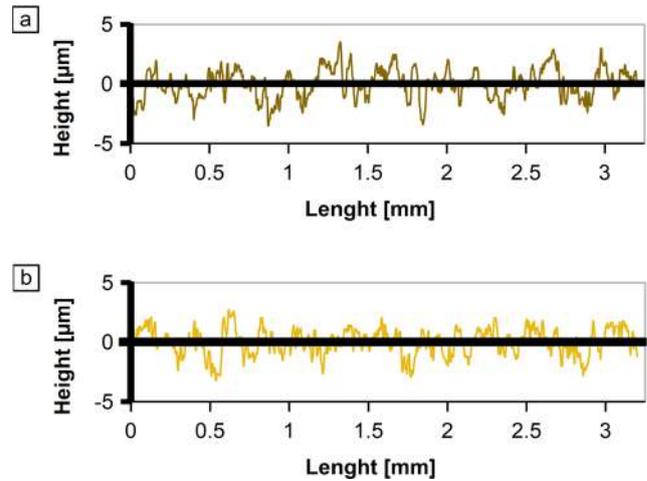


Fig. 5 Roughness profiles (roughness height) for a ADI 280 LNC and b ADI 280 HNC

The profiles of ADI 280 specimens are presented in Fig. 5 as the representative roughness of all samples. A random distribution of the peaks and valleys can be observed, due to the random distribution of the cutting edges of the tool on the tool surface. Both high and low nodule counts (NC) are compared: the valleys of LNC sample tend to be deeper and wider than those of HNC sample. This could be attributed to the size of the detached graphite nodules, which are larger than those of HNC, as a result of the higher cooling rate for thinner walls.

Figure 6 shows the mean Ra and Rt for each microstructure and each NC with maximum standard deviations of 0.025 μm and 0.7 μm, respectively. The values of Rt follow the same trend as those of Ra, as also determined by Sosa et al. [20]. Every Ra value was within 0.45–0.9 μm, which corresponds to the lowest ones in the range of expected values for grinding operations (0.1–1.6 μm). Therefore, it can be assumed that the grinding conditions applied to all samples allowed tool reshaping.

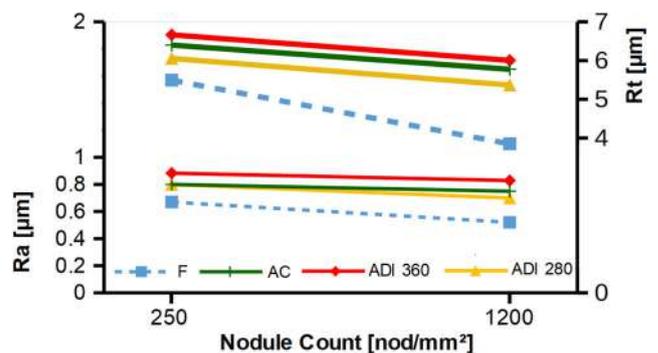
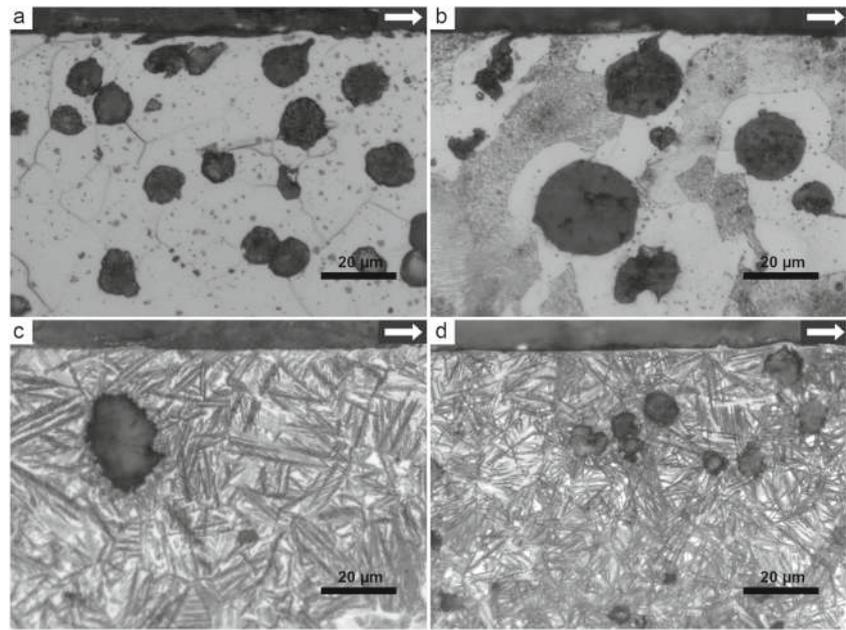


Fig. 6 Mean Ra and Rt values for all samples (ferritic, F; as-cast, AC; austempered at 360 °C, ADI 360; and austempered at 280 °C, ADI 280). Continuous line for high hardness and low ductility and dotted line for low hardness and high ductility

Fig. 7 Optical micrographies at 50X of transversal cuts of ground surfaces for **a** F, **b** AC LNC, **c** ADI 360 LNC, and **d** ADI 280 HNC. Arrows on pictures denote grinding direction. Nital 2% etched



Puerto et al. [26] postulated that because the new cutting edges result from the fracture mechanism and wear of the abrasive grains, the grinding capacity is not modified during the machining process. This process occurs without causing excessive wear on the tool.

As it can be seen in Fig. 6, Ra decreases as NC increments. According to Benini et al. [21], one of the main characteristics affecting surface roughness parameters is the nodular graphites near the ground surface. If these graphites are not homogeneously distributed and their size is not kept constant on the microstructure, higher roughness results are obtained. These features are characteristic of microstructures with high NC where, as already mentioned, there are more graphite nodules and so they are smaller. Besides, their nodularity is improved and their distribution is more homogeneous, as Borrajo et al. [27] reported. This could lead to a decrease in the Ra values since the valleys are smaller (Fig. 5).

The lowest Ra value obtained is for F samples, regardless of the NC. As it is highlighted in Fig. 6, the values may be polarized into two different groups: high hardness and low ductility samples and low hardness and high ductility samples. Regarding the latter, it is more likely to be affected by plastic deformation, leading to an increase in the contact area between the workpiece and the abrasive grains and, therefore, of the temperature reached. The grinding marks could shrink during the abrupt cooling process prompting a lower Ra, as proposed by Sosa et al. [19].

These deformations produced on the surface not only led to topography generation but could also be evidenced on the subsurface layers.

Different transversal cuts of ground surfaces are presented in Fig. 7. In no case are phase transformation or microstructure alterations evidenced, but strain. In F sample (Fig. 7a), the graphite nodules and grains closest to the surface are oriented in the grinding direction. That same direction is followed by the grain boundaries between the ferrite and pearlite of the AC sample, as it can be observed in Fig. 7b. In ADI 280 samples (Fig. 7c), the strained zone is not clearly visible. Ausferrite plates do not follow a preferential orientation nor present a curvature. Lastly, in the ADI 360 specimen optical micrograph (Fig. 7d), ausferrite plates display a slight orientation in the grinding direction, only in a superficial thin layer.

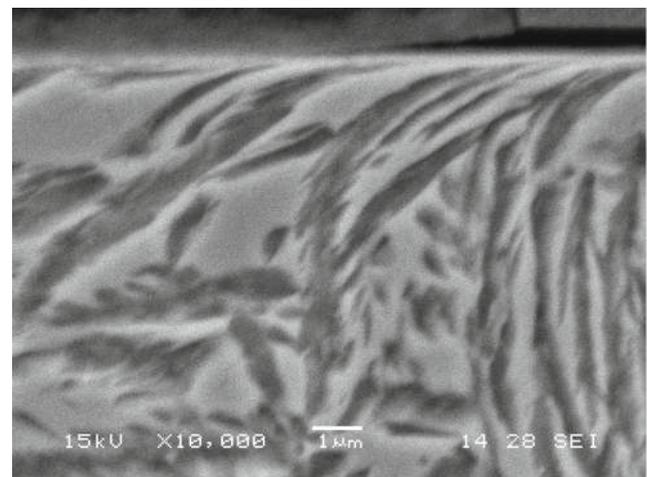


Fig. 8 Transverse cut of the surface layers after grinding for ADI 360 HNC. Nital 2% etched

When a SEM micrograph at higher magnification of the area near the ground surface is analyzed in Fig. 8, the strain previously mentioned becomes evident, its depth reaching a few microns.

In DI, the two most probable hardness alteration mechanisms to appear are phase transformation hardening and strain hardening. Even when phase transformation is not observed in the previous micrographs, there is plastic strain near the surface which may cause hardness alterations.

The nanohardness profiles on the cross section from ground surface to bulk are shown in Fig. 9. In F specimen, a hardness gradient appears from surface to bulk, with hardness decreasing inwards. It should be noticed that the zone in which alterations occur is about 30–500 μm . If this depth is compared with that until appreciable strain is reached on Fig. 7a, the latter is shorter. In turn, as regards the two ADI samples, there is no pronounced hardness gradient that allows to differentiate hardness bulk from surface hardness.

From this test, also martensitic transformation is not evidenced, since if this mechanism appeared, the difference between the surface hardness and the bulk hardness should be greater. For instance, Furnémont et al. [28] observed that in high silicon steel alloys, the nanohardness of the martensite phase is about 70% higher than that of the austenite phase and 350% higher than the ferritic phase.

The behavior against strain hardening can be evaluated from the strain hardening coefficient n value, since this parameter defines the strain hardening capacity of the material when it is plastically deformed. The n value for ferritic ductile irons is lower than that reported for ADI by Meneghetti et al. [29]. Nonetheless, as F samples are more sensitive to plastic strain, strain is expected to be greater as well as hardening.

Kilicli and Erdogan [30] studied the strain hardening behavior of different DI and noticed that it is strongly dependent on the variations produced by the volume fractions and morphologies of the different phases. The microstructure of F samples is known to have a small

amount of interstitial atoms and interfaces, since its matrix is essentially composed of ferrite grains. In turn, the metallic matrices of ADI 280 and ADI 360 specimens consist of more-or-less thin ausferrite plates. Besides, the crystal lattice for $\text{Fe}\alpha$ is body-centered cubic (BCC) and shows a large number of slip planes that are activated at high temperatures (typical of grinding machining), as Weinberger et al. [31] summarized. These microstructure features promote the collective motion and interaction of dislocations as a result of plastic strain. Bhadeshia and Honeycombe [14] explained that as strain increases, the difficulty of dislocation to move increases too, due to the higher number of dislocations.

The introduction of defects on the crystal lattice, such as dislocations, could introduce micro strains. Full width at half maximum (FWHM) is strongly dependent on the discontinuities on the crystal lattice and stress-strain accumulation in the material. A ferritic microstructure typically yields a low value for this parameter as a consequence of its low density of defects on the microstructure. This can be supported by the fact that the heat treatment to which it is submitted is at high temperature, diffusion takes place, and there is enough time for nucleation and growth to occur.

Instead when a microstructure with an intrinsically high density of defects is analyzed, this parameter tends to yield higher values, which is the case of ADI microstructure. Krzyńska et al. [32] concluded after TEM observations that the ADI matrix is highly defective since the ferrite plates show a high density of dislocations and dislocations loops.

AC specimens are somewhere in between these two extremes. A FWHM gradient could be related to an induced micro strain produced by machining. In Fig. 10, the FWHM profiles of all samples are presented. The maximum standard deviations are as follows: 0.1° , 0.4° , 0.3° , and 0.3° for F, AC, ADI 360, and ADI 280, respectively. These go deeper for F (30–45 μm) and AC (50 μm) samples, with no significant difference between nodule counts. In ADI 360 LNC specimen, the distorted layer is just about a few micrometers, while for the other three ADI samples the changes in FWHM values are almost negligible. Due to the high values before machining, it can be concluded that no alterations were detected in ADI samples. Lindgren and Trepistö [33] observed an increase of FWHM related to plastic strain, which was attributed, as in this case, to the larger number of dislocations producing local inhomogeneous micro strains. Such inhomogeneous micro strains act as the cause of micro stress appearance and these, in turn, of macro stresses.

Since FWHM values follow a certain trend, it could be assumed that residual stresses (RS) exhibit a similar behavior since the same process with the same characteristics has been applied to all samples.

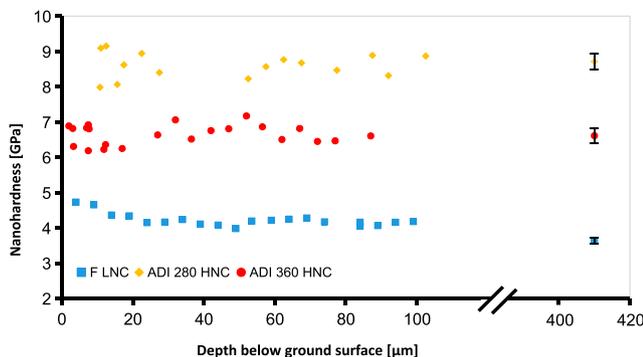


Fig. 9 Nanohardness profiles below surface and nanohardness bulk

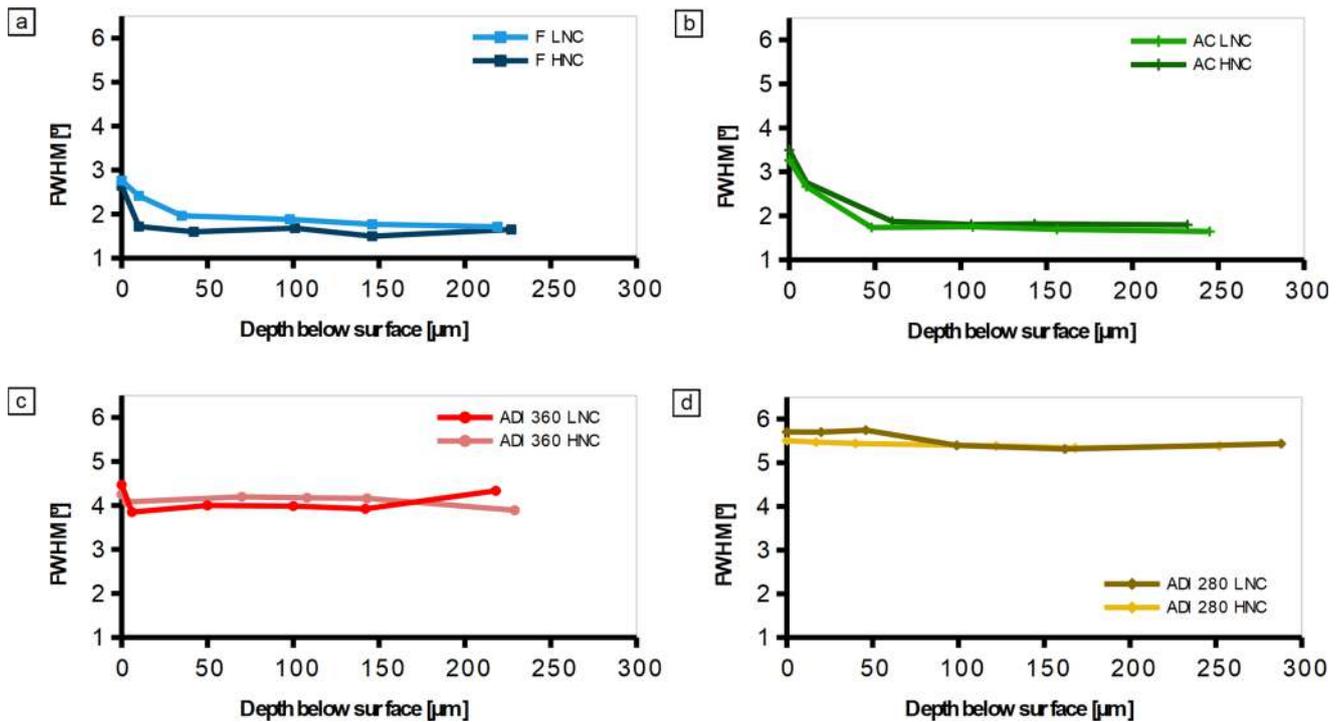


Fig. 10 FWHM profiles for a F, b AC, c ADI 360, and d ADI 280 samples

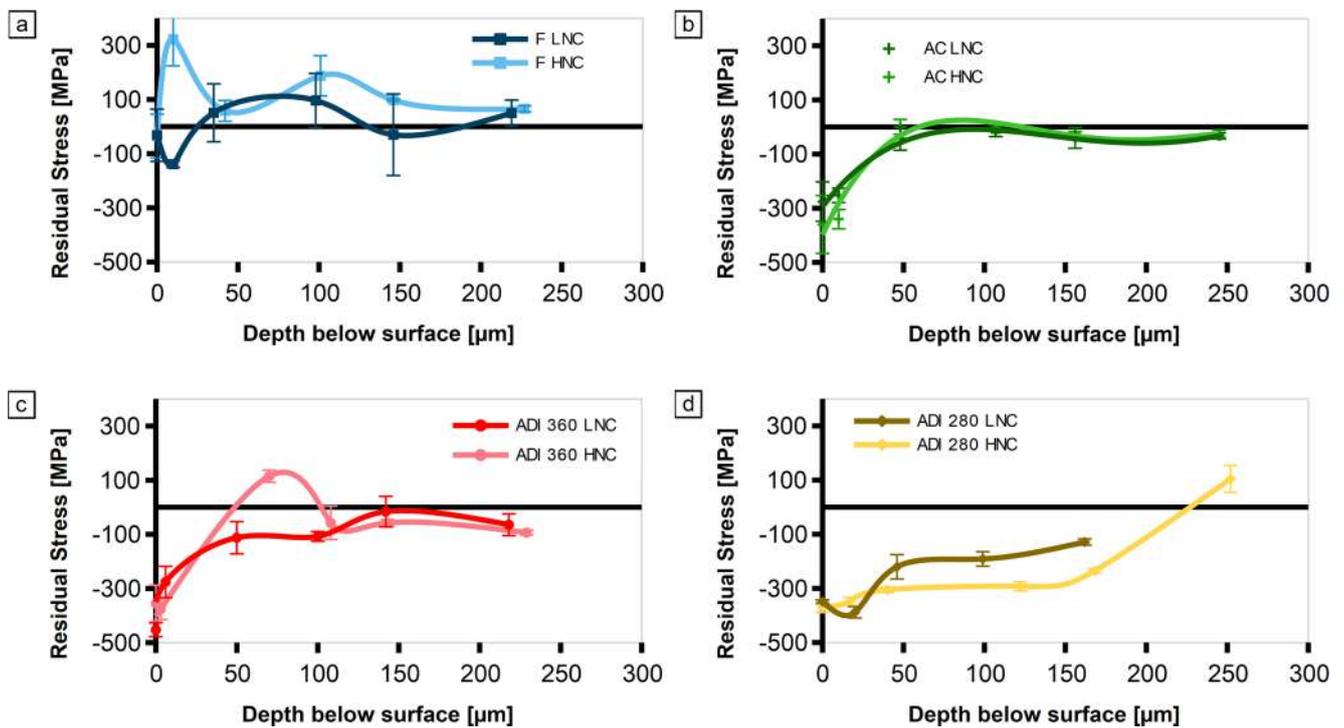


Fig. 11 Residual stresses profiles for a F, b AC, c ADI 360, and d ADI 280 samples

RS profiles below ground surfaces are shown in Fig. 11. On the surface, all the RS values turned out to be compressive. Nevertheless, these surface values are not always indicative of the residual stresses on the subsurface layers.

Even when, in general, the difference between profiles with different NC (for the same microstructure) is small, the microstructures are the ones that influence shape and RS profile values the most. These are presented in Fig. 11, with a maximum standard deviation of 150 MPa.

In the case of the RS profile of F specimens (Fig. 11a), they are mostly tensile and with a great dispersion of values. The positive sign of the RS profile could be associated with the high friction between the tool and the workpiece due to its low hardness and high ductility, compared with the rest of the samples. The chips of this type of materials are more likely to be trapped in the grinding wheel during the abrasive machining. Da Silva et al. [22] explained that this leads to the workpiece material stuck on the grinding wheel to slide against the ground surface increasing heat generation in the cutting zone.

It is worth noticing that in the tests performed for this work, the same grinding conditions were employed for four microstructures with different mechanical properties. Since the F samples are the ones with least resistance, it could be concluded that grinding conditions were abusive in these samples.

Analyzing the curves exposed in Fig. 11b, it can be seen that the maximum RS values for the AC samples are on the surface. The tendency of the curve is to decrease until a depth of 50 μm, where there are no significant magnitudes and they only remain as low compressive values. This shape profile is in line with type II from Fig. 1, so it could be assumed that mechanical effects prevail over thermal effects, and that grinding conditions were appropriate. Taking into account that this material does not distinguish itself for being the toughest or most resistant, its behavior against grinding is acceptable, at least in terms of RS generation.

For ADI 360 samples (Fig. 11c), these profiles show a similar trend to that of AC samples, though with more compressive values on the surface and significant values reaching a depth of 100 μm. A tensile peak occurs before the RS profile stabilize on HNC sample. This could be an indicator that a large amount of heat has been produced to generate maximum tensile residual stress. Yet, the plastic deformation was enough to allow the mechanical effect to prevail over the thermal, resulting in a compressive state on the surface.

Finally, the values of the ADI 280 specimens (Fig. 11d) on the surface are similar to those of ADI 360 samples, but a plateau is reached until 150 μm below surface. These RS profiles could be very suitable for applications where

cyclic loading or high loads are applied, since these stress states would hinder surface nucleation and propagation and subsurface cracks. The microstructure of ADI 280 samples yields not only the highest hardness and lowest toughness among all samples but also the most compressive RS profile. If the areas of RS profiles are estimated in the zone with significant magnitudes at similar depths, they can be used as proper indicators allowing to compare the stress state as well as the internal moment on the first subsurface layers.

In order to evaluate the behavior of these microstructures against grinding, these results should be compared with their physical and mechanical properties. Therefore, the RS areas were compared with hardness, thermal expansion coefficient, and Peclet number *L*. This last parameter was calculated using (1):

$$L = \frac{V_w \sqrt{a_p \phi} \rho_w c_w}{4k_w} \tag{1}$$

where *V_w* is the work speed, *φ* is the wheel diameter, *a_p* is the depth of cut, *ρ_w* is the material volumetric mass density, *k_w* is the material conductivity, and *c_w* is the specific heat capacity.

Figure 12 plots the samples hardness versus RS areas. Mechanical efforts are responsible for the mechanical effect in the generation of RS. They can also produce plastic deformation, thereby promoting the compressive RS component [34]. As hardness increases, the specific cutting force does too, and therefore the cutting force, since cutting conditions remain the same. In this case, due to a greater mechanical effect, compressive RS increases.

Thermal effect is a consequence of plastic deformation caused by thermal expansion and the temperature gradient below surface. These cause tensile RS, which depends on the physical properties of the material, such as thermal expansion or thermal conductivity coefficients, and also on the particular effects of this process, such as temperature gradients or the high maximum temperatures reached on the surface.

When Peclet number is used to study grinding, it indicates the speed of the heat source [35]. It should be

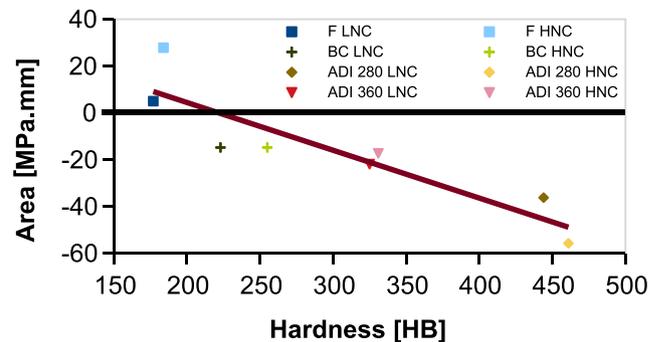


Fig. 12 Area of residual stress as a function of hardness

taken into account that this parameter does not represent the actual velocity of the heat source. The combination of the physical parameters of the workpiece material and the cutting conditions used will cause the material to behave as if the heat source is moving faster or slower along the surface. When the Peclet number increases, i.e., the heat source moves faster, a lower temperature is reached because the time during which the source and the workpiece are in contact is reduced. RS areas become compressive, as it can be seen in Fig. 13. With regard to the physical properties mentioned above, a higher Peclet number, in these cases, results from the lower thermal conductivity. This means that the material has less ability to transmit heat to the bulk. Thus, the most superficial layers remain at higher temperatures and magnify the temperature gradient between the bulk and the surface. This modification on the RS areas due to thermal effect is not illustrated in Fig. 13.

On the other hand, according to Chen et al. [36], the most relevant factor for the calculation of tensile RS is thermal expansion. [34] postulated that as the plastically deformed surface layer reduces temperature, its thermal contraction is constrained by the inner part, generating tensile RS on the surface. So it could be expected that as thermal expansion increases, tensile RS does too. Thermal expansion depends on both the temperature reached and the thermal expansion coefficient. If the latter is analyzed, by comparing the two extreme RS areas from Fig. 13 (F and ADI 280), the area turns out to be tensile for the lower thermal expansion coefficient, which means that there is no direct correlation between them.

The fact that the considered physical properties are not in line with the resulting RS profiles could be a hint that the heating source and the maximum surface temperature on F samples are much higher than those on ADI samples. This also supports the higher expansion and consequent contraction on F specimens that produce a lower Ra on these surfaces.

Depending on the resulting RS area on the ground side, an imbalance with the RS area could be produced on the other side of the sample. When the superficial

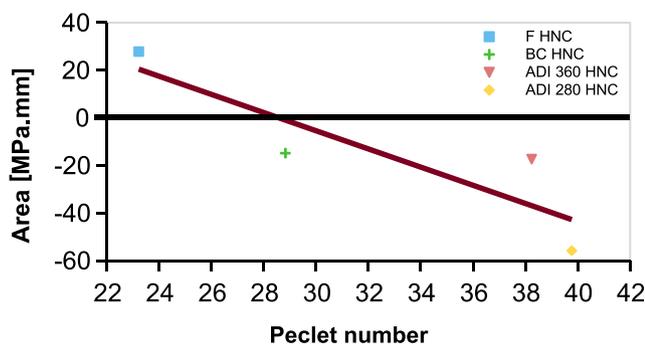


Fig. 13 Area of residual stress as a function of Peclet number

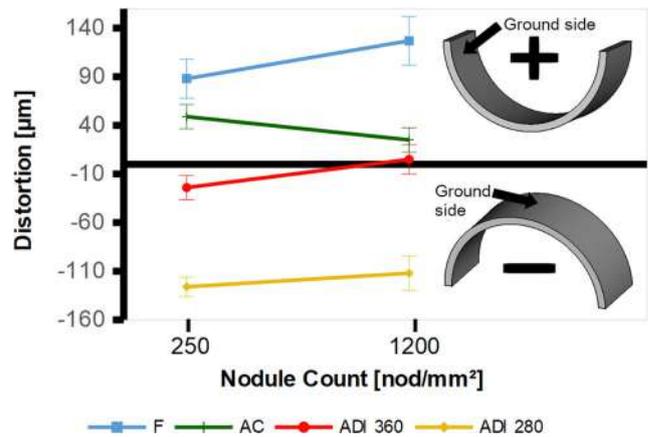


Fig. 14 Distortion of thin wall samples as a function of nodule count

layers are removed by grinding, RS is modified on that side according to the machining process and the cutting conditions employed, but on the other side, they remain intact. In such case, distortion takes place, which is especially noticeable in thin wall samples.

Assuming the existence of a relationship between the signs and the magnitudes of RS profile and distortion, two possible scenarios may arise. Firstly, a convex curvature could indicate that the RS area below the surface is mainly compressive and growing as convex distortion increases. Secondly, a concave curvature may appear as a result of a mainly tensile RS profile, which increases as the concave distortion does. This could be used as a tool to estimate the stress state of a workpiece only by knowing the shape of the RS profiles obtained in this research and through distortion measurement.

The measured distortions for the samples analyzed in this paper are presented in Fig. 14, being 30 µm the maximum standard deviation. The distortions of F and AC samples are concave, while those of ADI samples are, generally, convex.

On the one hand, regarding the concave distortions of F samples, when NC rises, so does distortion. The opposite is observed for AC samples. As it was highlighted in Table 1, the relative amount of phases between both AC

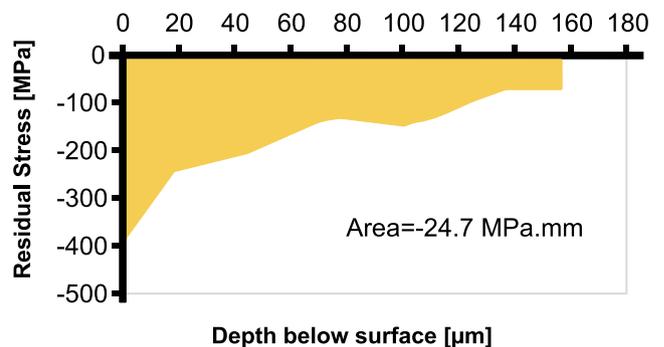


Fig. 15 Heat treatment residual stress profile for ADI 280 HNC

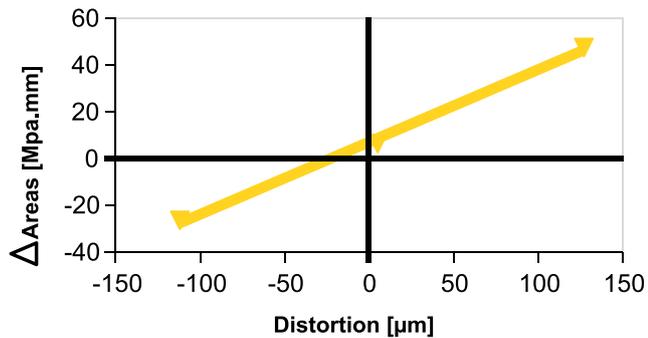


Fig. 16 Imbalance of RS (Δ areas) between the two sides of HNC samples

specimens differs. Unlike F samples, whose microstructures are completely ferritic, AC samples exhibit a lower amount of ferrite as NC increases. This could lead to a different behavior regarding grinding.

On the other hand, the distortions of ADI samples are convex, except for that of ADI 360 HNC samples which are slightly concave. For these materials, at higher NC, distortion turns out to be lower.

Sosa et al. [37] reported that the RS profiles resulting from the heat treatment on this type of samples display similar shapes. RS reaches its maximum compressive values on the surface, and then decreases towards the center of the sample. With respect to each sample side, with and without grinding machining, RS areas could be calculated in the zone of RS values of significant magnitude. A representative RS profile for the heat treatment of ADI 280 HNC, calculated in the same way as the ground surfaces, is plotted in Fig. 15 The RS areas for HNC samples after heat treatment were as follows: -24.2 , -23.9 , and -24.7 MPa mm, for F, ADI 360, and ADI 280, respectively.

Taking into account the RS fields for both sides of the samples, the relationship between the stress field in the first subsurface layers and distortion could be established. The internal moment could be calculated with the difference between the RS areas from the ground side and the other one. Thus, the RS imbalance (Δ areas) that has to be compensated by distortion is determined, as shown in Fig. 16 Finally, the previously established assumption is verified: when distortion is convex (negative) the Δ areas are also negative, while when distortion is concave (positive) the Δ areas are positive.

4 Conclusions

In the present work, a comparative study of surface integrity on ductile iron with different microstructures subjected to a grinding process was carried out. Their capacity to be ground was analyzed, and the following was concluded:

- Ground surfaces exhibit a good finish and macroscopical defects are not observed. All Ra values are within the expected range for grinding operations, and are the lowest for ferritic samples. Unfavorable changes on surface finish do not occur when nodule count changes.
- No phase transformation or microstructure alterations are evidenced, just strain. Ferritic samples display a larger strained zone, and are the only ones that exhibit strain hardening.
- Residual stress profiles of ferritic samples are mostly tensile and present a great value dispersion, showing evidence that grinding conditions are not the most suitable and that thermal effect prevails over mechanical effect. As regards the other samples, the residual stress profiles are mostly compressive as a result of a prevalent mechanical effect. The microstructure has more influence on the residual stress profile than the nodule count.
- It was possible to establish a clear relationship between residual stress profiles and distortion: when distortion is convex the residual stress profile is compressive, while when distortion is concave the residual stress profile is tensile.
- Ferritic and ADI 280 are the samples with the highest concave and convex distortions, respectively. Distortion increases with nodular count in concave distortions, but decreases in convex distortions.

Funding This study received funding from Universidad Nacional de Mar del Plata and CONICET.

References

1. American Foundry Society Inc (2020a) Modern casting February. <https://www.qgdigitalpublishing.com/publication/?m=55001&i=648321&p=0>. Accessed March 2020
2. American Foundry Society Inc (2019) Modern casting December. <https://www.qgdigitalpublishing.com/publication/?m=&l=1&i=637245&p=0>. Accessed March 2020
3. American Foundry Society Inc (2020b) Modern casting January. <https://www.qgdigitalpublishing.com/publication/?m=55001&i=644335&p=0>. Accessed March 2020
4. David P, Massone J, Boeri R, Sikora J (2004) Mechanical properties of thin wall ductile iron influence of carbon equivalent and graphite distribution. *ISIJ Int* 44:1180–1187. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1180>
5. Massone JM, Boeri RE, Sikora JA (2003) Solid state transformation kinetics of high nodule count ductile Iron. *Int J Cast Met Res* 16:179–184. <https://doi.org/10.1080/13640461.2003.11819579>
6. Fraś E, Górný M, Tyralla M, Lopez H (2013) Effect of nodule count on austenitising and austempering kinetics of ductile iron castings and mechanical properties of thin walled iron castings. *Mater Sci Technol* 28:1391–1396. <https://doi.org/10.1179/1743284712Y.000000088>
7. Górný M, Tyralla E (2012) Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of thin-walled ductile iron castings. *J*

- Mater Eng Perform 22:300–305. <https://doi.org/10.1007/s11665-012-0233-0>
8. Basso A, Martínez R, Sikora J (2011) Influence of chemical composition and holding time on austenite (γ) \rightarrow ferrite (α). *J Alloys Comp* 509:9884–9889. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.07.069>
 9. Basso A, Caldera M, Massone J (2015) Development of high silicon dual phase Austempered Ductile Iron. *ISIJ Int* 55:1106–1113. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.55.1106>
 10. Zhang J, Zhang N, Zhang M, Liantao L, Dongfang Z, Song Q (2014) Microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron with different strength grades. *Mater Lett* 119:47–50. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2013.12.086>
 11. Nofal A (2013) Advances in the metallurgy and applications of ADI. *J Metallurg Eng* 2
 12. Shaw MC (1996) Principles of abrasive processing. Oxford Science Publications, New York, pp 4–5
 13. Zarudi I, Zhang LC (2002) Modelling the structure changes in quenched steel subjected to grinding. *J Mater Sci* 37:4333–4341. <https://doi.org/10.1023/A:1020652519141>
 14. Bhadeshia HKDH, Honeycombe R (2006) The strengthening of iron and its alloys. In: Steels, microstructure and properties. 3rd edn. Butterworth-Heinemann by Elsevier, Oxford, pp 17–38
 15. Smallman RE, Ngan AHW (2014) Modern physical metallurgy, 8th edn. Butterworth-Heinemann by Elsevier, Oxford
 16. Totten G, Howes M, Inoue T (2002) Handbook of residual stress and deformation of steel, 1st edn. ASM International, Cleveland
 17. James MR, Lu J (1996) Chapter 1 introduction. In: Handbook of measurement of residual stresses. Society for experimental mechanics. The Fairmont Press Inc, Georgia
 18. Masoudi S, Amini S, Saeidi E, Eslami-Chalander H (2014) Effect of machining-induced residual stress on the distortion of thin-walled parts. *Int J Adv Manuf Technol* 76:597–608. <https://doi.org/10.1007/s00170-014-6281-x>
 19. Sosa AD, Echeverría MD, Moncada OJ, Sikora JA (2006) Residual stresses, distortion and surface roughness produced by grinding thin wall ductile iron plates. *Int J Mach Tools Manufact* 47:229–235. <https://doi.org/10.1016/j.ijmactools.2006.04.004>
 20. Sosa AD, Echeverría MD (2015) Surface alterations produced in grinding of Austempered ductile iron. *Procedia Mater Sci* 8:155–161. <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.04.059>
 21. Benini L, Weingaertner WL, Uhlmann E (2015) Grinding of Austempered ductile iron grade 3 as function of the microcrystalline Al₂O₃ grinding wheels composition. *Adv Mater Res* 1105:164–171. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.1105.164>
 22. Da Silva RB, Lima MLS, Pereira MF, Abrão BS, Da Silva LRR, Bianchi EC, Machado AR (2018) A surface and sub surface quality evaluation of three cast iron grades after grinding under various cutting conditions. *Int J Adv Manufact Technol* 99:1839–1852. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2628-z>
 23. De Martini Fernandes L, Lopes JC, Volpato RS, Diniz AE, De Oliveira RFM, de Aguiar PR, De Mello HJ, Bianchi EC (2018) Comparative analysis of two CBN grinding wheels performance in nodular cast iron plunge grinding. *Int J Adv Manufact Technol* 98:237–249. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2133-4>
 24. Machinability Data Center (1980) Section 8, grinding operations. In: Machining data handbook. 3rd edn., vol 2. The Otto Zimmerman & Son Company, Inc., Newport, Kentucky
 25. Ductile Iron Society (2020) Ductile Iron Data. <https://www.ductile.org/ductile-iron-data-2/> Accessed March 2020
 26. Puerto P, Fernández R, Madariaga J, Arana J, Gallego I (2013) Evolution of surface roughness in grinding and its relationship with the dressing parameters and the radial wear. *Procedia Eng* 63:174–182. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2013.08.181>
 27. Borrajo JM, Martinez RA, Boeri RE, Sikora JA (2002) hape and count of free graphite particles in thin wall ductile iron castings. *ISIJ Int* 42:257–263. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.257>
 28. Furnémont Q, Kempf M, Jacques PJ, Göken M, Delannay F (2002) On the measurement of the nanohardness of the constitutive phases of TRIP-assisted multiphase steels. *Mater Sci Eng A328*:26–32. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01689-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01689-6)
 29. Meneghetti G, Ricotta M, Masaggia S, Atzori B (2013) Comparison of the low-cycle and medium-cycle fatigue behaviour of ferritic, pearlitic, isothermed and austempered ductile irons. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 36:913–929. <https://doi.org/10.1111/ffe.12041>
 30. Kiliçli V, Erdogan M (2007) Effect of ausferrite volume fraction and morphology on tensile properties of partially austenitised and austempered ductile irons with dual matrix structures. *Int J Cast Metals Res* 20:202–214. <https://doi.org/10.1179/136404607X256051>
 31. Weinberger CR, Boyce BL, Battaile CC (2013) Slip planes in bcc transition metals. *Int Mater Rev* 58:296–314. <https://doi.org/10.1179/1743280412Y.0000000015>
 32. Krzyńska K, Kaczorowski M (2007) The mystery of ADI. *Archiv Found Eng* 7:111–114
 33. Lindgren M, Lepistö T (2001) Effect of prestraining on Barkhausen noise vs. stress relation. *NDT&E Int* 34:337–344
 34. Tricard M (1996) Residual effects of finishing methods. In: ASM Handbook Volume 5: Surface Engineering, second printing. ASM International. Norton Company. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v05.9781627081702>
 35. Rowe BW (2009) Principles of modern grinding technology, 1st edn. Elsevier Inc, Oxford, pp 378–379
 36. Chen X, Rowe WB, McCormack DF (2000) Analysis of the transitional temperature for tensile residual stress in grinding. *J Mater Process Technol* 107:216–221. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(00\)00692-0](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00692-0)
 37. Sosa AD, Echeverría MD, Moncada OJ, Míngolo N, Sikora JA (2009) Influence of nodule count on residual stresses and distortion in thin wall ductile iron plates of different matrices. *J Mater Process Technol* 209:5545–5551. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.05.010>

Publisher's note Springer Nature remains neutral with regard to jurisdictional claims in published maps and institutional affiliations.



Effect of grinding parameters and microstructural features on surface integrity of ADI ground components

María Emilia Furno¹ · Amadeo Daniel Sosa¹

Received: 28 May 2021 / Accepted: 5 August 2021

© The Author(s), under exclusive licence to Springer-Verlag London Ltd., part of Springer Nature 2021

Abstract

An abrasive machining process, such as grinding, sometimes is the most suitable option when component surfaces demand specific requirements as tight tolerances of shape and dimension. Austempered ductile iron (ADI) is a material used in a wide variety of components. The expansion of existing knowledge about the methodology with which ADI is produced has allowed to develop parts with shapes and dimensions close to the final ones. Due to this, components with sections of different thicknesses, which could include thin walls, are becoming more common. Nevertheless, scarce information about ADI straight surface grinding can be found in works both recent and preceding. This research seeks to analyze the influence of the cutting parameters and the microstructure features on surface finish and surface integrity in thin wall ADI samples subjected to straight surface grinding. Specific cutting energy consumed during grinding was quantified, their surface roughness was measured, and microdeformations at different scales were determined to study the mechanical effect associated with the generation of residual stress (RS). In order to estimate the RS profile shape and magnitude from the distortion produced in the specimens, a previously established relationship between distortion and RS formation was applied.

Keywords Surface roughness · Residual stress · Austempering · Distortion · Plastic deformation · Abrasive machining

1 Introduction

When it comes to component design, it is a common scenario to find some surfaces that demand specific requirements. These usually include tight tolerances of shape and dimension. In addition, these requirements could be directly accomplished after performing the heat treatment, since it is possible to avoid the thermal expansion and contraction involved in this stage. As a disadvantage, the hardness of the component is increased, making it difficult to apply conventional machining processes. Under these circumstances, an abrasive machining process such as grinding could be the most suitable choice.

The cutting tool used in grinding consists of an abrasive wheel composed of hard abrasive particles attached in a bond. In the particular case of surface grinding with horizontal spindle, the combination of the rotary movement

of the abrasive wheel and the linear movement of a reciprocating table on which the workpiece is fixed creates a flat surface.

There are many parameters intervening in this process, such as wheelspeed (V_s), workspeed (V_w) and depth of cut (a_p), grain size and wheel composition, for instance. The different combinations of the cutting parameters employed will result in different chip thicknesses. Since the latter cannot be easily defined or measured, the equivalent chip thickness (h_{eq}) appears as a common measure of the material removal depth by the abrasive wheel [1]. h_{eq} it is well related to the magnitude of the forces over the grains, so it is useful for correlating easily measurable grinding parameters with removal rate parameters for a particular grinding wheel type. A larger h_{eq} also means a greater force on the abrasive grains and of the total machining force, which in turn will contribute to the power grinding. The specific cutting energy (e_c) is defined by relating power grinding and rate of material removal. Since the removal rate associated with this process is quite small, even when the involved force is not extremely large, the e_c turns out to be sizable. Thus, it can be used in terms of energy as a measure of the ability of a grinding wheel to remove material [2].

✉ María Emilia Furno
mefurno@fi.mdp.edu.ar

¹ Engineering School Universidad Nacional de Mar del Plata, División Metalurgia – INTEMA – CONICET, Juan B. Justo 4302, B7608FDQ, Mar del Plata, Buenos Aires, Argentina

Each one of the previously mentioned process variables has a different influence on surface finish and surface integrity. Tao et al. [3] observed in their tests that the residual stress (RS) is the most sensitive surface parameter to the change of the V_w and hardness is significantly affected by the a_p . Liu et al. [4] reported that an increment in abrasive size and V_s enhances surface roughness and subsurface damage depth, but the former increases when V_w and a_p also do. Notwithstanding that, according to Miao et al. [5] the mechanical properties of the workpiece were found to have significant influence in the grindability, not all materials present the same behavior against different combinations of the process variables. Even when two workpiece materials show similar hardness, one could be more difficult to grind than the other one [1]. After grinding many stainless steels with different microstructures, Chaudhari et al. [6] exemplified that the highest of the measured forces is obtained for the most ductile of them. This was attributed to its lower hardness, but also to its face-centered cubic (FCC) structure.

Within this context, specific research in ductile iron microstructures was carried out by some authors. Da Silva et al. [7] have seen that lower values of radial depth of cut and V_w , in combination with a carbide silicon grinding wheel and larger grit size, generate both good finishing and surface integrity, free of damage. They also proposed a ranking order for the grindability of three cast iron grades in terms of roughness, microhardness and surface texture as follows: gray cast iron, compacted graphite iron and nodular cast iron. De Martini Fernandes et al. [8] observed that an increment in the feed rate increases the surface roughness, wheel wear and consumption of power. Sosa et al. [9] reported that distortion increases as the a_p and nodule count (NC) increase, and the V_w decreases. Additionally, surface roughness improves slightly as NC increases and V_w decreases.

Even when grindability is well studied in steels, these investigations are not enough to cover the broad spectrum of all iron base alloys for industrial applications, in which austempered ductile iron (ADI) is included.

ADI combines the castable qualities of cast iron with the mechanical characteristics of quenched and tempered steel, while also offering the option of high resistance to wear. Thus, it is possible to design lighter and stronger components than with other technologies, for instance, molten and forged hardened steel or welded metalworking.

For these reasons, ADI is widely used in components for light and heavy trucks, internal combustion engines, and railroad, agricultural and pump/compressor manufacturing. Over the past decade, there has been a growing interest for ADI industrial applications. Besides, companies belonging to the foundry sector are in constant growth and development [10].

ADI microstructure consists of spheroidal graphite embedded in an ausferritic matrix (acicular ferrite and carbon-enriched austenite). A matrix of this type is obtained by employing a two-step heat treatment, which consists of austenitization followed by rapid cooling in an isothermal process known as austempering. The morphology of the final matrix is determined by the number, size and shape of the ferrite plates formed in the first stage. Therefore, it is necessary to exert a precise control over the variables involved in this stage in order to regulate the final microstructure and mechanical properties. Nofal [11] stated that the most important factor for process control is austempering temperature. Kim et al. [12] showed that the higher the austempering temperature, the higher the ductility and lower the hardness, since the ferritic phase is coarser and formed with higher amount of retained austenite.

The expansion of existing knowledge about the methodology with which ADI is produced, has allowed to develop parts with shapes and dimensions close to the final ones. Due to this, components with sections of different thicknesses, which may include thin walls, are becoming more common. Still, some matters must be taken into account when dealing with thin wall components. Gorny and Tyralla [13] determined that the cooling rate increases considerably in thin-walled castings when decreasing the wall thickness, leading to modifications in the mechanical properties of ductile iron. Mourad et al. [14] found that as hardness increases and wall thickness decreases, the impact strength rises as a consequence of the structure refinement effect. David et al. [15] have seen that the chemical composition and cooling rate influence the shape, size and quantity of graphite nodules. They found that NC increases with cooling rate and the amount of inoculants. Borrajo et al. [16] also found that thin wall ductile iron castings show very large NC.

One of the main advantages related to near net shape applications is that machining is only needed to correct dimensions and surface finish, thus avoiding new surfaces machining and roughing stages. With this, added to the fact that after heat treatment the material usually attains high resistance, grinding becomes an interesting machining process in the ADI manufacturing area. Nonetheless, scarce information about ADI straight surface grinding can be found in works both recent and preceding, some of which shall be summarized here. Benini et al. [17] found a correlation between the grinding forces and both the surface integrity parameters and the microcrystalline abrasive percentage of microcrystalline Al_2O_3 . Sosa and Echeverría [18] reported that it is possible to achieve excellent surface finish with moderate power consumption and low RS and distortions. These last are the minimum when low V_s and high V_w are applied. The machine control

variables used determine mostly the power required to perform grinding, and it increases as V_w does too. Finally, the work carried out by Furno and Sosa [19] allowed to establish a clear relationship between the distortion and the RS profile produced during grinding of the parts.

From what is exposed in the previous paragraph, it can be concluded that there is an overall absence in the literature of enough data and tools to fulfill a complete understanding in how the surface integrity is affected by the process parameters. Such a situation leads to the straight surface grinding process being unpredictable in cast and heat treated ADI parts that have specific requirements of tight dimension tolerances and/or excellent surface finish on any of their surfaces. The present work seeks to analyze, both experimentally and empirically, the influence of the process parameters and the microstructure features on surface finish and surface integrity in ADI samples.

2 Experimental methodology

2.1 Materials

The base material consisted of ductile iron molten in an induction furnace with a load capacity of 55 kg. Conventional practices of nodularizing and inoculation were applied to the melt. The first one was performed with the sandwich method in one ladle using FeSiMg, and the second one was carried out in another ladle adding FeSi in the stream. Applying the same methodology as that described by David et al. [15] and Massone et al. [20], 4-mm-thick plates and 12.7-mm “Y” blocks (ASTM A395) were cast in sand molds allowing to obtain samples with different NC.

By means of spark optical emission spectrometry, the chemical composition was determined as follows: C = 3.35, Si = 3.68, Mn = 0.13, Cu = 0.63, Ni = 0.5, Mg = 0.04, S = 0.01, P = 0.03, and Fe = balance. The carbon equivalent turned out to be slightly hypereutectic (CE = 4.46).

Digital image analysis was used to calculate the NC. Ten different zones of the base material were analyzed

and a minimum size of 5 μm for a graphite particle was established. The NC obtained were 150 and 600 nod/mm² for the plates and “Y” blocks, respectively. In this work, these values will be referred to as low nodule count (LNC) and high nodule count (HNC).

A batch of samples was subjected to a heat treatment, the first stage of which consisted in an austenitizing performed at 910 °C in an electric furnace with a protective atmosphere. Then an austempering at 280 °C and 360 °C was carried out in a salt bath, in order to obtain the ADI 280 and the ADI 360 microstructures.

As reference material, a set of commercial SAE 4140 samples were produced in order to compare some aspects of the surface integrity. These samples were heat treated performing an austenitizing at 910 °C followed by oil quenching and tempering at 445 °C, in order to obtain a similar hardness to that of ADI 280.

Analysis of X-ray diffraction patterns assisted by software was employed to calculate the amount of austenite and full width at half maximum (FWHM) for ADI samples before machining (bulk value). Graphite-monochromatic $K\alpha\text{Cu}$ radiation, $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$, and counting steps of 0.05° and 5 s per step were selected.

Table 1 summarizes the heat treatments employed and the resulting microstructures, their hardness and the amount of austenite. Figure 1 shows optical micrographs (etched with nital 2%) where the microstructure of the ADI samples is revealed.

2.2 Samples

The specimens used in this research consisted of prismatic samples of 100 × 12 × 2 mm with holes near the end for fixing in preliminary stages and grinding tests. In this instance, low-energy machining processes were selected in order to avoid any alteration in the samples features, such as RS modification or large distortions. To attain both surface quality and uniform thickness, surfaces were cleaned by manual polishing up to 400 grit with SiC paper after performing the heat treatment.

Table 1 Heat treatment, hardness, and amount of austenite of each set of samples

Denomination	Heat treatment		Microstructure	Austenite amount [%]	Hardness [HRC]
ADI 360	Austenitized at 910 °C (1h)	Austempered at 360 °C (45 min)	Coarse ausferrite	27.2 ± 0.1	33 ± 1
ADI 280	Austenitized at 910 °C (1h)	Austempered at 280 °C (45 min)	Thin ausferrite	19.5 ± 2.5	44 ± 1
SAE 4140	Austenitized at 850 °C (1 h) + Oil quenched	Tempered at 445 °C (45 min)	Tempered martensite	–	43 ± 2

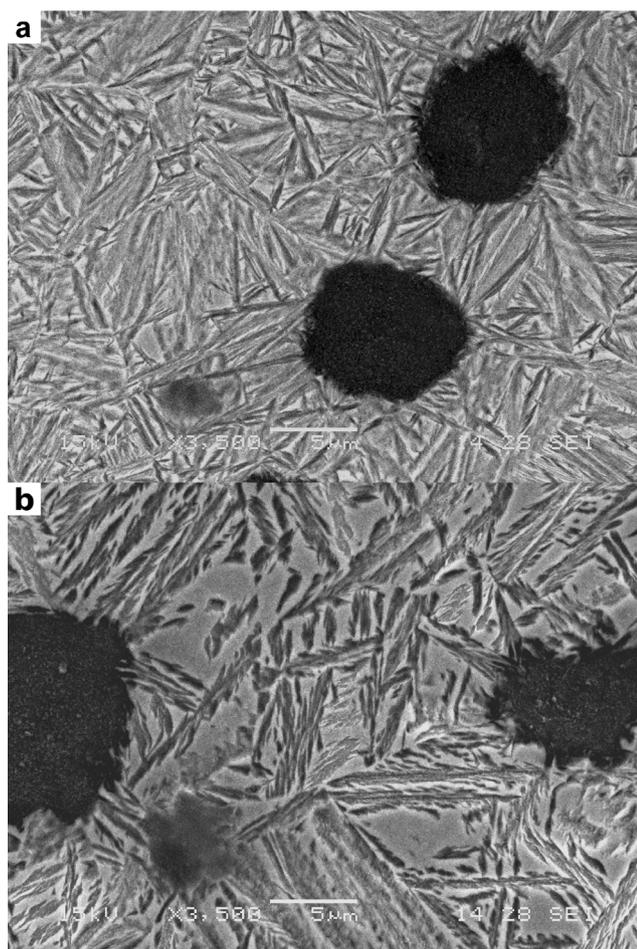


Fig. 1 a ADI 280 LNC and b ADI 360 LNC. Nital 2%

2.3 Grinding tests

The machining processes performed for the experimental stage consisted of straight surface grinding. Samples were fixed on the reciprocating table of a peripheral surface grinder with the help of screws and a magnetic plate. The grinding wheel placed on the horizontal spindle was identified as IC46J5V9 with dimensions of $200 \times 20 \times 80$ mm, and it was dressed and trued with a single-point diamond before the start of each test.

The cutting conditions were selected taking into account the most commonly used cutting parameters in the industry and those recommended by grinding wheel manufacturers [21] workspeed table $V_w = 15\text{--}28$ m/min, wheelspeed $V_s = 25\text{--}33$ m/s and depth of cut per pass $a_p = 0.03$ mm. A total of three deep strokes was conducted per sample. 5% soluble oil was used as the cooling media.

The power consumption of the spindle motor was measured using a wattmeter and then, taking into account the average power consumption of each test, the specific

cutting energy (e_c) was calculated with (1), as Rowe [2] describes.

$$e_c = \frac{P}{Q} = \frac{F_t V_s}{b a_p V_w} \quad (1)$$

where P is the measured power consumption of the spindle motor, Q is the material removal rate, F_t is the tangential component of the machining force, b is the width of the grinding wheel in contact with the workpiece, a_p is the depth of cut, V_s is the wheelspeed and V_w is the workspeed.

2.4 Characterization

Microstructures obtained after heat treatment were polished and etched with nital 2%, in order to analyze them by using SEM. After grinding, white light interferometry (WLI) and light optical microscopy (LOM) were used to observe the ground surfaces.

Surface roughness was described by the arithmetic mean roughness (R_a) and total height of the roughness profile (R_t) parameters. These were acquired using contact profilometry with cut-off and evaluation lengths of 0.8 mm and 4 mm, respectively.

RS was measured along the parallel direction to the cutting speed, since the results presented in the work carried out by Sosa and Echeverría [18] indicate that this was the principal direction with the greatest magnitude. X-ray diffraction (with the same equipment and setup as those used for measurement of FWHM and amount of phases) and the $\sin^2\alpha$ technique for biaxial stress were employed. Fe α (211) reflection was chosen for a 2θ measuring range of $78\text{--}86^\circ$, with tilt angles of $\psi = 0^\circ, 16^\circ, 23^\circ, 29^\circ, 34^\circ$ and 39° .

With the help of an amplified three-dimensional graph provided by a coordinate measuring machine, shape distortion was measured and the shape of the defect was determined. The 3D representation was the result of a rectangular 20-point grid along 90 mm of the ground surfaces. The reported value corresponds to the maximum deviation (deflection) with respect to the ideal plane nearest the ground surface in perpendicular direction. When the curvature turned out to be convex, the sign assigned to distortion was negative. Conversely, when the curvature turned out to be concave, the sign was positive.

Assuming the presence of a plane stress state, the effective strain ε was calculated using the grid method as Zarudi and Zhang [22] described (Fig. 2). Knoop microindentations were performed on a polished lateral face of the samples before machining at different distances from the surface to be ground. Then, the major diagonals of the undeformed rhomboids (D_{x1} and D_{y1}) were measured by means of LOM. After machining, the major diagonals of the deformed rhomboids (D_{x2} and D_{y2}) and the distortion

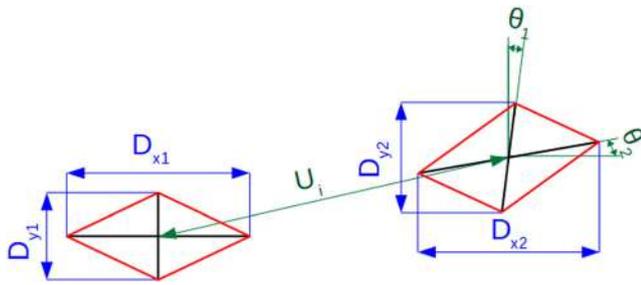


Fig. 2 Scheme of undeformed and deformed microindentations used to measure the deformations

angles (θ_1 and θ_2) were also measured using LOM. The normal strains were calculated as the percentage of elongation of the major diagonals, whereas the shear strain was calculated as the sum of the distortion angles. Finally, ε was calculated by (2):

$$\varepsilon = \left[\frac{2}{3} (\varepsilon_{xx}^2 + \varepsilon_{yy}^2 + \gamma_{xy}/2) \right]^{1/2} \tag{2}$$

Where ε_{xx} is the normal strain parallel to the grinding direction, ε_{yy} is the normal strain perpendicular to the grinding direction and γ_{xy} the shear strain.

During grinding, the samples were placed in pairs, facing the polished faces and in contact with each other as it is shown in Fig. 3. Thus, they act as a continuous material where the free face is laterally restricted, avoiding an increment of the real strain.



Fig. 3 Location of Knoop microindentations on samples and samples arrangement

3 Results and discussion

The first parameter measured during the grinding tests was the specific cutting energy (e_c). Figure 4 exhibits the e_c values for ADI samples under the cutting parameters tested, with a maximum dispersion in measurement of $\pm 3.5 \text{ J/mm}^3$. For ADI specimens, all of the e_c values are lower than 11 J/mm^3 . Still, the tendency that follows e_c as a function of the cutting parameters V_s and V_w is different. When the selected V_s is increased e_c also does, whereas when the selected V_w is increased e_c remains almost unchanged.

When employing greater V_s , the e_c value rises due to a certain proportionality existing between them given the way it is defined. It is known that an increase of the set V_s leads to a reduction in the equivalent chip thickness (h_{eq}), and hence e_c rises. h_{eq} can be calculated using (3) [2]:

$$h_{eq} = \frac{a_e V_w}{V_s} \tag{3}$$

where $a_e \cong a_p$ is the real depth of cut.

In order to understand why the h_{eq} is such an important factor in the resulting e_c , the stages of the chip formation must be considered. Three different processes may be involved: rubbing, ploughing, and cutting. When the grains make a first contact with the workpiece material, only elastic deformation and friction is produced since the force on each grain is too small to cause penetration of the workpiece. As the penetration of the grains is increased,

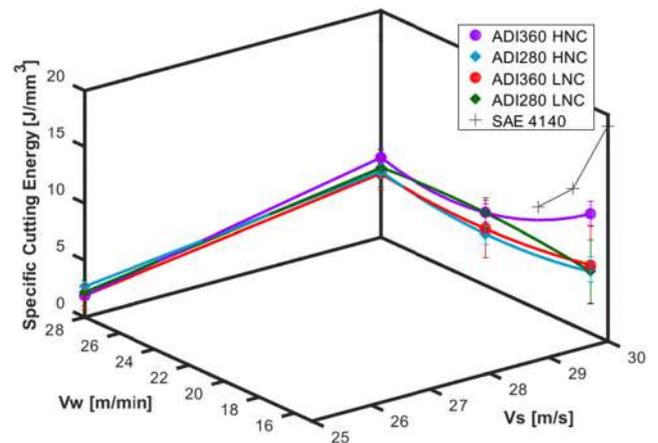


Fig. 4 e_c for ADI and reference material samples

i.e., h_{eq} or V_w increases, ploughing appears as the second process involved. This one causes a little plastic deformation but still, the rate of material removal remains negligible.

At the same time, as a consequence of the emerging plastic deformation, the contact area between the material of the workpiece and the wheel grains begins to increase, leading to a higher friction. Finally, when there is sufficient grain penetration into the material, overcoming a threshold force, cutting occurs and material removal takes place. In summary, as the h_{eq} is increased, the proportion of rubbing and ploughing energy is reduced, when compared with the cutting energy, and the e_c drops. This phenomenon is commonly referred to as “size effect” [1].

Nevertheless, as it was previously mentioned, the behavior that follows e_c when varying the V_w employed is not the same as the one that follows when varying the V_s . According to (3), a higher V_w produces a greater h_{eq} , so the e_c should be lower. Instead, the e_c value remains mostly constant with V_w . What occurs in this case, is that the forces increase almost in direct proportion with the h_{eq} , so that the size effect becomes negligible, as Rowe and Chen [23] explained. This also means that h_{eq} is large enough to make the cutting component much larger than the rubbing and ploughing components [1].

Heinzl and Bleil [24] showed that the determination of the e_c consumed during cutting is important due to its influence in the surface integrity and grinding temperature. But even when e_c describes the grinding process quite precisely, it is not sufficient by itself alone to characterize the totality of the grinding process. Additional information of the thermal properties of the microstructures could be useful. The Peclet number (L) is a dimensionless parameter that describes the behavior of a moving heat source on a workpiece, taking into account the physical and thermal properties of the workpiece material and the variables related to the grinding process [19]. Thus, it could be interpreted as a measure of the speed of the heat source over the grinding surface, and so of the amount of heat transmitted to the part. The L calculated using (4) are presented in Fig. 5:

$$L = \frac{V_w \rho_w c_w (a_p \phi)^{1/2}}{4k_w} \quad (4)$$

where ρ_w is the material volumetric mass density, c_w is the specific heat capacity, ϕ is the wheel diameter, and k_w is the material conductivity.

As it can be seen from Fig. 5 the difference between L values for the workpiece materials of ADI 280 and ADI 360 sample groups is almost negligible, which is a result of the similarity between their microstructures. This datum could be useful to explain why the e_c values for both groups do not present substantial differences either. For the particular case of ADI 360 samples, the e_c value does not remain constant

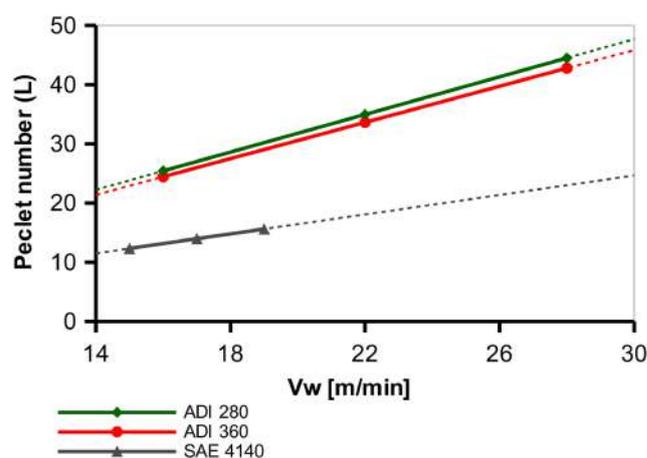


Fig. 5 L for the workpiece materials corresponding to ADI and reference material samples

but decreases with the set V_w and then stabilizes. This could be justified by the fact that ADI 360 samples present a more ductile microstructure and a lower yield point than the ADI 280 ones, leading to longer rubbing and ploughing stages. Then, a higher h_{eq} would be necessary to turn the cutting into a more predominant process than the friction and ploughing.

The grindability of a certain material depends on its hardness but also on other factors such as the microstructure or the NC. Therefore, when comparing samples with similar hardness, their behavior during grinding may not be alike. In this case, an alloy steel of similar hardness to that of ADI austempered at 280 °C was selected to act as reference point when analyzing some aspects of the surface integrity. SAE 4140 samples present considerably higher e_c values (9–19 J/mm^3) than the ADI 280 ones, following the same tendencies as the ADI specimens when varying the cutting parameters. This scenario is in accordance with the results extracted from L : the values for SAE 4140 material samples are significantly lower than those for the ADI 280 one (no matter the V_w), which means that the workpiece material of SAE 4140 samples behaves as if the heat source is moving slower along the grinding surface.

Regarding the different NC, there are no appreciable differences between the e_c values for LNC and HNC sample groups.

From the reported e_c and L values, it can be concluded that the workpieces are submitted to different temperatures and forces. Then, the parameters that characterize the surface integrity will be influenced by the several combinations of these two variables.

Macroscopic surface finish is one of the first and most noticeable features that can be seen after grinding. Figure 6 shows a LOM image of one of the surfaces, which is representative of all of them. A good finish was observed

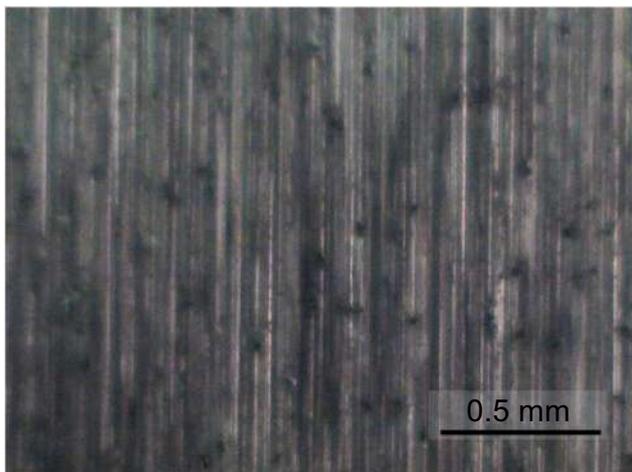
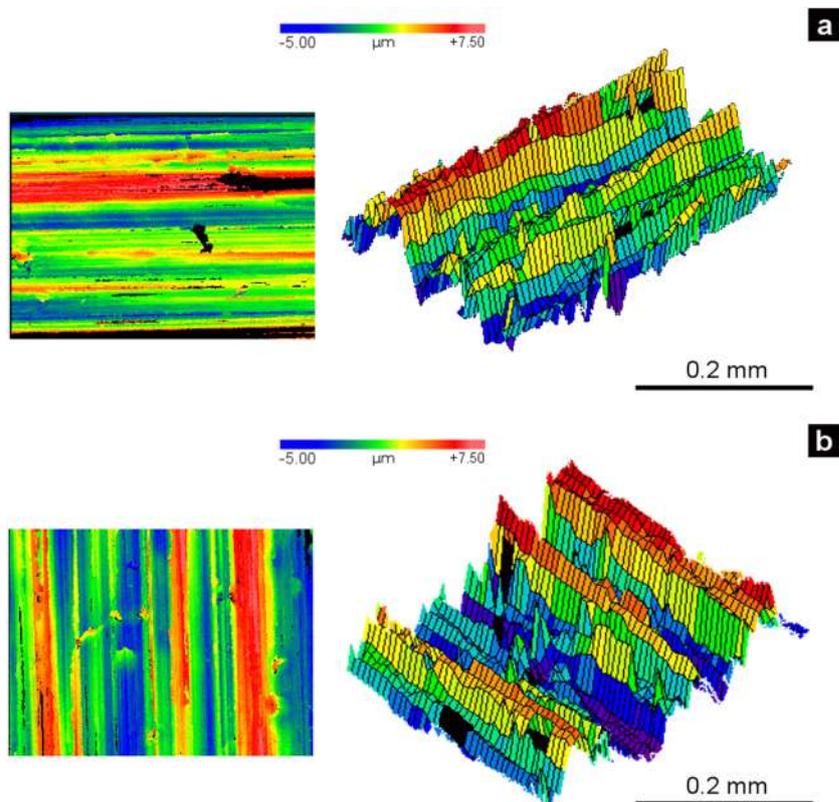


Fig. 6 Ground surface of an ADI 280 sample at macroscopic scale

on all ground surfaces, which were free of macroscopic defects, as burning and pronounced scratches, for example. A distinct characteristic from these surfaces is that the graphite nodules that were ripped out during grinding leave holes on the sites where they were located before machining. At low magnification, great voids are visible at the points where there were clusters of graphite nodules.

In Fig. 7 the surfaces of ground ADI 360 LNC and ADI 280 LNC samples were analyzed at microscopic scale by

Fig. 7 2D and 3D representations of the ground surfaces at microscopic scale of **a** ADI 360 LNC and **b** ADI 280 LNC samples



means of WLI. These are found to be within the typical surfaces resulting from grinding metallic materials. Even when the magnification employed is higher, defects such as redeposited material, microcracks, or plastically deformed debris are not detected. In this case, the visible voids are smaller than those seen at lower magnifications since these voids correspond to holes left by the sites previously occupied by individual nodule graphites.

After qualitatively analyzing the surface finish, a quantification of the surface roughness parameters can be useful to compare the ground surfaces in a more precise way. Figure 8 exhibits the average R_a and the average R_t for each microstructure and each NC. The maximum standard deviations turned out to be $0.097 \mu\text{m}$ for R_a and $0.68 \mu\text{m}$ for R_t .

As it can be seen in Fig. 8a, the average R_a values turned out to be in the interval of $0.27\text{--}0.72 \mu\text{m}$, which corresponds to a lower range from the expected R_a parameter for grinding operations, i.e., $0.1\text{--}1.6 \mu\text{m}$ [25]. This range of values is set as the Z axis limits of Fig. 8a.

The maximum average R_t value for ADI samples is $5 \mu\text{m}$, while it is $7 \mu\text{m}$ for the SAE 4140 ones. As it was also observed in the research carried out by Shaw [26], Sosa and Echeverría [18] and Furno and Sosa [19], in most cases there is a proportionality correlation between the R_t and the R_a parameters.

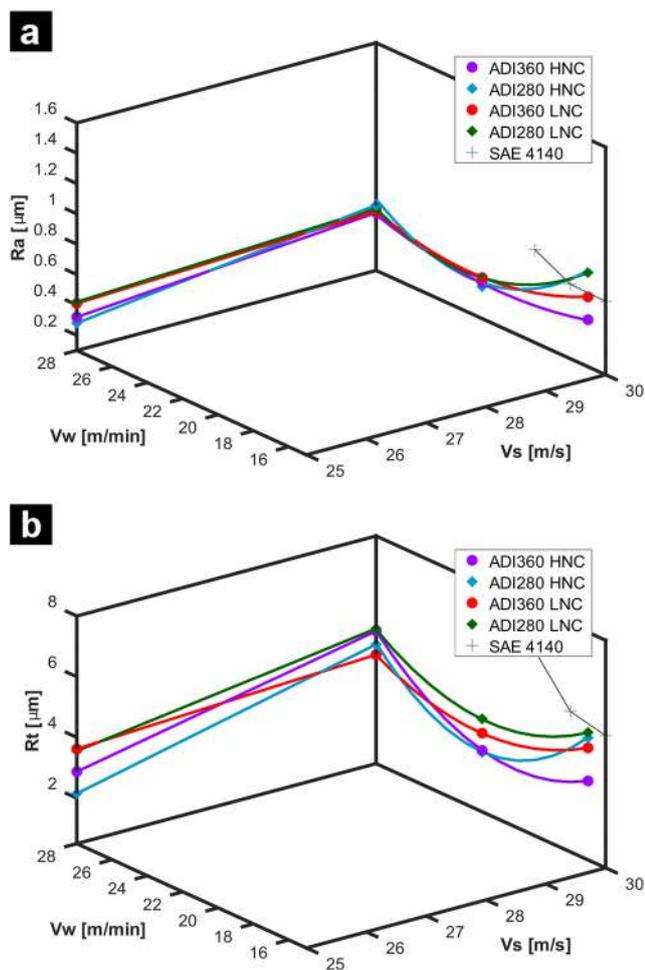


Fig. 8 Average **a** R_a and **b** R_t values for each group of ADI and reference material samples tested

Observing the tendencies that follow the R_a values with the cutting conditions, it can be seen that as the selected V_s increases, the R_a parameter also does. As the V_s increases, the h_{eq} decreases and therefore the force over the grains does too. This prompts the wheel to present a hard behavior on account of the increased self-sharpening difficulty. This occurs even when it was previously observed that as the V_s increased, e_c (a parameter that is assumed to be proportional with the force over the grains in this case) also did. It can be concluded that the friction component, which has no influence on the detachment of the grains, is the one increasing.

The tendency presented by the average R_a when the V_w employed is modified differs from that of the V_s . In this case, there is a central minimum value for the R_a parameter. For intermediate values of V_w the wheel is near to or at a condition of self-sharpening. Any variation of the selected V_w would relinquish this condition. Even when e_c remains constant for higher V_w employed, since the material removal rate rises, the force over the grains must necessarily increase

as well. The h_{eq} increases in such a way that the force over the grains is too high, leading the wheel to present a soft behavior and increasing the average R_a because of excessive self-sharpening. Instead, for lower V_w employed, the R_a value rises as a consequence of lower force over the wheel grains prompted by a lower h_{eq} , which causes the wheel to act hard.

There are no notable differences between the R_a values of the ADI samples, except when $V_w = 16 \text{ m/min}$ is applied to the ADI 360 HNC group. Compared to the other groups of samples, in this case a decrement was observed in the R_a parameter. Additionally, when ADI 360 HNC samples were ground at this V_w , it was noted an increase of the e_c value and therefore of the force over the grains and the friction between the grains and the workpiece. It was previously explained that, for lower values of V_w , the wheel tends to present a hard behavior prompting a higher average R_a . In order to obtain lower R_a values, this hard behavior should be mitigated, leading to the conclusion that the force over the grains is increasing at a higher rate than the friction component.

SAE 4140 is a group of steel samples that presents a similar hardness to that of the ADI 280 one but with a different microstructure. Due to these differences existing between these groups of samples, the R_a values registered for the SAE 4140 samples are in the range of $0.48\text{--}0.71 \mu\text{m}$, i.e., a higher average R_a than that of the ADI 280 group. In this case, since a considerably higher e_c is detected in these samples the wheel tends to behave soft. It was also found that the R_a parameter is less sensitive, compared to ADI 280 specimens, when varying the cutting conditions.

Lastly, when comparing samples with the same microstructures but different NC, there are no significant differences between the R_a values of LNC and HNC sample groups. Only for a few cutting conditions employed, it was observed that the R_a value is slightly higher for the LNC group. The graphite nodules of this group of samples are bigger and so are the valleys, increasing the value of the R_a parameter, as Benini et al. [17] and Furno and Sosa [19] have also reported.

The deformations concerning the surface generation typically introduce defects in the microstructure. These can be observed and also quantified on both the surface and the subsurface layers.

Microdeformations at crystallographic scale can be determined by measuring the FWHM of DRX patterns. This magnitude depends on the microstructure features and also on its degree of deformation [27].

As representative data, average surface FWHM values of LNC samples for the maximum and minimum V_w employed are reported in Fig. 9 with a maximum dispersion in measurement of $\pm 0.005^\circ$. In order to conduct a comparative analysis of the differences that could exist between the

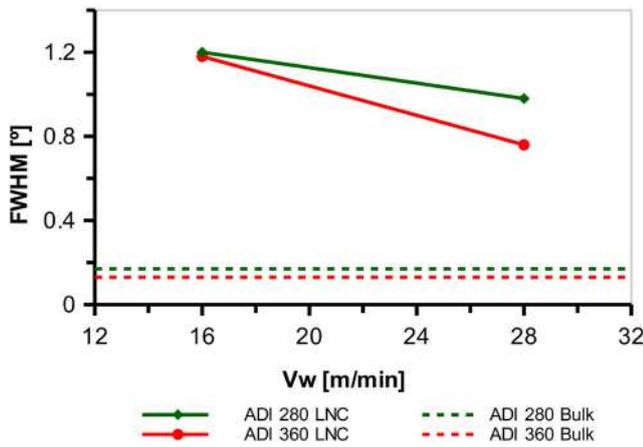


Fig. 9 Average surface and bulk FWHM magnitudes for LNC samples after grinding at maximum and minimum V_w

ground side and the original state of each group of samples, bulk FWHM values are also presented.

The FWHM values of the ground surface are substantially higher than those of the side without grinding. While the bulk FWHM values are lower than 0.2° , the ones measured after grinding are higher than 0.75° . This is a consequence of an extensive introduction of defects during grinding due to deformation.

FWHM is observed to decrease as the selected V_w increases and it is always higher for the ADI 280 group. The presence of a higher value of FWHM for the ADI 280 samples, could be attributed to a pre-existing higher amount of defects in their microstructure. Even when the microstructure of ADI 360 samples deformation capacity is higher than the ADI 280 ones, the deformation introduced by grinding is not enough to overcome the total amount of defects, i.e., pre-existing and introduced by grinding deformation, in ADI 280.

Microdeformations at grain size scale can be evidenced on surface and subsurface, by way of the method grid. Then, they can be quantified at different depths from the surface by using the effective plastic strain (ϵ) calculation in order to obtain ϵ profiles. In Fig. 10, illustrative profiles for ADI 280 HNC ground samples are presented, using different combinations of V_s and V_w , which result in the maximum and minimum h_{eq} studied in this research. The maximum dispersion in measurement was ± 0.02 . All the obtained ϵ profiles present the same behavior: the magnitude of ϵ is maximum near the surface, and decreases with depth.

The depth to which the deformation may still be considered significant is the same for both profiles. What differentiates both of them is their degree of deformation and the gradient in the first $120 \mu\text{m}$, which are both higher when the cutting conditions lead to lower h_{eq} . At higher depths, the magnitude of ϵ becomes negligible since the

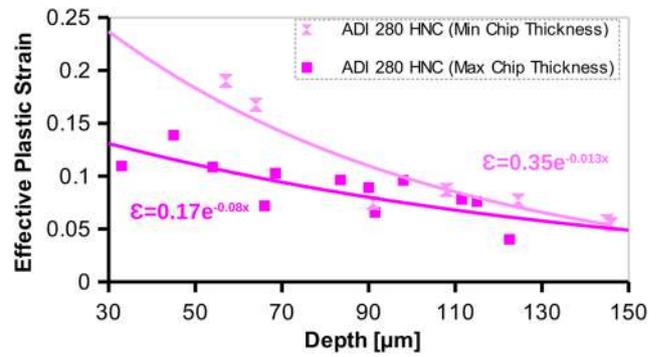


Fig. 10 ϵ profiles for ADI 280 HNC samples when grinding with cutting conditions resulting in different h_{eq}

reported values are similar to those from the measurement error.

For comparative analysis, the area below the plotted ϵ profiles (ϵ_{area}) from 20 to $180 \mu\text{m}$ below the surface was calculated. Figure 11 shows the ϵ_{area} when grinding ADI HNC samples with cutting conditions such that different h_{eq} were obtained, and for grinding ADI LNC samples with different V_w .

ϵ_{area} is larger for the ADI 360 group and it increases as h_{eq} decreases, i.e., V_w decreases, as it was also seen when FWHM was analyzed.

The deformation capacity of the microstructure of ADI 360 samples is greater than that of the ADI 280 one. Besides, this behavior is magnified for low V_w , since the temperature rises [28] and so the material is more easily deformable, in account of a decrease in the resistance of the material. In addition, since the wheel tends to a hard behavior, worn grains need to exert greater force on the surface to produce cutting, and therefore, greater plastic deformation is produced on the workpiece surface.

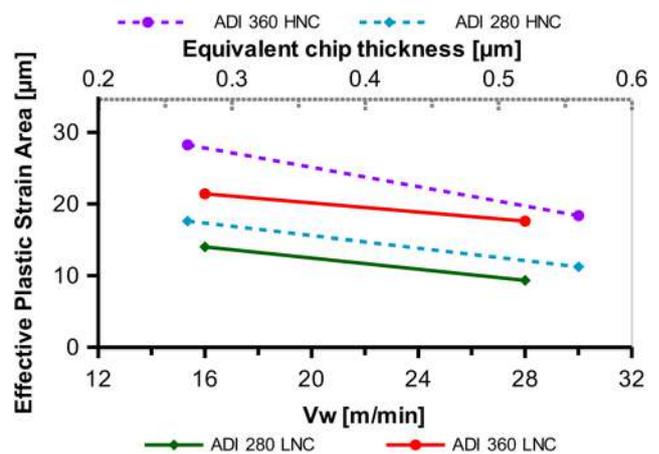


Fig. 11 ϵ_{area} when grinding HNC samples group with cutting conditions that lead to different h_{eq} and ϵ_{area} when grinding LNC samples group as a function of V_w

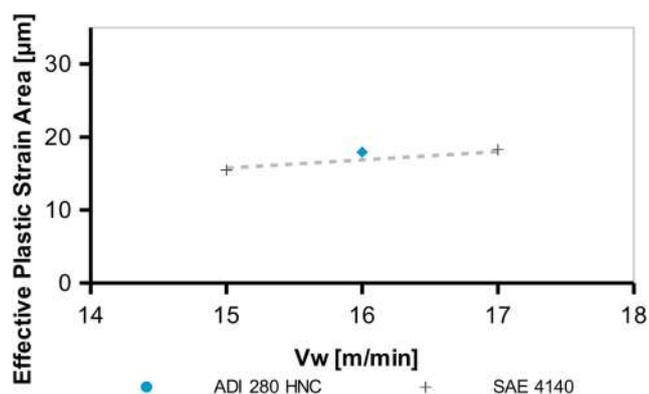


Fig. 12 ε_{area} for ADI 280 and reference material (SAE 4140) samples when grinding with $V_s = 30$ m/s as a function of V_w

ε_{area} for ADI 280 and SAE 4140 specimens were compared in Fig. 12 when grinding with the same V_s but different V_w . In this case, the ε_{area} remains almost unchanged, since the difference between the selected V_w is not high enough to influence it. Also, because two materials with different microstructures and similar hardness are being compared, their behavior against grinding may not be alike. Nevertheless, at some point the both of them will tend to behave in a like manner as a consequence of their similar hardness. Such a situation occurs in this case: the behavior that both microstructures present against plastic deformation is quite alike. Since the hardness is a measure of the material resistance to penetration, it acts as an indicator of its deformation behavior [29] and, therefore, becomes one of the most important factors affecting the amount of plastic deformation.

These deformations arise on the workpiece due to the mechanical efforts that this one has endured during grinding, which in turn contribute to the mechanical effect. This situation promotes a compressive state of RS since the strained surface layer increases its length and then it is constrained by the unaffected bulk. Conversely, thermal expansion and temperature gradient below the surface contribute to the thermal effect and so to a tensile state of RS [25]. From the final balance between both the mechanical and thermal effects, a new RS profile appears in the ground side. Since this RS profile is unbalanced with respect to the other side of the workpiece, distortions arise in order to restore the internal moment balance. RS profile on the ground side can be estimated from distortion (magnitude and sign) as a result of an existing relationship between them, previously proposed by Furno and Sosa [19].

Henceforth, only the LNC group will be studied, since it was observed that the NC does not induce a significant difference over the previous results reported in this research.

The distortions produced in the LNC samples are shown in Fig. 13, with a maximum dispersion in measurement

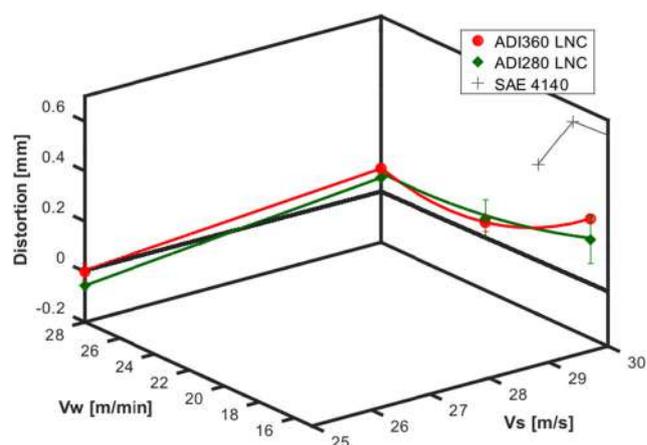


Fig. 13 Distortion values for ADI LNC and reference material sample groups

of ± 0.024 mm. They are mostly concave, and ADI 360 specimens present a slightly greater concavity.

The tendency of the distortion is to increase and become concave as the set V_s does due to an increase of the thermal effect. When the V_s increases, h_{eq} decreases and so do the rubbing and ploughing components involved in the chip formation process, leading to higher temperatures [30]. This is in accordance with the e_c values previously reported: e_c increases and more energy is dissipated as heat. Additionally, the wheel tends to behave hard, which also increases the friction between the wheel and the workpiece, as a consequence of the poor cutting action of the worn edges.

Instead, when increasing the selected V_w , distortion presents a central minimum for ADI 360 samples while it diminishes for the ADI 280 ones. When V_w is increased from the intermediate V_w , h_{eq} grows producing a greater force on the grains and therefore, increasing the mechanical effect. At the same time, L increases, i.e., the heat source moves faster, and the workpiece material is able to maintain its resistance. Thus, it is not so easily deformable, diminishing the degree of deformation when the same level of stress is applied. The final distortion in the workpiece depends on the balance of these two effects. For ADI 280 samples, this means that when the selected V_w (or h_{eq}) increases, the mechanical effect rises at a higher rate than the thermal effect. Nevertheless, the opposite occurs for the ADI 360 samples since these are more ductile than the ADI 280 ones (they have a coarser microstructure and a greater amount of retained austenite). This means that their plastic deformation capacity is higher, producing a larger contact area between the workpiece and the wheel grains during grinding. As a result, the temperature reached in the contact zone in the machining process magnifies the thermal effect, which then rises at a higher rate than the mechanical effect.

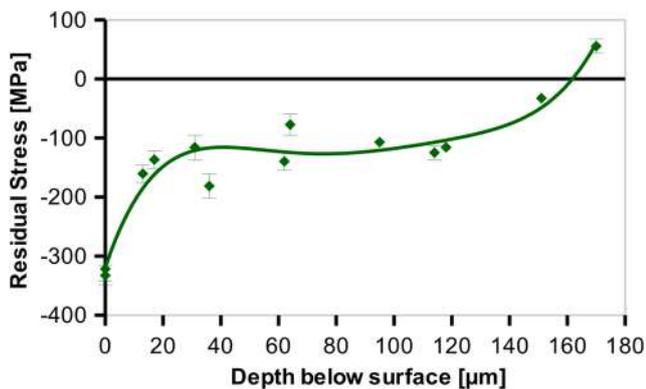
Table 2 Distortion and corresponding values of RS on surface, delta of area and RS profile area for ADI 280

Condition	RS_{sur} [MPa]	Distortion [mm]	δ_{Area} [MPa]	Area [MPa.mm]
Ground surface at $V_s = 30$ m/s— $V_w = 16$ m/min	− 280	0.191	73.7	55.3
Ground surface at $V_s = 30$ m/s— $V_w = 28$ m/min	− 350	0.057	26.8	8.4
Heat treatment	− 327	−	−	− 18.4

When grinding with the lowest V_w , the heat source moves slower, increasing the thermal effect at a higher rate than the mechanical effect does, due to loss of strength in the material. Besides, the wheel tends to show a hard behavior, and the same behavior as for greater V_s is observed.

For the SAE 4140 group samples, all the distortions turned out to be concave and considerably higher than the ones for the ADI 280 group. The distortion values vary between 0.39 and 0.67 mm. This could be related to the low L associated with this microstructure, which is approximately half of the value for the ADI 280 samples. The thermal effect is significantly stronger in this case since a lower L causes the material to behave as if the heat source moved more slowly on the surface. It is also observed that the SAE 4140 group is more sensitive to variations of V_w , while the ADI 280 group is more sensitive to variations of V_s .

The mechanical effect is related to compressive RS whereas the thermal effect is to tensile RS. It was established in previous works [19], that a workpiece in which the mechanical effect prevails over the thermal (convex distortions), will have a profile mostly associated with compressive RS. Instead, if the thermal effect prevails over the mechanical (concave distortions), the profile will be mostly associated with tensile RS. In this case, this knowledge could be applied in order to estimate the RS profile shape and magnitude of the ground surfaces from the distortions that were produced. Following the proposed procedure, the RS on the surface (RS_{sur}) for ADI 280 specimens was measured as a function of V_w , as a first step.

**Fig. 14** RS profile for ADI 280 LNC after heat treatment

These values are presented in Table 2, in which it can be seen that RS_{sur} is always compressive and its absolute value increases as the selected V_w also does.

When the RS_{sur} before grinding is compared to the one after grinding, the latter rises or stays within the surroundings of the former value. A tensile component of greater magnitude is introduced modifying the previous RS balance in such a way that the RS_{sur} is still compressive, but lower. This means that, in most cases, the thermal effect is considerably high.

Nevertheless, the RS_{sur} is not necessarily representative of the RS profile below the surface. From previous research [19], a relationship between distortion and the difference of RS profile area of the ground side and the side without grinding (δ_{Area}) has been found for ductile iron. This empirical relationship is described by (5):

$$\delta_{Area} = 0.35d + 6.85 \quad (5)$$

where d is the distortion of the workpiece.

Therefore, overlapping the RS profile of the not ground side, i.e., the one that only has been heat treated, (Fig. 14) to the δ_{Area} calculated by (5), the magnitude of the RS profile of the ground side can be estimated.

The results reported in Table 2 show that distortion increases as δ_{Area} also does. This means that for a greater internal moment imbalance, the distortion needed to restore the balance is larger.

Since the RS profile area resulted to be tensile, the thermal effect tends to be significant as a consequence of the cutting conditions that were applied in the grinding of the present work. Even so, it is not great enough to turn the RS profile into a tensile one, but there is a tensile value on the surface and then it becomes compressive.

4 Conclusions

In the present work, the influence of the variations of the process parameters, between the most commonly range used in the industry, and the microstructure features on surface finish and surface integrity in ADI samples was investigated. As a result, the following general conclusions could be drawn:

- At both microscopic and macroscopic scales, ground surfaces exhibited a good finish and no defects were

observed. R_a values were within a lower range from the expected for grinding operations.

- A correlation between the selected V_s and both the e_c and the R_a parameter was found. Instead, when grinding with different V_w , the parameters registered to analyze the grindability in the present work showed varied behaviors.
- Even when the two grades of ADI studied in this work presented a markedly difference in both their hardness and mechanical properties, their grindability did not differ significantly from each other, if the e_c and R_a parameters are considered as evaluation parameters.
- By employing a relationship between the RS and distortion, the state of RS could be estimated in the specimens.
- A higher thermal effect led to a diminution of the tensile RS below the surface and therefore to higher concave distortions. This effect prevailed when grinding ADI 360 samples, and when the cutting conditions employed tended to lower h_{eq} . The mechanical effect in the ADI 360 samples was also predominant, but in this case, magnified when using cutting conditions that led to higher h_{eq} .
- The presence of different NC did not affect the behavior against grinding of the samples, which means there is no need to change the cutting conditions when grinding components with different sections in order to achieve the same results.

Acknowledgements The authors would like to thank Universidad Nacional de Mar del Plata and CONICET for the funding, and to Dr. Eng. Flavio Soldera from Dept. Materials Science & Engineering of Saarland University for his collaboration.

Funding Universidad Nacional de Mar del Plata and CONICET

Availability of data and material The manuscript has no associated data or the data will not be deposited

Declarations

Conflict of interest The authors declare no competing interests.

References

1. Marinescu ID, Rowe WB, Dimitrov B, Inasaki I (2012) Tribology of abrasive machining processes, 2nd edn. William Andrew Publishing, New York
2. Rowe BW (2013) Principles of modern grinding technology, 2nd edn. Elsevier Inc, Oxford
3. Tao Z, Yaoyao S, Laakso S, Jinming Z (2017) Investigation of the effect of grinding parameters on surface quality in grinding of TC4 titanium alloy. *Procedia Manufact* 11:2131–2138. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2017.07.344>
4. Liu Z, Deng SY, Wan L (2017) Effects of grinding parameters on surface quality in silicon nitride grinding. *Ceram Int* 43:1571–1577. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.10.135>
5. Miao Q, Ding W, Kuang W, Yang C (2020) Comparison on grindability and surface integrity in creep feed grinding of GH4169, k403, DZ408 and DD6 nickel-based superalloys. *J Manuf Process* 49:175–186. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.11.027>
6. Chaudhari A, Awale AS, Chakrabarti AK (2019) Surface integrity characterization of austenitic, martensitic and ferritic stainless steel under different grinding process. *Mater Res Express* 6:1165c9. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab4f22>
7. Da Silva RB, Lima MLS, Pereira MF, Abrão BS, Da Silva LRR, Bianchi EC, Machado AR (2018) A surface and sub surface quality evaluation of three cast iron grades after grinding under various cutting conditions. *Int J Adv Manuf Technol* 99:1839–1852. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2628-z>
8. De Martini Fernandes L, Lopes JC, Volpato RS, Diniz AE, De Oliveira RFM, de Aguiar PR, De Mello HJ, Bianchi EC (2018) Comparative analysis of two CBN grinding wheels performance in nodular cast iron plunge grinding. *Int J Adv Manuf Technol* 98:237–249. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2133-4>
9. Sosa AD, Echeverría MD, Moncada OJ, Sikora JA (2006) Residual stresses, distortion and surface roughness produced by grinding thin wall ductile iron plates. *Int J Mach Tools Manuf* 47:229–235. <https://doi.org/10.1016/j.ijmactools.2006.04.004>
10. Associazione Italiana Fonderie (2019) In: Fonderia 5. https://www.assofond.it/documents/20142/57050/In_Fonderia.+5_2019.pdf/ (Accessed August 2021)
11. Nofal A (2013) Advances in the metallurgy and applications of ADI. *J Metallurgic Eng* 2(1)
12. Kim YJ, Shin H, Park H, Dae Lim J (2008) Investigation into mechanical properties of austempered ductile cast iron (ADI) in accordance with austempering temperature. *Mater Lett* 62:357–360. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2007.05.028>
13. Górný M, Tyrála E (2013) Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of Thin-Walled ductile iron castings. *J Mater Eng Perform* 22(1):300–305. <https://doi.org/10.1007/s11665-012-0233-0>
14. Mourad MM, Ibrahim KM, Ibrahim MM, Nofal A (2008) Optimizing the properties of thin wall Austempered Ductile Iron. 68th World Foundry Congress, 161–166
15. David P, Massone J, Boeri R, Sikora J (2004) Mechanical properties of thin wall ductile iron influence of carbon equivalent and graphite distribution. *ISIJ Int* 44:1180–1187. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1180>
16. Borrajo JM, Martinez RA, Boeri RE, Sikora JA (2002) Shape and count of free graphite particles in thin wall ductile iron castings. *ISIJ Int* 42:257–263. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.257>
17. Benini L, Weingaertner WL, Uhlmann E (2015) Grinding of austempered ductile iron grade 3 as function of the Microcrystalline Al₂O₃ Grinding wheels composition. *Adv Mater Res* 1105:164–171. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.1105.164>
18. Sosa AD, Echeverría MD (2015) Surface alterations produced in grinding of austempered ductile iron. *Procedia Mater Sci* 8:155–161. <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.04.059>
19. Furno ME, Sosa AD (2020) Surface integrity analysis of grinding on ductile iron. *Int J Adv Manuf Technol* 110:2067–2078. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05873-y>
20. Massone JM, Boeri RE, Sikora JA (2003) Solid state transformation kinetics of high nodule count ductile Iron. *Int J Cast Metals Res* 16:179–184. <https://doi.org/10.1080/13640461.2003.11819579>

21. Oberg E, Jones FD, Horton HL, Ryffel HH (2004) Machinery's handbook, 27th edn. Industrial Press, New York
22. Zarudi I, Zhang LC (2002) Modelling the structure changes in quenchable steel subjected to grinding. *J Mater Sci* 37:4333–4341. <https://doi.org/10.1023/A:1020652519141>
23. Rowe WB, Chen X (1997) Characterization of the size effect in grinding and the sliced bread analogy. *Int J Product Res* 35(3):887–899. <https://doi.org/10.1080/002075497195768>
24. Heinzl C, Bleil N (2007) The use of the size effect in grinding for work-hardening. *CIRP Annals* 56(1):327–330. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2007.05.075>
25. Tricard M (1996) Residual effects of finishing methods. In: *ASM Handbook Volume 5: Surface Engineering*, second printing. ASM International. Norton Company. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v05.9781627081702>
26. Shaw MC (1996) Principles of abrasive processing. Oxford Science Publications, New York, pp 4–5
27. Totten G, Howes M, Inoue T (2002) Handbook of residual stress and deformation of steel, 1st edn. ASM International, Netherlands
28. Malkin S, Guo C (2007) Thermal analysis of grinding. *CIRP Ann* 56(2):760–782. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2007.10.005>
29. Smallman RE, Ngan AHW (2014) Modern physical metallurgy, 8th edn. Butterworth-Heinemann by Elsevier, Oxford
30. Hamdi H, Zahouani H, Bergheau JM (2004) Residual stresses computation in a grinding process. *J Mater Process Technol* 147:277–285. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(03\)00578-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(03)00578-8)

Publisher's note Springer Nature remains neutral with regard to jurisdictional claims in published maps and institutional affiliations.

RESEARCH ARTICLE



Experimental study of MQL applicability in ADI grinding and its influence on surface topography

M.E. Furno^{a,b}, C.H. Tealdi^a and A.D. Sosa^{a,b}

^aMechanical Engineering Department, School of Engineering, Universidad Nacional de Mar del Plata, Juan B. Justo, Mar del Plata, Argentina; ^bDivision of Metallurgy – INTEMA – CONICET, Mar del Plata, Buenos Aires, Argentina

ABSTRACT

When workpieces require tight tolerance or a good surface finish, grinding is usually the best solution. Yet this process is characterised by generating a great amount of heat that needs to be controlled. The minimum quantity lubrication (MQL) system emerged as an alternative to the flood cooling system. Nevertheless, the employment of the former in austempered ductile iron (ADI) surface grinding is still an unexplored topic. This research seeks to experimentally study the applicability of MQL and the influence of the wheel speed and workspeed, in the surface topography of ADI samples subjected to different conditions of surface grinding. ADI surface topography was acquired, then the roughness parameters and surface hardness alterations were determined. The results show that the application of MQL in ADI surface grinding is possible. The surface roughness is similar to that of the flood cooling system and the surface hardness alterations are small.

ARTICLE HISTORY

Received 28 November 2022
Accepted 17 March 2023

KEYWORDS

Surface finish; Surface hardness alterations; Minimum quantity lubrication; Roughness parameters; Abrasive machining

1. Introduction

Austempered ductile iron (ADI) is a metal alloy with a microstructure formed by graphite nodules embedded in an ausferritic metallic matrix. The two-step heat treatment by which ADI is obtained consists of a first austenitizing stage followed by rapid cooling and a second austempering stage.

Among the advantages of this type of microstructure over others, the possibility of obtaining different useful combinations of both ductility and strength should be underlined. This fact allows ADI to be employed in a wide range of applications such as the railroad industry, crankshafts and axles, gears, and agricultural tools. By controlling the heat treatment parameters such as temperature and holding times, Kilicli and Erdogan [1] and Zhang *et al.* [2] showed that the microstructure can be adjusted according to the mechanical properties required for each application. With the decrease in austempering temperature (finer ausferritic structure) or with shorter holding times, the yield strength and the tensile strength of the material increase, whereas both the impact energy and the elongation decrease. However, Avishan *et al.* [3], concluded that when it comes to machining a set of ADI specimens with a given combination of mechanical properties, factors such as hardness and microstructure features must be taken into account to design a suitable manufacturing process.

Nofal [4] stated that the vast research conducted over the last decades has increased the knowledge of

both ADI properties and the techniques by which it is produced. As a result, components with shapes and dimensions close to the final ones have started to be produced. This is a desired condition as fewer machining operations are required to achieve the dimension tolerances and surface finish desired. Thus, avoiding preliminary roughing stages. In order to prevent undesired dimensional changes up to 0.7% [5] that could affect the dimensional accuracy of the parts, it is preferable to perform these finishing operations after the heat treatment stages. Yet, under such conditions, the components usually present high hardness.

For situations like the ones above, grinding stands as one of the best solutions. In this machining operation, the tool consists of an abrasive wheel rotating at high speed. In the particular case of surface grinding, the table where the workpiece is fixed exerts a reciprocating linear motion that, combined with the rotation of the grinding wheel, creates a flat surface. Nevertheless, it should be considered that there are several workpiece-machine configurations that allow to obtain flat or revolution surfaces. They mainly differ in the contact length between the wheel and the workpiece, leading to different operating conditions. The cutting parameters involved in surface grinding are the wheel speed, V_s , the workspeed, V_w , and the selected depth of cut, p . The equivalent chip thickness, h_{eq} , can be determined based on these parameters and so empirical data correlated for a particular abrasive and conformity of grinding contact obtained [6].

Grinding machining is characterised by a small h_{eq} and a high V_s , and a great amount of cutting edges acting at the same time with a strongly negative geometry. Therefore, the specific cutting energy turns out to be sizeable, as well as heat generation. If the latter is not properly controlled, it may damage the part, causing burns, microstructural changes, hardness alterations, or unpredictable dimensional changes. Since the behaviour of the grinding wheel tends to be adiabatic and the amount of chips is small, almost all heat is directed towards the part. Hadad and Sadeghi [7] calculated that approximately 90% of the heat produced in the wheel/workpiece interface went into the workpiece. This means that heat generation must be reduced or extracted with the help of an auxiliary system.

Cutting fluids are widely used due to their cooling and lubricating effect as well as their ability to remove the formed chips from the cutting zone. The flood cooling system, which consists of applying an abundant and continuous liquid jet directed at the contact area between the workpiece and the tool, is the one most commonly employed. Nonetheless, this system presents some disadvantages. Sometimes it becomes highly uneconomical to apply as a result of the large quantities of cutting fluid used and the large tanks needed for storage and maintenance purposes. Besides, environmental and health concerns become an issue due to the presence of chemical additives in the cutting fluids and their poor biodegradability. For these reasons, new systems have emerged as a valuable alternative.

The working principle of minimum quantity lubrication (MQL) is to mix compressed air with a small amount of oil and vaporise it to the cutting area. In this case, the oil is consumed during the process instead of being collected, filtered, and reused. But since the lubricant flow is in the ml/h order of magnitude, rather than in the l/h, it is not considered a disadvantage. Besides, this system allows the use of biodegradable oils, which are environmentally friendly and have less impact on human health.

Due to the randomness and complexity of the grinding-cutting process, the MQL system is not widely applied in this type of machining process and, therefore, its applicability deserves further analysis. As an example, the applicability of MQL system in surface grinding of steels has been widely studied over the last two decades, reaching to the conclusion that its use can be advantageous compared to the conventional system. Rahim *et al.* [8] observed that the grinding temperature and both normal and tangential forces can be reduced by applying the MQL system, if compared with measurements with the flood condition. Rabiei *et al.* [9], in turn, postulated that, under certain conditions, the MQL system led to reduced normal and tangential grinding forces. Chakule *et al.* [10], for their part, concluded that, when comparing with wet and dry environments, a better coefficient of friction was obtained, as well as lower surface roughness values due

to the efficient lubrication between the abrasive grain and the workpiece. Majumdar *et al.* [11], found that the requirement of tangential force in MQL was lower than for the dry condition and similar to the flood cooling. They also observed a good finish on the samples and the surface roughness values turned out to be lower than with the other two conditions. For that reason, some of the most recent research in this topic is based on increasing the efficiency of MQL in surface grinding operations. Sharmin *et al.* [12], designed a modified nozzle, resulting in a maximum of 11% lesser temperature than the grinding with conventional nozzle.

In particular, the study of the application of the MQL system when grinding ADI emerged in recent years, though only for cylindrical grinding. According to the results obtained by da Silva *et al.* [13], and Moretti *et al.* [14], output parameters such as surface roughness, surface finish, wheel wear, roundness error, and energy consumption did not necessarily improve with the MQL system when compared with those of the flood system. Other works have dealt with variants of the conventional MQL system in ADI cylindrical grinding, such as the addition of a wheel cleaning jet [15] or cooled air [16] in order to improve the cooling condition of the process.

It is known that the contact length from the different geometric configurations of the machining process, i.e. surface or cylindrical grinding, for example, modifies the conditions of the cutting process. Besides, there are microstructural differences between steel and ductile iron. Therefore, the pre-existing data in the current bibliography regarding grinding with different geometric configurations and materials should not be extrapolated to ADI surface grinding. This fact leads to the conclusion that there is an overall absence in the literature of enough data and tools to fulfill a complete understanding of whether the MQL system can be applied in the manufacturing process of critical ADI components.

This research seeks to experimentally study MQL applicability and the influence exerted by the cutting parameters on the surface finish of ADI samples subjected to different experimental conditions of surface grinding. Moreover, for comparison purposes only, the performance of the MQL system was contrasted against the flood system (studied in previous works).

2. Materials and methods

2.1. Materials

Ductile iron molten in an induction furnace was employed as the base material. Conventional nodularizing and inoculation practices were applied to the melt. 12.7-mm 'Y' blocks (ASTM A395) were cast in sand moulds obtaining samples with a nodular count of 150 nod/mm² and a sphericity greater than 90%.

Table 1. Chemical composition for ductile iron casting.

C	Si	Cu	Mn	Ni	Mg	P	S	Fe	CE
3.35	3.68	0.63	0.13	0.5	0.04	0.03	0.01	Balance	4.46

The chemical composition was determined using spark optical emission spectrometry (Table 1). The carbon equivalent (CE) turned out to be slightly hypereutectic.

The samples were submitted to a two-step heat treatment. The first stage consisted in austenitizing at 910°C for 1 h in an electric furnace with a protective atmosphere. The second stage consisted in austempering at 280°C or 360°C in a salt bath for 45 min. As a result, two batches of samples with a fine (ADI 280) and a coarse (ADI 360) microstructure were obtained. The hardness of the samples was estimated as the average value of several measurements, which turned out to be ADI 280=49±3 HRC and ADI 360=35±1 HRC.

2.2. Samples

Prismatic samples of 5 × 20 × 80 mm were used. In order to minimise alterations in sample features, low-energy machining processes were selected in the preliminary stages.

2.3. Grinding tests

The grinding tests were performed on a peripheral surface grinder Maqchin TH-M2046A. A magnetic plate was used to fix the specimens on the reciprocating table.

The tool was a IC46J5V9 grinding wheel with dimensions of 200 × 20 × 80 mm. The tool was dressed and trued with a single-point diamond before the start of each test.

The cutting parameters were set as combinations of depth of cut per pass $p = 0.03$ mm, wheel

speed $V_s = 20$ -25-30 m/s and workspeed $V_w = 16$ -22-28 m/min. A total of three strokes was performed on each sample leading to a grinding length of 4800 mm per sample.

Figure 1(a–b) show the sample layout, the machine configuration, the cutting conditions, and the machining grooves with their probing direction for surface roughness measurements.

To ease the analysis of the results, the equivalent chip thickness (h_{eq}) for each test was calculated using (1), as described by Rowe [6].

$$h_{eq} = \frac{a_e \times V_w}{V_s} \quad (1)$$

where the real depth of cut $a_e \approx p$. The combinations of the cutting conditions tested and their h_{eq} are presented in Table 2.

The lubricating system employed was minimum quantity lubricant (MQL). Two synthetic polyol ester (POE) lubricants were used during the tests. Lubricant A (viscosity 40°C = 32.5 cSt and density = 0.98 g/ml) was formulated specifically for use in refrigeration and air-conditioning compressors using HFC refrigerants. Lubricant B (viscosity 40°C = 10 cSt and density = 0.89 g/ml) was formulated as a metal cutting oil for MQL applications. Also, two different lubricant flow rates (Q) were compared: 60 and 140 ml/h, respectively.

2.4. Characterizations

The images of the microstructures shown in Figure 2 were obtained by means of LOM after conventional polishing and etching with nital 2%.

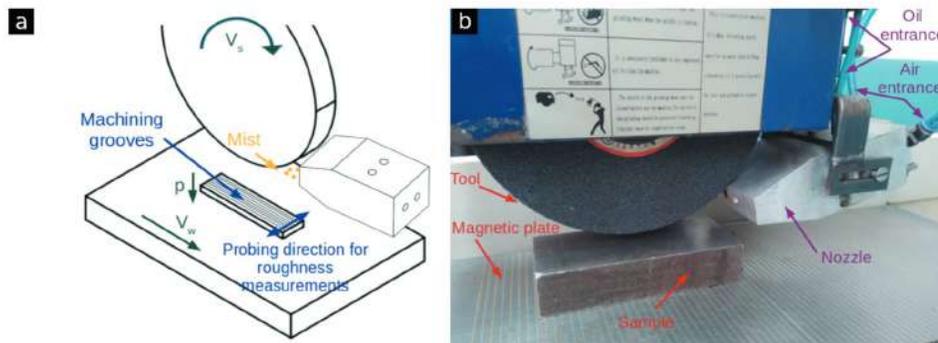


Figure 1. a) schematic diagram and b) grinding device and sample layout.

Table 2. Combinations of the cutting conditions tested and their h_{eq} .

h_{eq} [μm]	0.27	0.32	0.37	0.4	0.44	0.47	0.56
V_w [m/min]	16	16	22	16	22	28	28
V_s [m/s]	30	25	30	20	25	30	25

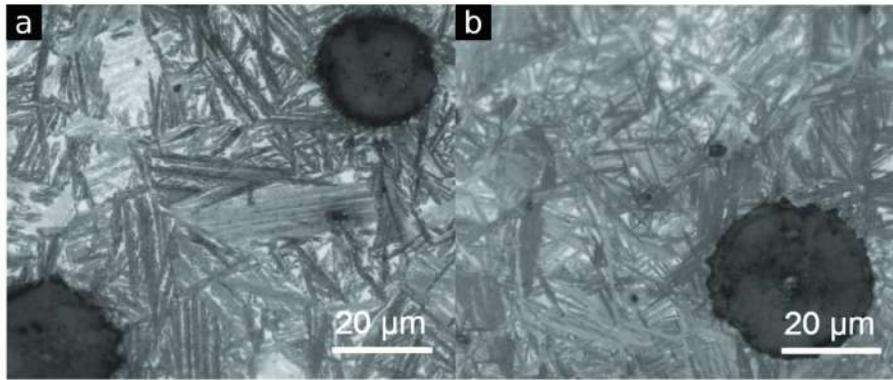


Figure 2. Microstructures of a) ADI 360 and b) ADI 280 samples.

The topography of the ground surfaces (2D and 3D representations and roughness profiles) was obtained with a white light interferometer (WLI) Zygo. The surface roughness was quantified using parameters as arithmetic mean roughness (R_a) and mean of maximum peak to valley height (R_{tm}). For comparison purposes, roughness profiles and the R_a parameter were also acquired using a contact profilometer Surtronic 3+ with cut-off and evaluation lengths of 0.8 mm and 4 mm, respectively. The radius of the stylus tip was 5 μm , and its angle 90°.

The Knoop surface micro-hardness of ground samples was measured after applying a 100 g load on an ISOTEST PMH-1000Z device.

3. Results

3.1. Surface topography

A qualitative analysis of all ground surfaces was carried out by means of optical microscopy. The surfaces showed a good finish and were within expectations for ground metal specimens. No defects, such as microfissures, debris, or burns were detected. Two ground surfaces are shown in Figure 3: one with the minimum (Figure 3a) and another one with the maximum value of R_a (Figure 3b). The rest of the samples are placed between them, with the same general shape but with different smoothness. It can also be seen that the general shape of the roughness profiles

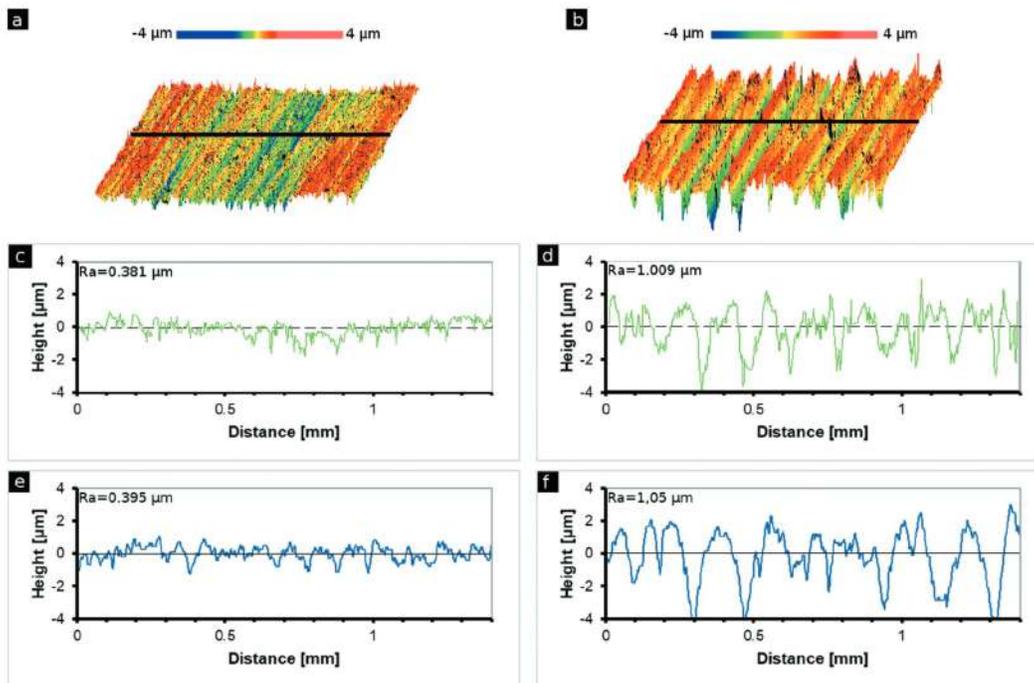


Figure 3. 3D representation of the ground surface of samples: a) ADI 360 ground with lubricant B, $Q=60$ ml/h and $h_{eq}=0.27$ μm and b) ADI 280 ground with lubricant A, $Q=142$ ml/h and $h_{eq}=0.37$ μm . Roughness profile obtained with WLI for the highlighted section of specimens: c) ADI 360 and d) ADI 280. Roughness profile acquired with contact profilometer of samples: e) ADI 360 and f) ADI 280.

obtained with WLI and the contact profilometer did not differ significantly from each other.

As part of the quantitative analysis, the R_a parameter was calculated. The results are provided in Figure 4 as a function of the h_{eq} corresponding to each test, and range from 0.3 to 1.3 μm , laying within the expected interval for ground surfaces according to Tricard [17]. When R_a was measured with WLI and the contact profilometer, the values generally differed by 9% on average. The former was greater than the latter.

When the R_a values reported by Furno and Sosa [18] for samples ground using flood cooling as the lubricating system were compared with those in this research, the latter turned out to be higher, though not departing from the expected range.

As h_{eq} increases, R_a does too. This increment of the R_a parameter was magnified when grinding with lubricant A.

R_a values of ADI 280 and ADI 360 samples did not show meaningful differences when ground under the same conditions.

The lowest values of R_a were reached in the samples ground with lubricant B. The R_a parameter variation in these samples was lower than that obtained when machining with lubricant A.

Increasing the lubricant flow rate (Q) did not affect the R_a parameter for samples ground with lubricant A, regardless of h_{eq} . Conversely, in the case of grinding with lubricant B, some difference between both Q tested for the lowest h_{eq} arose.

The information analysed so far does not suffice to make a full characterisation of the surface topography. For a more accurate description, it could be helpful to evaluate the R_a parameter along with another parameter from the roughness profile. In this case, the R_{tm}/R_a ratio was selected as the study criteria. Figure 5 illustrates some particular cases in which one of the parameters, i.e. R_{tm} or R_a remained unchanged while the other differed in both sets of samples. Thus, it is possible to understand the geometric differences in the general shape of roughness profiles with dissimilar R_{tm}/R_a .

In Figure 5(a-b), the ground surfaces presented the same R_{tm} but different R_a values. As a result, the R_{tm}/R_a ratio was increased from 4.6 to 5.7. The amount of peaks and valleys of the roughness profile with a lower R_a value increased, so they turned out to be narrower. In the example in Figure 5(c-d), both ground surfaces exhibited the same R_a but different R_{tm} values. As a consequence, the R_{tm}/R_a ratio was increased from 4.5 to 5.7. It can be seen that the roughness profile with the highest R_{tm} value was changed in the same direction as in the preceding example, but it also lost its notable periodicity.

Extrapolating this analysis to the rest of the samples, the R_{tm}/R_a ratios are shown in Figure 6. The values were placed in the range of 4.5–6, according to Shaw [19], as a good approximation for ground surfaces. Generally, this ratio decreased as h_{eq} increased. No significant differences between the

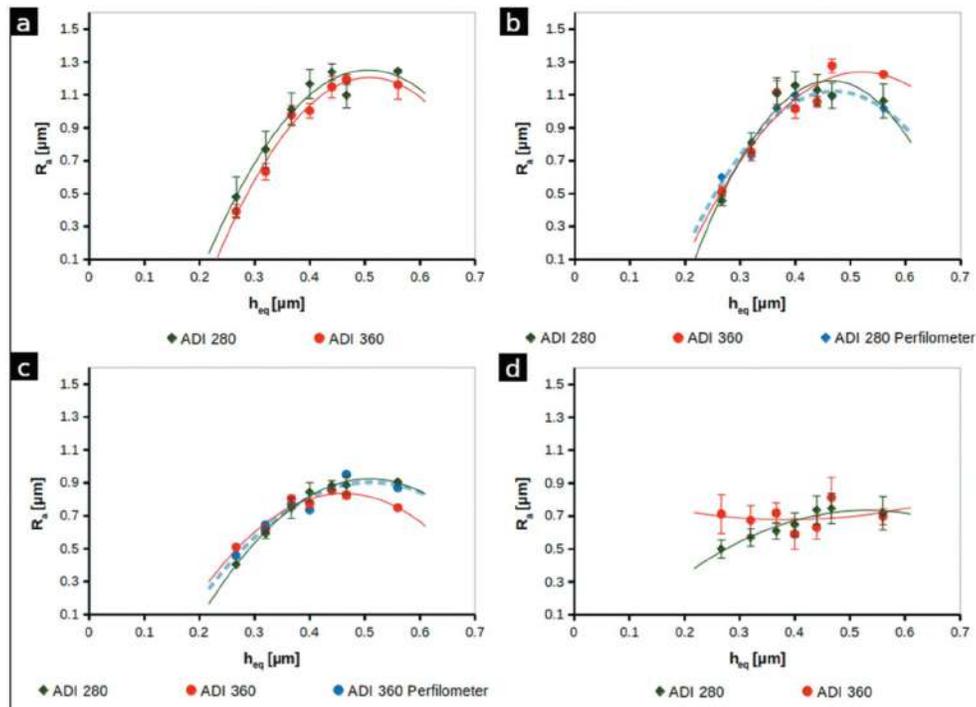


Figure 4. R_a values for samples ground with **a)** lubricant A and $Q=60$ ml/h, **b)** lubricant A and $Q=142$ ml/h, **c)** lubricant B and $Q=60$ ml/h, and **d)** lubricant B and $Q=142$ ml/h.

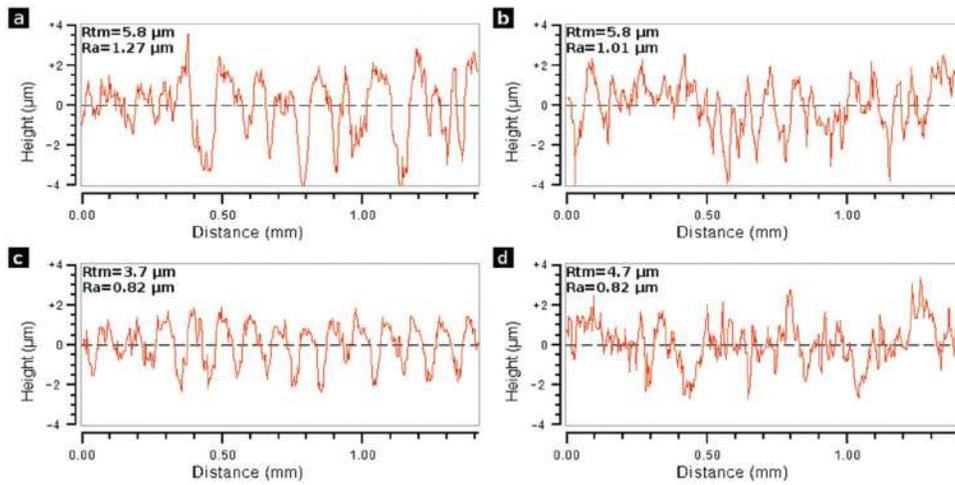


Figure 5. Roughness profiles for ADI 360 ground with **a)** lubricant A, $Q=142$ ml/h and $h_{eq}=0.56$ μm , **b)** lubricant A, $Q=60$ ml/h and $h_{eq}=0.56$ μm , **c)** lubricant B, $Q=142$ ml/h and $h_{eq}=0.27$ μm and **d)** lubricant B, $Q=142$ ml/h and $h_{eq}=0.56$ μm .

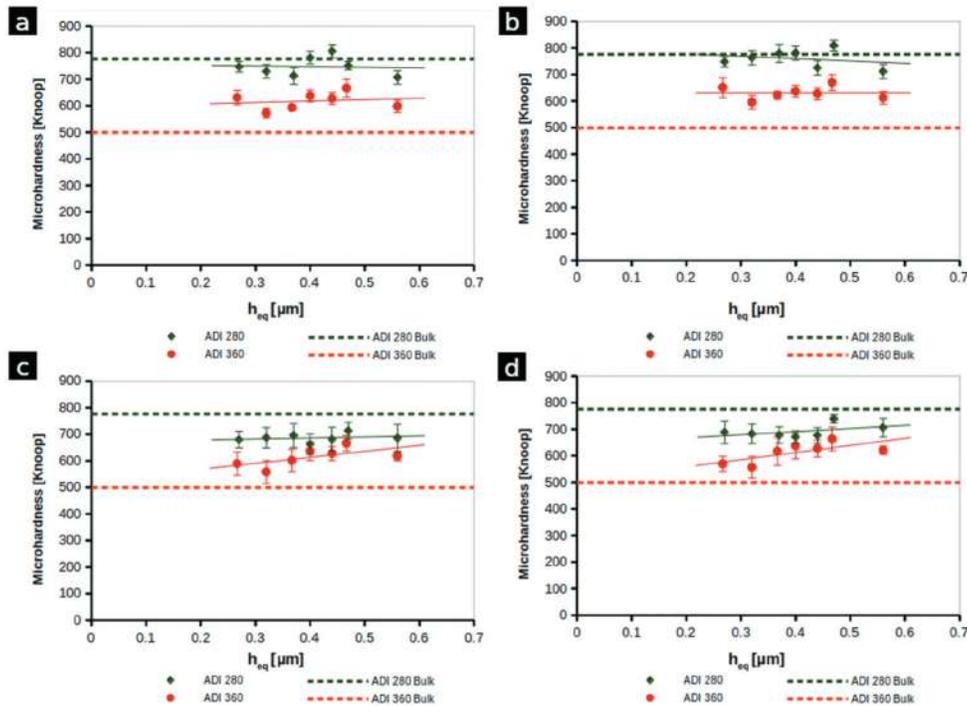


Figure 6. R_{tm}/R_a values for samples ground with **a)** lubricant A and $Q=60$ ml/h, **b)** lubricant A and $Q=142$ ml/h, **c)** lubricant B and $Q=60$ ml/h, and **d)** lubricant B and $Q=142$ ml/h.

remaining variables studied in this research were detected.

3.2. Surface hardness alterations

As a consequence of the machining process, hardness alterations may appear on the surface exposing the presence of other underlying phenomena. These results are presented in Figure 7. In most cases, ADI 280 samples showed a reduction in

surface hardness of 12%, while ADI 360 samples increased their surface hardness by 25%. Conversely, when grinding with a flood cooling system, Colombo *et al.* [20] registered an increment in ADI hardness of approximately 15%.

A constant hardness behaviour for different h_{eq} was observed when lubricant A was applied. On the contrary, regarding samples ground with lubricant B, this tendency decreased linearly, especially for lower h_{eq} . In most cases, lubricant B produced significantly smaller

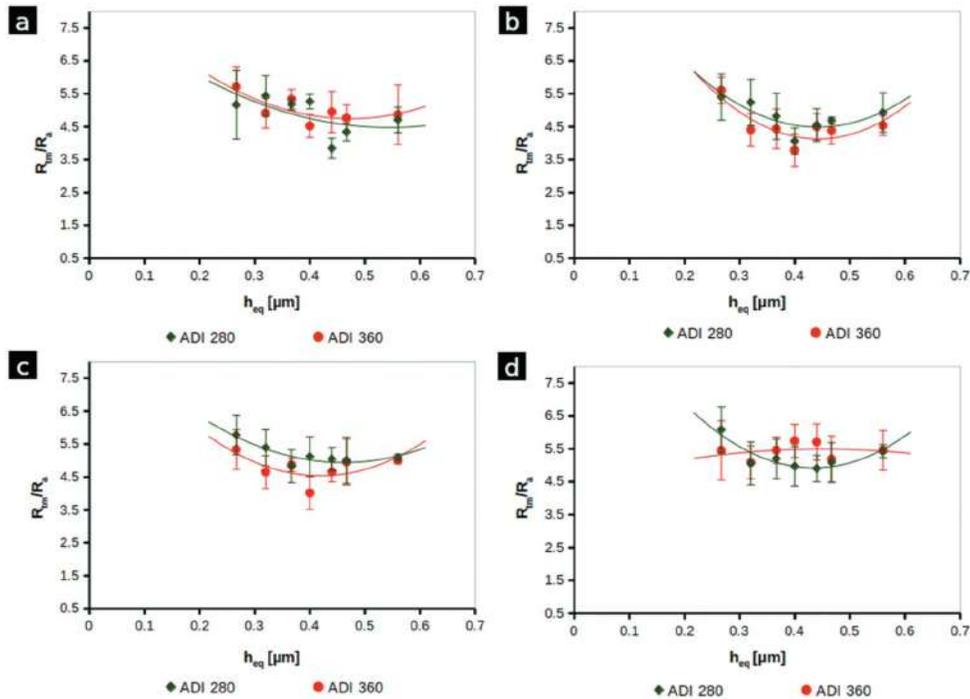


Figure 7. Surface Knoop microhardness values for samples ground with **a)** lubricant A and $Q=60$ ml/h, **b)** lubricant A and $Q=142$ ml/h, **c)** lubricant B and $Q=60$ ml/h, and **d)** lubricant B and $Q=142$ ml/h.

alterations in surface hardness than lubricant A when changing h_{eq} . Changes in the Q did not affect the surface hardness alterations.

4. Discussion

The R_a values obtained with WLI were usually higher than those with the contact profilometer. This is explained by the fact that, in the former, the light wavelength is smaller than the tip radius of the latter, which means that the light is able to enter narrower valleys. The similarity between both sets of results indicates that, in the first instance, sophisticated equipment is not necessary to acquire reliable data for this application.

According to Rahim *et al.* [8], as h_{eq} increases, the force over the wheel grains does too. Such a scenario, usually known as soft behaviour, leads to the detachment of the abrasive grains and a consequent degradation of the grinding wheel [6]. Thus, as h_{eq} increases and the soft behaviour prevails, the R_a parameter increases too. This effect appears to be less relevant when grinding with lubricant B, since the R_a value variation is reduced as h_{eq} increases. Lubricant B has lower viscosity and density than lubricant A. As postulated by Chen and Bonaccorso [21], lubricants with these properties spread faster. Härth and Schubert [22] also affirmed that they were able to cover a larger workpiece surface with the same amount of lubricant. Low fluid viscosity is also generally

associated with better wetting properties [23] and better crack penetration [24]). These are needed to reach the lubricant sources more efficiently, such as grain fractures and wheel pores [25]. Since the lubricating effect of lubricant B is more effective than that of lubricant A, the friction component of the total force would be reduced and therefore the soft behaviour minimised along with heat generation [8]). The grinding condition under which heat generation reaches its maximum value is when the minimum h_{eq} is used, which Marinescu *et al.* [26] described as the 'size effect'.

This decrease in the friction component does not manifest itself in the same way as when machining with the conventional lubricating system. If the R_a values reported by Furno and Sosa [18] for samples ground with the flood cooling system are compared with those in this manuscript, the latter turns out to be higher, though without departing from the expected range. As regards the flood cooling system, Walker [23] emphasises that the cooling effect is more efficient than the lubricating effect leading to two different consequences.

The first one is that the thermal contraction of the peaks and valleys of the roughness profile is higher, resulting in lower R_a values. The second is that cooling is faster than in the MQL system, where heating is followed by a slower cooling (annealing) stage as Silva *et al.* [27] explained. For this reason, ADI 280 samples do not increase their hardness but reduce it. ADI 360 specimens increase their hardness regardless

of whether they are being ground with the MQL system or a flood cooling system. The microstructure of the ADI 360 samples has a great deformation capacity and a higher amount of retained austenite, as Furno and Sosa [18] quantified. As a result of plastic deformation and the presence of localised martensite by stress-induced formation, hardness would be increased, as Silva *et al.* [27], observed. Nevertheless, as it was previously mentioned, the surface hardness increment is lower than that for the flood cooling system. Since the friction component is lower for samples ground with MQL system [23], the total force is reduced, and the amount of plastic deformation is not as high as in samples ground with the flood cooling system. Given the fact that the surface hardness of both materials gets closer after the machining process and that both microstructures are of the same nature, the R_a values of both batches do not differ when they are ground under the same cutting conditions.

Surface grinding with both lubricants, under the parameters tested in this research, allows to achieve surface roughness within the expected range for flood cooling lubrication. When using lubricant A, the set of cutting parameters can be adjusted according to R_a requirements. Also, if lubricant A is selected for machining, no equipment or an accurate regulation system would be necessary for this particular application.

5. Conclusions

A research on the influence of the cooling system and the cutting parameters on the surface topography of ADI (Austempered Ductile Iron) samples subjected to surface grinding was conducted. The following conclusions were drawn:

- The MQL (Minimum Quantity Lubricant) system allows to attain surface roughness parameters within the expected range for ground samples using flood cooling conditions under the parameters tested in this research.
- Both material variants, austempered ductile iron (ADI) austempered at 280°C and 360°C, presented a good finish with no noticeable differences between them.
- Grinding with both lubricants allowed to achieve surface roughness within the expected range for flood cooling lubrication.
- The R_a (arithmetic mean roughness) parameter was generally lower when grinding with the lubricant formulated as a metal cutting oil for MQL applications. Nevertheless, if a lubricant formulated for general applications were selected to perform the machining, the set of cutting parameters could be adjusted in line with R_a requirements.

- The Q (lubricant flow rate) did not exert a significant influence on the surface roughness and hardness alterations.
- The data obtained from the surface topographies with both techniques did not show significant differences between them.
- MQL was applicable for ADI grinding and its advantages over the flood cooling system could be further exploited.

Acknowledgment

The authors would like to thank the Universidad Nacional de Mar del Plata and the CONICET for funding, also to Dr. Eng. Flavio Soldera from the Department for Materials Science & Engineering of Saarland University for his collaboration.

Disclosure statement

No potential conflict of interest was reported by the author(s).

References

- [1] Kilicli V, Erdogan M. Effect of ausferrite volume fraction and morphology on tensile properties of partially austenitised and austempered ductile irons with dual matrix structures. *Int J Cast Met Res.* 2007;20(4):202–214.
- [2] Zhang J, Zhang N, Zhang M, et al. Microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron with different strength grades. *Mater Lett.* 2014;119:47–50.
- [3] Avishan B, Yazdani S, Jalali Vahid D. Effect of austempering temperature on machinability of Cu–Ni–Mo alloyed austempered ductile iron for heavy section parts. *Int J Cast Met Res.* 2011;24(1):22–27.
- [4] Nofal A. Advances in the metallurgy and applications of ADI. *J Metall Eng.* 2013;2(1):1–18.
- [5] Basso AD, Dai Pra AL, Echeverria MD, et al. Study of dimensional change of high-silicon ductile iron with ADI and Dual-Phase-ADI microstructures starting from different as-cast structures. *Int J Cast Met Res.* 2018;31(3):144–152.
- [6] Rowe WB. *Principles of modern grinding technology.* Oxford, UK: William Andrew-Elsevier Inc; 2013.
- [7] Hadad M, Sadeghi B. Thermal analysis of minimum quantity lubrication-MQL grinding process. *Int J Mach Tools Manuf.* 2012;63:1–15.
- [8] Rahim EA, Ibrahim R, Mohid Z, et al. Study on temperature, force and specific energy of AISI 1020 under MQL grinding process. In: *Applied Mechanics and Materials.* Vol. 465. Trans Tech Publications Ltd; 2014. pp. 1119–1123.
- [9] Rabiei F, Rahimi AR, Hadad MJ, et al. Performance improvement of minimum quantity lubrication (MQL) technique in surface grinding by modeling and optimization. *J Clean Prod.* 2015;86:447–460.
- [10] Chakule RR, Chaudhari SS, Talmale PS. Evaluation of the effects of machining parameters on MQL based surface grinding process using response surface methodology. *Journal of Mechanical Science and Technology;* 2017;31(8):3907–3916.

- [11] Majumdar S, Das P, Kumar S, et al. Evaluation of cutting fluid application in surface grinding. *Measurement*. 2021;169:108464.
- [12] Sharmin I, Moon M, Talukder S, et al. (2021). *Impact of nozzle design on grinding temperature of hardened steel under MQL condition*. *Materials Today: Proceedings*, Hyderabad, Telangana State, India; 2020 October 9–10; **38**, 3232–3237.
- [13] da Silva AE, Lopes JC, Daniel DM, et al. Behavior of austempered ductile iron (ADI) grinding using different MQL dilutions and CBN wheels with low and high friability. *Int J Adv Manuf Technol*. 2020;107(11):4373–4387.
- [14] Moretti GB, de Moraes DL, Garcia MV, et al. Grinding behavior of austempered ductile iron: a study about the effect of pure and diluted MQL technique applying different friability wheels. *Int J Adv Manuf Technol*. 2020;108(11):3661–3673.
- [15] Lopes JC, de Martini Fernandes L, Garcia MV, Moretti GB, de Moraes DL, Ribeiro FSF, de Angelo Sanchez LE, de Oliveira RFM, de Mello HJ, Aguiar PR, Bianchi EC. Performance of austempered ductile iron (ADI) grinding using diluted oil in MQL combined with wheel cleaning jet and different CBN grains friability. *Int J Adv Manuf Technol*. 2020;107(3):1805–1818.
- [16] de Moraes DL, Lopes JC, Andrioli BV, Moretti GB, da Silva AE, da Silva JMM, Ribeiro FSF, de Aguiar, PR, Bianchi, EC. Advances in precision manufacturing towards eco-friendly grinding process by applying MQL with cold air compared with cooled wheel cleaning jet. *Int J Adv Manuf Technol*. 2021;113(11–12):3329–3342.
- [17] Tricard M. Residual effects of finishing methods. *ASM Handbook: Surface Engineering*, Vol. 5. Materials Park, OH 44073-0002, USA: ASM International; 1996. pp. 144–151.
- [18] Furno ME, Sosa AD. Effect of grinding parameters and microstructural features on surface integrity of ADI ground components. *Int J Adv Manuf Technol*. 2021;117(9):2959–2971.
- [19] Shaw MC. *Principles of Abrasive Processing*. Oxford: Oxford University Press on Demand; 1996.
- [20] Colombo DA, Dommarco RC, Basso AD. Rolling contact fatigue behavior of dual-phase austempered ductile iron. *Wear*. 2019;418:208–214.
- [21] Chen L, Bonaccorso E. Effects of surface wettability and liquid viscosity on the dynamic wetting of individual drops. *Phys Rev E*. 2014;90(2):022401.
- [22] Härth M, Schubert DW. Simple approach for spreading dynamics of polymeric fluids. *Macromole Chem Phys*. 2012;213(6):654–665.
- [23] Walker T. *MQLhandbook: a guide to machining with minimum quantity lubrication*. 1° ed. Grand Rapids, Michigan, US: Unist; 2013.
- [24] Brinksmeier E, Heinzel C, Wittmann M. Friction, cooling and lubrication in grinding. *CIRP Ann*. 1999;48(2):581–598.
- [25] Tawakoli T, Hadad M, Sadeghi MH, et al. Minimum quantity lubrication in grinding: effects of abrasive and coolant–lubricant types. *J Clean Prod*. 2011;19(17–18):2088–2099.
- [26] Marinescu ID, Rowe WB, Dimitrov B, et al. *Tribology of abrasive machining processes*. Oxford, UK: William Andrew-Elsevier Inc; 2012.
- [27] Silva LR, Corrêa EC, Brandao JR, et al. Environmentally friendly manufacturing: behavior analysis of minimum quantity of lubricant-MQL in grinding process. *J Clean Prod*. 2020;256:103287.