

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



“EFECTO DE LOS PRECIPITADOS DE NITRURO DE TITANIO EN LA FORMACIÓN DE FISURAS EN BORDE EN ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA GRADO 780 MPA CON APLICACIONES AUTOMOTRICES”

Por

CÉSAR ANTONIO SALAZAR GARCÍA

Como requisito parcial para obtener el Grado de
DOCTOR EN INGENIERÍA DE MATERIALES

Marzo, 2026

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



“EFECTO DE LOS PRECIPITADOS DE NITRURO DE TITANIO EN LA
FORMACIÓN DE FISURAS EN BORDE EN ACEROS AVANZADOS DE ALTA
RESISTENCIA GRADO 780 MPA CON APLICACIONES AUTOMOTRICES”

Por

CÉSAR ANTONIO SALAZAR GARCÍA

Como requisito parcial para obtener el Grado de
DOCTOR EN INGENIERÍA DE MATERIALES

Marzo, 2026

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica
Posgrado

Los miembros del Comité de Evaluación de Tesis recomendamos que la tesis "Efecto de los precipitados de nitruro de titanio en la formación de fisuras en borde en aceros avanzados de alta resistencia grado 780 MPa con aplicaciones automotrices", realizada por el estudiante César Antonio Salazar García, con número de matrícula 1593296, sea aceptada para su defensa como requisito parcial para obtener el grado de Doctorado en Ingeniería de Materiales.

El Comité de Evaluación de Tesis

Dr. Rafael Colás Ortiz
Director

Dr. Miguel Ángel Quiñones Salinas
Co-director

Dr. Nelson Federico Garza Montes de Oca
Revisor

Dr. Francisco Aurelio Pérez González
Revisor

Dr. Edgar Omar García Sánchez
Revisor

Dr. Luis Enrique Hernández Castillo
Revisor

Dr. Juan José Ramírez Natera
Revisor

Vº. Bº.


Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado

Institución 190001

Programa 122608

Acta núm. 375

Ciudad Universitaria, a 15 de marzo de 2026.

DEDICATORIA

A mi Esposa

Andrea Reynosa Pedraza

A mi Bebé que viene en camino ♡

A mis Padres

Carlos Salazar Carcaño

Carmela García Espinoza

A mis Hermanas

Viridiana Salazar García

Sandra Salazar García

Cecilia Salazar García

A mi Mejor Amigo

José Alfredo Gonzalez Franco

A mis Suegros

Mario Reynosa Rivera

Mayela Avelina Pedraza Cavazos

AGRADECIMIENTOS

A mi esposa por todo su amor, apoyo y comprensión a lo largo de este camino. Gracias por siempre motivarme a dar lo mejor de mí y por ser la luz en esos días de oscuridad, este triunfo es de los dos mi vida bella.

A mis padres por todo su apoyo durante mi carrera académica, por enseñarme que con esfuerzo y dedicación se pueden lograr las metas que nos propongamos en la vida. Gracias por ser esas personas incansables que lucharon día tras día para que nunca nos faltara nada, los amo mis viejillos.

A mis suegros por su apoyo y cariño durante todo este camino. Gracias por ser esas personas admirables y buenas que me echaron la mano y confiaron en mí desde el primer momento que los conocí, dios se los pagué con muchos nietos.

A mi mejor amigo por siempre estar ahí para brindarme un buen consejo y motivarme a seguir adelante aun cuando las cosas se ponían difíciles.

A mi asesor el Dr. Rafael Colás por todo su apoyo a lo largo de este proyecto, por sus consejos y por enseñarme a hacer el bien para los demás sin buscar nada a cambio.

A mi asesor el Dr. Miguel Quiñones por todos sus consejos, apoyo y por confiar en mí desde el inicio de este proyecto.

Al Dr. Imre Felde por todo su apoyo durante mi estancia de investigación en la Universidad de Óbuda en Budapest, Hungría.

A la empresa METALSA por abrirme sus puertas y al personal del laboratorio de materiales del CIDeVeC por su apoyo durante la realización de este proyecto.

Al programa Doctoral en Ingeniería de Materiales de la FIME–UANL por brindarme la oportunidad de realizar mis estudios de posgrado.

Al Consejo Nacional de Humanidades, Ciencias y Tecnologías (CONAHCYT) por la beca y el apoyo económico brindado a lo largo de este proyecto.

Contenido

RESUMEN	1
ABSTRACT	2
CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN	3
Justificación	6
Hipótesis	6
Objetivo general	6
Objetivos particulares	6
CAPÍTULO 2 MARCO TEÓRICO	8
2.1 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)	9
2.1.1 Características de los AHSS	9
2.1.2 Aceros de fase compleja (CP)	10
2.1.3 Mecanismos de fractura en los AHSS	13
2.1.4 Formación de precipitados de TiN	18
2.2 Proceso de corte	22
2.2.1 Características del proceso de corte	22
2.2.2 Claro de corte	25
CAPÍTULO 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL	28
3.1 Análisis de composición química	30
3.1.1 Espectroscopía de emisión óptica	30
3.1.2 Análisis de nitrógeno por combustión y detección por conductividad térmica	31
3.2 Ensayos mecánicos	32
3.2.1 Ensayo de tensión	32
3.2.2 Ensayo de microdureza	34
3.2.3 Ensayo de impacto	34
3.2.4 Ensayo de expansión de orificio	36
3.2.5 Ensayo de doblez	38

3.3 Evaluación microscópica	40
3.3.1 Preparación metalográfica.....	40
3.3.2 Microscopía óptica.....	41
3.3.3 Microscopía estereoscópica	42
3.3.4 Microscopía digital.....	43
3.3.5 Microscopía electrónica de barrido.....	47
3.4 Ensayos de corte	48
CAPÍTULO 4 RESULTADOS.....	51
4.1 Análisis de composición química.....	52
4.2 Ensayos mecánicos.....	53
4.2.1 Ensayo de tensión	53
4.2.2 Ensayo de microdureza	55
4.2.3 Ensayo de impacto	55
4.2.4 Ensayo de expansión de orificio.....	56
4.2.5 Ensayo de doblez	57
4.3 Evaluación microscópica	58
4.3.1 Microscopía óptica.....	58
4.3.1.1 Análisis de inclusiones	58
4.3.1.2 Tamaño de grano	58
4.3.1.3 Evaluación del corte	59
4.3.2 Microscopía estereoscópica	68
4.3.3 Microscopía digital.....	71
4.3.3.1 Análisis microestructural.....	71
4.3.3.2 Análisis de zonas de fractura de probeta de tensión	74
4.3.3.3 Análisis de precipitados de TiN	80
4.3.4 Microscopía electrónica de barrido	93
CAPÍTULO 5 DISCUSIÓN DE RESULTADOS.....	95
CAPÍTULO 6 CONCLUSIONES	117
CAPÍTULO 7 TRABAJO FUTURO.....	121

BIBLIOGRAFÍA.....	124
ÍNDICE DE FIGURAS.....	135
ÍNDICE DE TABLAS.....	144
NOMENCLATURA.....	146
APÉNDICE A.....	148
APÉNDICE B.....	157
APÉNDICE C.....	163
RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO.....	164

RESUMEN

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) de fase compleja (CP) han sido incorporados en los últimos años en aplicaciones estructurales automotrices como alternativa para reducir el peso de los vehículos sin comprometer la seguridad de los usuarios. No obstante, estos aceros presentan desafíos en los procesos de corte debido a la formación de fisuras en borde, lo que representa un problema para los fabricantes del acero y para las empresas que los utilizan para la fabricación de componentes estructurales. Estos defectos pueden estar asociados con la interacción entre los distintos constituyentes microestructurales, particularmente las fases y precipitados formados durante el procesamiento del acero para alcanzar sus propiedades mecánicas. El presente trabajo evalúa la correlación entre la cantidad, tamaño y distribución de los precipitados de nitruro de titanio (TiN) y la formación de fisuras en borde en seis AHSS de CP grado 780 MPa, producidos mediante diferentes rutas de procesamiento. A partir de ensayos de corte, se identificaron los mecanismos de fractura asociados a la presencia de dichos precipitados. Se observó que la cantidad y la distribución de TiN presentan correlación con la formación de fisuras, ya que los aceros con más de 1000 precipitados por mm^2 y un camino libre medio menor a $1000 \mu\text{m}$ mostraron mayor susceptibilidad a presentar estos defectos. En contraste, el tamaño de los precipitados no evidenció una correlación directa, sin embargo, se recomienda que sean menores a $10 \mu\text{m}^2$ y evitar distribuciones bimodales. Asimismo, se determinó que un producto $\text{Ti} \times \text{N}$ inferior a 0.0008 favorece un mejor desempeño en corte, debido a que valores superiores incrementan la temperatura de inicio de precipitación y, por ende, la cantidad de TiN en la matriz. Además, el porcentaje de delaminación en probetas de tensión se identificó como un posible indicador de la susceptibilidad a desarrollar fisuras en borde. Desde la perspectiva del procesamiento, se concluye que es conveniente minimizar la cantidad de precipitados de TiN y maximizar el camino libre medio entre ellos para reducir la probabilidad de formación de fisuras en borde.

ABSTRACT

Advanced high–strength steels (AHSS) of complex phase (CP) have been incorporated in recent years in automotive structural applications as alternative to reduce the vehicles weight without neglecting the user safety. However, these steels have shown edge fissures during shearing operations, which represents challenge for steelmakers and companies that rely on them for the manufacturing of structural components. Such defects can be associated to the interaction between the different microstructural constituents, particularly the phases and precipitates generated during the steel processing to achieve their mechanical properties. The current work evaluates the correlation between quantity, size and distribution of titanium nitride precipitates (TiN) and the edge fissures formation of six CP AHSS grade 780 MPa produced by different steelmaking routes. Shearing tests were conducted to identify the fracture mechanisms associated with the presence of these precipitates. A correlation was observed between the quantity and distribution of TiN particles and edge fissures formation, as steels containing more than 1000 particles per mm² and a mean free path below 1000 μm exhibited higher susceptibility to show these defects. In contrast, precipitates size did not show a direct correlation, however, it is recommended that TiN precipitates remain smaller than 10 μm² and that bimodal distributions be avoided. Furthermore, a Ti x N product lower than 0.0008 was found to promote improved shearing performance, since higher values increase the precipitation start temperature and, consequently, the quantity of TiN in the matrix. Additionally, the percentage of delamination observed in tensile test specimens was identified as a potential indicator of susceptibility to edge fissures formation. From a processing perspective, it is concluded that it is convenient to minimize the quantity of TiN precipitates and maximize the mean free path between them to reduce the probability of edge fissures formation.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

La protección del medio ambiente es una preocupación para muchas industrias hoy en día. Debido a esto se ha buscado disminuir las emisiones de dióxido de carbono (CO₂) a través de la reducción del consumo de combustibles fósiles [1–5].

La industria del transporte es uno de los sectores que más emisiones de CO₂ generan a nivel global. Dentro de este sector, los vehículos ligeros y comerciales representan un 77% en total frente a otros tipos de transporte [6,7]. Debido a esto y a las actuales regulaciones ambientales, la industria automotriz tiene el reto de lograr una la reducción en el peso de los vehículos a través de componentes más ligeros [1,5,8–10], ya que una reducción de 10% del peso del

vehículo puede lograr una reducción del consumo de combustible del 5–10% [1,2,8,11–14].

Esto ha sido posible mediante la sustitución de materiales utilizados de manera convencional por otros con propiedades mecánicas superiores con la finalidad de poder manufacturar componentes más ligeros con propiedades mecánicas similares o superiores [1,9,11,15–19]. En el caso de la industria del acero, en los últimos años se han presentado los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) como una solución para esta problemática, ya que ofrecen un desempeño superior en cuanto a propiedades mecánicas con respecto a los aceros convencionales utilizados en la fabricación de diversos componentes automotrices [16].

Debido a sus propiedades, los AHSS han sido incorporados en la gran mayoría de los vehículos manufacturados actualmente. En muchos casos, estos vehículos contienen hasta un 50% de estos aceros, y se prevé que su uso continúe en aumento en este tipo de aplicaciones [20–23]. Sin embargo, algunos de estos aceros han presentado retos durante los procesos de corte debido a la formación de fisuras en borde durante su procesamiento. Estos defectos pueden estar asociados a la interacción entre los diferentes constituyentes microestructurales del acero (particularmente las fases y precipitados) generados durante su procesamiento para lograr sus propiedades mecánicas [23–25].

En estudios previos se ha observado que la estrategia para lograr las propiedades mecánicas requeridas por los fabricantes de vehículos para ciertos grados de AHSS puede diferir de un fabricante de acero a otro, donde algunos proveedores utilizan elementos de aleación como manganeso (Mn), silicio (Si), cromo (Cr), níquel (Ni) y molibdeno (Mo) para propiciar la formación de estructuras aciculares como parte de los mecanismos de reforzamiento, mientras que otros utilizan titanio (Ti) y nitrógeno (N) para incrementar la resistencia del acero mediante mecanismos de precipitación a través de la formación de nitruros de titanio (TiN) [24,26–29].

Estas características contrastantes entre ambas rutas de procesamiento se han observado durante la evaluación a nivel laboratorio de algunos AHSS, donde las probetas de tensión de aceros aleados con Ti y N tienden a presentar una mayor sensibilidad a la formación de fisuras en la zona de fractura con respecto a aquellos aceros con mayor presencia de estructuras aciculares. Además, durante la manufactura de componentes automotrices fabricados con esos aceros, se ha encontrado evidencia de fisuras en borde alineadas con los precipitados de TiN, debido a que pueden ser puntos de nucleación y propagación de grietas [24,27–30].

Aunque ya se han estudiado los efectos de los contenidos del Ti y N en la formación de los precipitados de TiN [27,31], y el efecto que pueden tener estas partículas en la matriz del acero cuando se somete a deformación [26,30], aún no se ha estudiado la correlación entre la cantidad, tamaño o distribución de los precipitados de TiN y el desempeño en corte de los aceros. Debido a esto, el presente trabajo propone evaluar la correlación entre la cantidad, tamaño y distribución de los precipitados de TiN y la formación de fisuras en borde durante el proceso de corte de seis AHSS de fase compleja (CP, por sus siglas en inglés) grado 780 MPa fabricados mediante diferentes rutas de procesamiento.

En una primera etapa se llevará a cabo una caracterización de las propiedades químicas, mecánicas y microestructurales de los aceros estudiados, para después realizar la evaluación de la cantidad, tamaño y distribución de los precipitados de TiN. La caracterización se complementará con el estudio de la cinética de transformación mediante programas computacionales. Después de su caracterización, los aceros se someterán a ensayos de corte bajo diferentes parámetros de proceso donde se buscará simular las condiciones a las que normalmente son sometidos este tipo de aceros durante el proceso de corte a nivel industrial. Por último, se estudiará la correlación entre la cantidad, tamaño y distribución de los precipitados de TiN y la formación de fisuras en borde en los aceros bajo diferentes condiciones de corte.

La metodología de evaluación, resultados y su discusión se muestran en los siguientes capítulos.

Justificación

Debido a la formación de fisuras en borde asociadas con la presencia de los precipitados de TiN durante los procesos de corte en ciertos AHSS de CP grado 780 MPa, en el presente trabajo se propone estudiar la correlación entre la cantidad, tamaño y distribución de estos precipitados y la formación de fisuras en borde en seis aceros de CP producidos mediante diferentes rutas de procesamiento ya que estos factores pueden influir directamente en su desempeño durante los procesos de manufactura como el proceso de corte.

Hipótesis

Es posible encontrar una correlación entre la cantidad, tamaño y distribución de los precipitados de TiN y la formación de fisuras en borde durante el proceso de corte en AHSS de CP grado 780 MPa.

Objetivo general

Evaluar la correlación entre la cantidad, tamaño y distribución de los precipitados de TiN y la formación de fisuras en borde durante el proceso de corte de AHSS de CP grado 780 MPa.

Objetivos particulares

- Caracterizar las propiedades químicas, mecánicas y microestructurales de los AHSS de CP grado 780 MPa propuestos.

- Evaluar la cantidad, tamaño y distribución de los precipitados de TiN presentes en los aceros estudiados.
- Determinar la cinética de transformación de los aceros mediante uso de programas computacionales.
- Estudiar el desempeño en corte a diferentes claros de corte.
- Evaluar la correlación entre la cantidad, tamaño y distribución de los precipitados de TiN y la formación de fisuras en borde en los aceros.

CAPÍTULO 2

MARCO TEÓRICO

En este capítulo se presentan los fundamentos teóricos necesarios para un mejor entendimiento de este trabajo de investigación. Se presenta teoría sobre los AHSS donde se incluye información sobre los componentes microestructurales presentes en los aceros CP, así como los mecanismos de fractura en estos aceros cuando se les somete a deformación y lo referente a la precipitación de TiN. Por último, se aborda la teoría de los procesos de corte.

2.1 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)

2.1.1 Características de los AHSS

Los AHSS son materiales complejos y sofisticados, con composiciones químicas seleccionadas cuidadosamente y microestructuras multifásicas resultantes de procesos de calentamiento y enfriamiento controlados con precisión [24,27–29].

En estos aceros se utilizan diferentes mecanismos de endurecimiento como endurecimiento por solución sólida, por precipitación, por refinamiento de grano y por mezcla de diferentes fases del acero. Esta variedad de mecanismos son empleados para alcanzar diferentes rangos de resistencia mecánica, ductilidad, tenacidad, y resistencia a la fatiga [18].

Las familias de los AHSS incluyen aceros de doble fase (DP, Dual Phase), de fase compleja (CP, Complex Phase), ferríticos – bainíticos (FB, Ferritic – Bainitic), martensíticos (MS, Martensitic), de plasticidad inducida por deformación (TRIP, Transformation – Induced Plasticity) y de plasticidad inducida por maclaje (TWIP, Twinning – Induced Plasticity). Estos grados de AHSS de primera y segunda generación están clasificados de manera única para satisfacer las demandas de rendimiento funcional de ciertos componentes. Por ejemplo, los aceros DP y TRIP son excelentes en las zonas de choque del automóvil por su alta absorción de energía. Así mismo, para los elementos estructurales del habitáculo, los aceros de resistencia extremadamente alta, como los aceros MS dan como resultado un rendimiento de seguridad mejorado. Recientemente se ha incrementado la financiación y la investigación para el desarrollo de la "3ª generación" de AHSS. Estos son aceros con combinaciones mejoradas de resistencia–ductilidad en comparación con los grados de acero convencionales, con potencial para capacidades de unión más eficientes, a costos más bajos. La amplia gama de propiedades disponibles hoy en día de estos aceros se ilustra en la Figura 2.1 en el diagrama de formabilidad global [32].

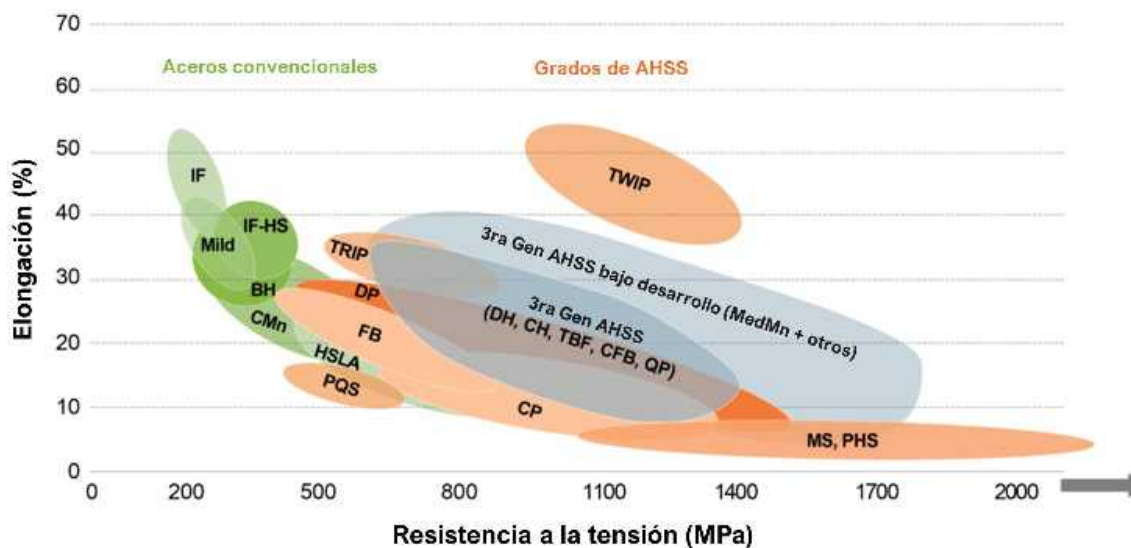


Figura 2.1 Diagrama de formabilidad global [32].

La investigación ha proporcionado combinaciones químicas y de procesamiento que han generado grados adicionales y propiedades mejoradas dentro de cada tipo de AHSS, donde cada familia y grado de acero puede tener variaciones en sus propiedades de un proveedor de acero a otro. Debido a la gran variedad de propiedades que pueden ofrecer los AHSS, su implementación en aplicaciones estructurales automotrices ha ido en incremento en los últimos años y se proyecta que siga en aumento [6,20–22].

Aunque la variedad de familias de los AHSS es muy amplia, el presente trabajo se enfocará solamente en los AHSS de CP los cuales son explicados a detalle en el siguiente punto.

2.1.2 Aceros de fase compleja (CP)

Como se mencionó anteriormente, todos los AHSS se producen controlando la composición química y la velocidad de enfriamiento de la fase austenita o austenita más ferrita para obtener una variedad de estructuras que

en combinación puedan cumplir con los requerimientos de desempeño requeridos por los fabricantes de vehículos.

En el caso de los aceros CP su microestructura contiene pequeñas cantidades de martensita, austenita retenida y perlita dentro de la matriz de ferrita/bainita. Se crea un refinamiento extremo del grano debido a la precipitación de carbo–nitruros de Ti, vanadio (V) o niobio (Nb) [32]. La Figura 2.2 muestra esquemáticamente la microestructura de un acero CP.

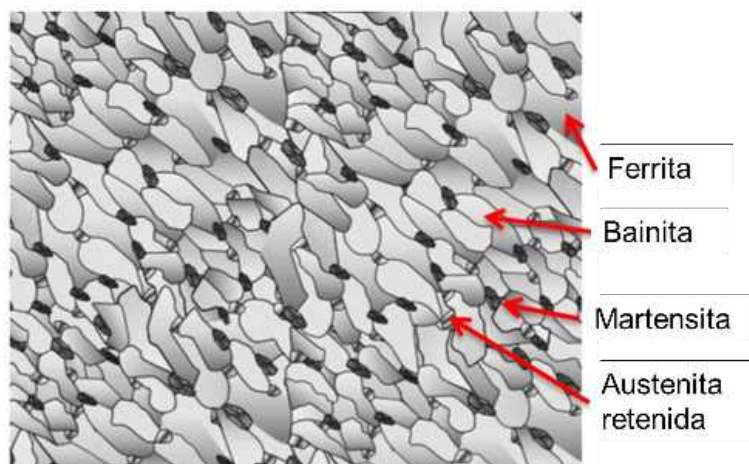


Figura 2.2 Esquema de una microestructura de un acero CP que muestra martensita y austenita retenida en una matriz ferrita – bainita [32].

La combinación de las estructuras presentes en los aceros CP les permiten tener valores de UTS (Esfuerzo último a la tensión) mayores a 800 MPa y a su vez una ductilidad que les permite lograr formas relativamente complejas durante los procesos de formado, además, estos aceros cuentan con una alta capacidad de absorción de energía y una buena capacidad de estiramiento en borde lo cual los hace muy atractivos para ciertas aplicaciones estructurales automotrices.

La variedad de estructuras alcanzadas se logra mediante la adición de elementos aleantes como Mn, Si, Cr, Ni, Mo, Ti y N para lograr diferentes mecanismos de reforzamiento. Sin embargo, la composición química y el proceso

de fabricación utilizados para lograr estas propiedades puede variar de un fabricante de acero a otro resultando en aceros que corresponden a la misma especificación, pero con microestructuras diferentes.

Se han observado dos principales tendencias en la fabricación de estos aceros, por un lado, algunos fabricantes utilizan principalmente elementos de aleación como Mn, Si, Cr, Ni o Mo para propiciar la formación de una alta proporción de estructuras aciculares como martensita y bainita, mientras que algunos fabricantes hacen uso principalmente de elementos de aleación como Ti y N para alcanzar los requerimientos en propiedades mecánicas a través de la formación de precipitados de TiN [24,26–29]. Ambos métodos son útiles para poder alcanzar las propiedades mecánicas requeridas por los fabricantes de vehículos, sin embargo, el comportamiento durante los procesos posteriores de manufactura como corte y formado puede variar de un acero a otro.

En el caso de los procesos de corte, algunos aceros CP han mostrado áreas de oportunidad debido a la formación de fisuras en borde durante este proceso. Se ha observado que los aceros que tienen mayores contenidos de Ti y N son más propensos a la aparición de estos defectos. Esto se debe principalmente a la presencia de los precipitados de TiN en la matriz del acero que bajo ciertas condiciones de deformación pueden generar microgrietas internas que pueden crecer y coalescer generando las fisuras en borde. En contraste, los aceros que presentan mayor contenido de estructuras aciculares en su microestructura tienden a presentar en menor medida estos defectos [24,26–30].

Para lograr un mejor entendimiento de estos fenómenos, en los siguientes puntos se muestran los mecanismos de fractura en los AHSS en presencia de estas partículas, así como los mecanismos de precipitación involucrados en la formación de ellas.

2.1.3 Mecanismos de fractura en los AHSS

La fractura de materiales dúctiles es causada por la nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos o microgrietas que terminaran formando una grieta mayor al someterse a deformación plástica [33,34]. Estas etapas se muestran a detalle en la Figura 2.3.

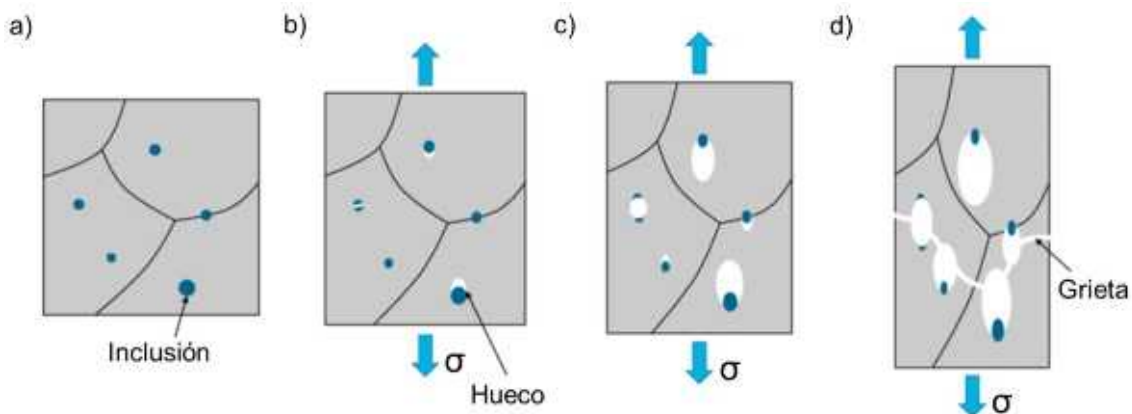


Figura 2.3 Representación esquemática de las etapas de la fractura en materiales dúctiles, a) estado inicial, b) nucleación, c) crecimiento y d) coalescencia [33].

La creación de microgrietas durante deformación plástica dependerá de los componentes microestructurales presentes en los aceros como estructuras, fases y precipitados [3,35].

La formación de grietas o fisuras en borde es comúnmente asociada con la presencia de segregación central generada durante el proceso de colada continua en planchones convencionales (planchón grueso) ya que, al ser una estructura con una mayor dureza que otras secciones del acero, funcionaba como concentrador de esfuerzos generando grietas o fisuras alineadas con esta estructura al centro del espesor de la placa como se muestra en la Figura 2.4 [26,29,36–38].

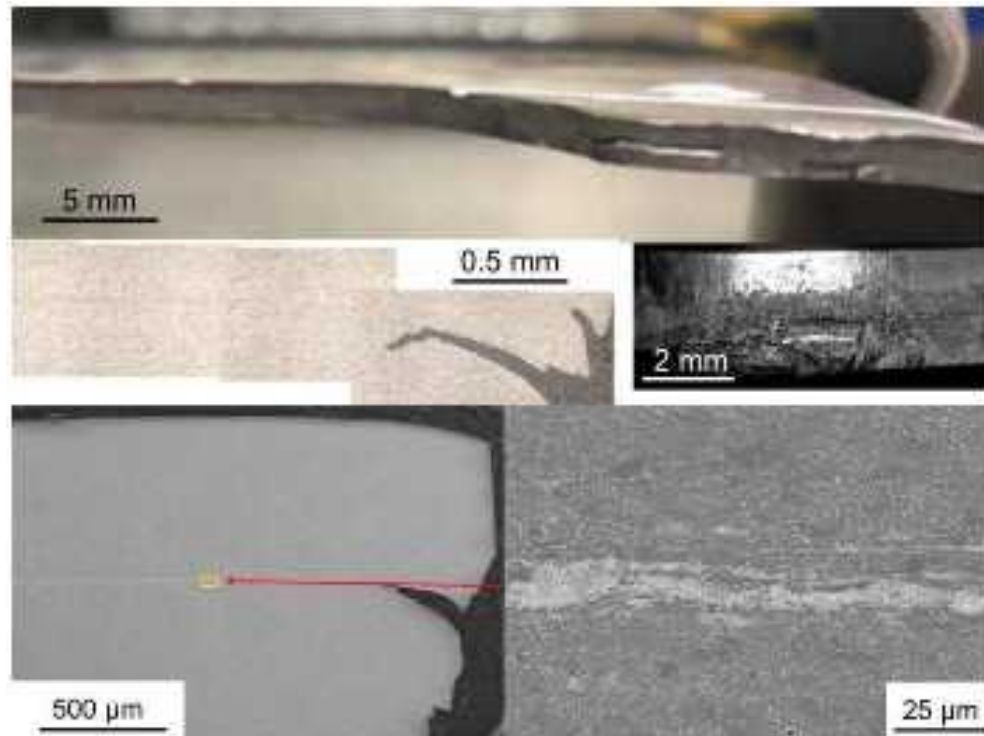


Figura 2.4 Estudio de una fractura desarrollada en un AHSS de CP grado 780 MPa debido a presencia de segregación central [29].

Sin embargo, algunos AHSS han mostrado este tipo de defectos aun sin la presencia de segregación central, siendo los precipitados de TiN uno de los principales detonantes para su formación [24,28,29].

En la Tabla 2.1 se muestran los mecanismos de formación de microgrietas asociados con la presencia de los precipitados de TiN en diferentes aceros durante procesos de deformación.

Tabla 2.1 Mecanismos de formación de microgrietas en diferentes aceros.

Acero	Matriz	Mecanismo de formación de huecos o microgrietas
CP	Ferrita + Bainita + Martensita	Los defectos se formaron principalmente debido a la fractura de los precipitados de TiN durante la deformación de la matriz y a la decohesión entre las fases y los precipitados [24,28].
DP	Ferrita + Martensita	Los defectos se formaron debido a la decohesión de los precipitados de TiN con la matriz o a su fractura. Este mecanismo gobierna incluso por encima de la decohesión de la ferrita y la martensita [30,34,39,40].
FB	Ferrita + Bainita	La formación de defectos se da principalmente en la interfaz de los granos de ferrita y los precipitados de TiN debido a la decohesión de ambos. También se observó la generación de estos defectos debido a la fractura de los precipitados de TiN [26,30,41,42].
MS	Martensita	La formación de defectos fue debido a la fractura de los precipitados de TiN que tuvieron un efecto de puntos de nucleación. Se encontró que la fractura de los precipitados de TiN fue debido a su gran dureza [43–45].
HSLA	Ferrita	Los defectos se formaron debido a la decohesión de los precipitados de TiN con la matriz de ferrita y a la fragmentación de estos durante la deformación ya que al ser duros no se deforman [3,26,43,45,46].

En los diferentes aceros mostrados en la Tabla 2.1 se observan dos principales mecanismos para la formación de huecos o microgrietas independientemente de la microestructura presente en la matriz: la decohesión de las partículas de TiN con la matriz del acero debido a que la habilidad de coordinar la deformación es más sincrónica entre fases que entre fases y los precipitados de TiN, esto debido a la alta diferencia en dureza que existe entre estos componentes microestructurales y por la fractura de estos precipitados durante la deformación debido a que no son capaces de deformarse por su alta dureza como se muestra en la Figura 2.5 [3,30].



Figura 2.5 Fisura en borde detectada durante el proceso de corte a nivel industrial asociada con la presencia de los precipitados de TiN [24].

Además, algunos aceros pueden presentar segregación central y precipitados de TiN en la matriz agravando la formación de fisuras en borde durante los procesos de corte [26].

Aunque algunos de los aceros estudiados en este trabajo fueron fabricados a partir de planchón grueso (producidos en espesores de 250–350 mm) que son más propensos a presentar el defecto de segregación central y otros a partir de planchón delgado (producidos en espesores de 50–90 mm) que no presentan este defecto debido a sus espesores más bajos que promueven una velocidad de solidificación más rápida [24,27–29], durante el estudio se analizó a detalle la microestructura de los aceros para asegurar que se encontraran libres de segregación central y de esta manera poder aislar el efecto de los precipitados de TiN en los procesos de corte.

Otros factores importantes por considerar durante la evaluación del efecto de estos precipitados en la formación de fisuras en borde es el espacio y el camino libre medio entre los precipitados, esto debido a que se puede mejorar la resistencia a la fractura de un material incrementando las distancias entre ellos [30]. Estos parámetros se pueden calcular con las siguientes ecuaciones:

$$d_p = \frac{L}{N_p} \quad (1)$$

$$\lambda = d_p(1 - X_v) \quad (2)$$

donde d_p es el espacio entre precipitados, L es la longitud de la línea de prueba, N_p es el número de precipitados interceptados, λ es el camino libre medio y X_v es la fracción volumétrica ocupada por los precipitados [47]. La obtención de d_p se muestra de manera esquemática en la Figura 2.6. La relación entre las ecuaciones (1) y (2) se muestra en la Figura 2.7.

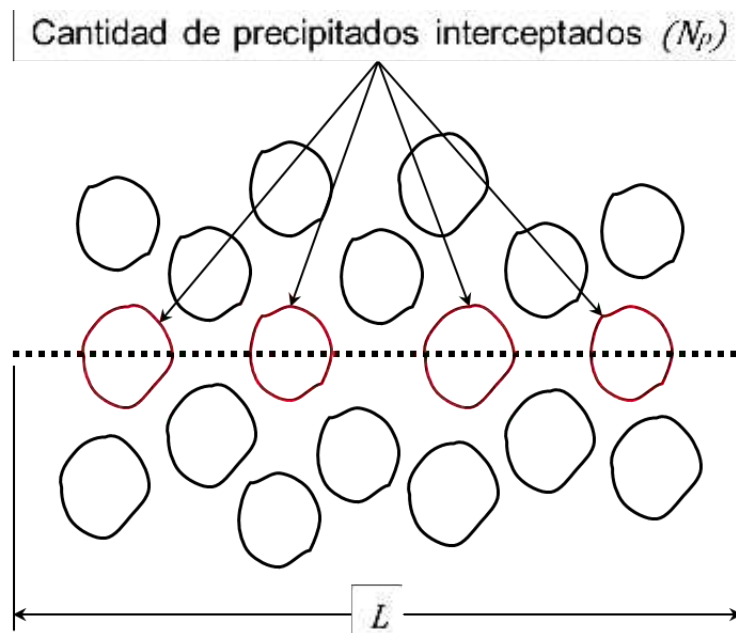


Figura 2.6 Obtención del espacio entre precipitados (d_p).

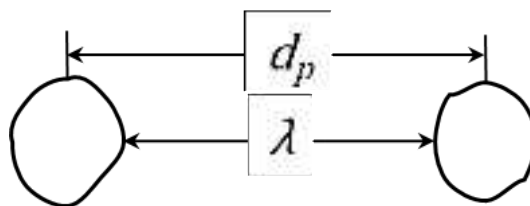


Figura 2.7 Relación entre camino libre medio (λ) y espacio entre precipitados (d_p).

2.1.4 Formación de precipitados de TiN

El estudio de la formación de los precipitados de TiN ha sido tema de investigación por diversos autores debido a su capacidad para modificar de manera positiva o negativa diversas propiedades de los aceros [12,24,27,31,41,43,46,48–58].

En el caso de los aceros CP, como se mencionó al principio de este capítulo, se ha encontrado que algunos fabricantes de acero optan por incluir contenidos relativamente altos de elementos de aleación como Ti y N para generar la precipitación de TiN para lograr un incremento en las propiedades mecánicas y cumplir con los requerimientos para este tipo de aceros. En consecuencia, estos aceros muestran una mayor presencia de precipitados de TiN en comparación con aquellos aceros CP que utilizan elementos de aleación como Mn, Si, Cr, Ni o Mo, haciéndolos más propensos a la aparición de fisuras en borde durante los procesos de corte [24,26–29]. Además, se ha observado que la cantidad, tamaño y distribución de estos precipitados es muy importante ya que de estos parámetros dependerán las propiedades mecánicas finales de los aceros [49,51]. Debido a esto, el entendimiento de los factores involucrados en la formación de los precipitados de TiN durante los procesos de laminación es muy importante para entender completamente el efecto que pueden tener en la formación de fisuras en borde.

Los precipitados de TiN tiene una estructura cúbica centrada en las caras (FCC, por sus siglas en inglés) de los átomos de Ti, donde los átomos de N ocuparán los sitios octaédricos. Los átomos de Carbono (C) también pueden

ocupar estos sitios octaédricos (ver Figura 2.8), sin embargo, en el caso de los aceros CP no es común observar precipitados de Carburo de Titanio (TiC) debido a los bajos contenidos de C con lo que típicamente cuentan (en la mayoría de los casos menor al 0.1%).

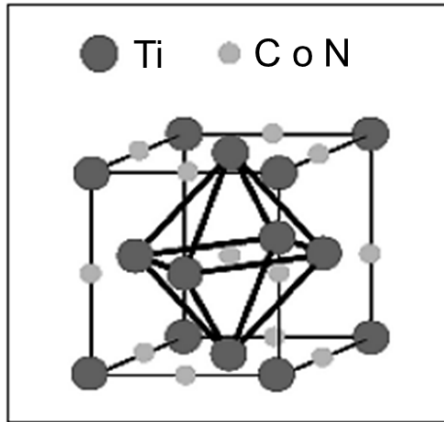


Figura 2.8 Estructura cristalográfica de los precipitados de TiN [31].

Estos precipitados tienen una característica forma cuboidal en tonalidad amarilla como se observa en las Figuras 2.5 y 2.9.

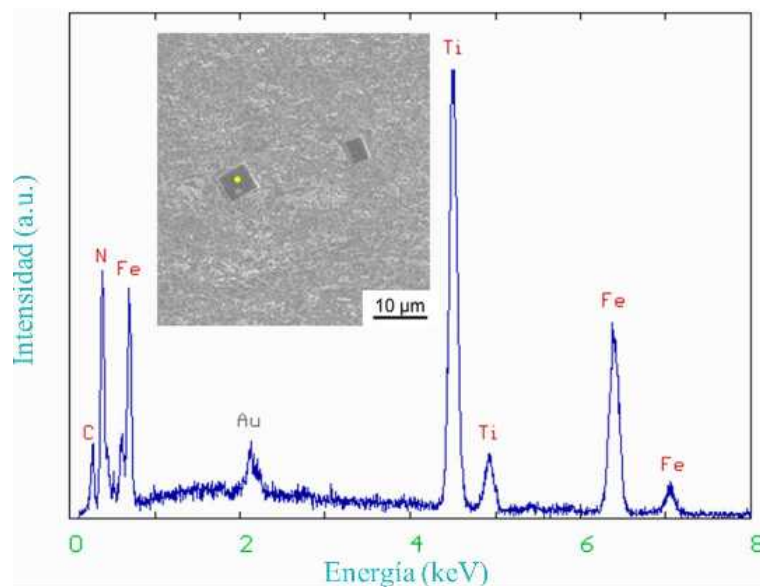


Figura 2.9 Espectro EDX de un precipitado de TiN encontrado hacia el centro del espesor de un AHSS [27].

La dureza de los precipitados de TiN es aproximadamente 2300 HV, mientras que la dureza de la ferrita, bainita y la martensita es de 190 HV, 350 HV y 500 HV, respectivamente [31,59]. Esta alta dureza permite que se utilice como parte de los mecanismos de endurecimiento del acero.

A diferencia del Ti que es agregado al acero como elemento de aleación, el N no se adiciona, su contenido dependerá del proceso de fabricación del acero (alto horno u horno de arco eléctrico) ya que se absorbe del aire durante el proceso de aceración y del contenido de chatarra utilizado durante su fabricación que puede variar de un proveedor a otro. Sin embargo, el efecto final en la formación de precipitados de TiN dependerá de ambos elementos [31,43,48,50]. Estos nitruros (TiN) se pueden formar inclusive en el acero líquido durante la fabricación del acero debido a su producto de solubilidad con respecto a otros nitruros (ver Figura 2.10) [24,27,31,50].

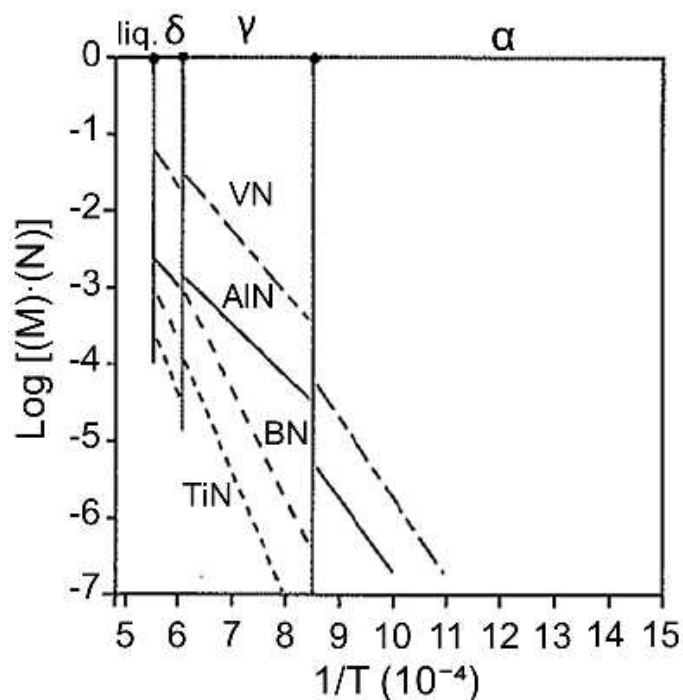


Figura 2.10 Producto de solubilidad de diferentes nitruros ((M) = concentración en Ti, B, Al, V, (N) = concentración en nitrógeno) dependiente de $1/T$ de líquido a fase ferrita [31].

Debido a que el producto de solubilidad del TiN es menor que los del nitruro de boro (BN) y nitruro de aluminio (AlN), este se formará primero atrapando el N que contenga el acero evitando la formación de otros nitruros [31].

Para conocer si los precipitados de TiN se comenzarán a formar en el líquido o en el sólido durante el proceso de aceración previo a la laminación se puede predecir la temperatura de inicio de precipitación a partir de los productos de solubilidad dados por la siguiente ecuación:

$$\log([N][Ti]) = \left(\frac{-\alpha}{T}\right) + \beta \quad (3)$$

donde las cantidades de [N] y [Ti] son expresadas en porcentaje en masa (%), T es la temperatura absoluta y α y β son coeficientes de equilibrio que tienen valores de 15,790 y 5.40, respectivamente [27,60].

El cálculo de la temperatura de inicio de precipitación de estas partículas es muy importante para este estudio, ya que lo que se busca para lograr el endurecimiento a través de estos precipitados es formar partículas de entre 10–100 nm, sin embargo, se han encontrado que cuando la precipitación comienza en el acero líquido la cantidad de partículas presentes será mayor con respecto a aquellos que comienzan a formarse en el acero sólido [24,27,50], además, las partículas que comienzan a formarse en el líquido tienen mayor tendencia a crecer alcanzando tamaños entre 1–20 μm [3,50], siendo estas últimas las que han mostrado un efecto negativo en la formación de huecos o microgrietas durante los procesos de deformación [46,48,49,52,54,55].

2.2 Proceso de corte

2.2.1 Características del proceso de corte

El corte es ampliamente utilizado en la actualidad por los fabricantes de componentes estructurales automotrices debido a su bajo costo en comparación con otros métodos de preparación disponibles [35,61,62]. Este proceso de manufactura se lleva a cabo mediante la propagación de grietas en un cuerpo por la aplicación de fuerzas de cizallamiento en una primera etapa y fuerzas de desgarre en una segunda etapa.

Las operaciones de corte involucran deformación plástica por esfuerzos tangenciales o cortantes que involucran herramientas y el material a cortar. La disposición de las herramientas requiere de un claro adecuado entre ellas para evitar su desgaste y/o la falla del material durante el proceso de corte. Las herramientas de corte pueden involucrar dos cuchillas ubicadas de forma paralela (corte, también llamado cizallado o corte abierto) o un punzón y un dado (punzonado, o también llamado corte cerrado) como se muestra en la Figura 2.11.



Figura 2.11 Configuración de los procesos de corte y punzonado [63].

Aunque los procesos de corte y punzonado son muy similares en los modos de deformación involucrados, este estudio se enfocará únicamente en los procesos de corte.

En las operaciones de corte la calidad del borde cortado es extremadamente importante ya que en base a la morfología del corte se puede conocer la calidad de los herramientas involucrados en el proceso o también la calidad y tipo de material que se está utilizando. Las diferentes zonas de la superficie de fractura se explican a continuación:

- Vuelco (también llamado *rollover*) – se debe al contacto de las cuchillas con la lámina.
- Zona brillante (también llamada *burnish*) – es una porción debajo del vuelco que se destaca por su brillo. La penetración es la suma del vuelco y la zona brillante.
- Zona de fractura (también llamada *fracture*) – se encuentra por debajo de la zona brillante y se presenta cuando los esfuerzos de corte son superiores a la resistencia del material. Es difícil de controlar y esta inclinada entre 7° y 9° .
- La rebaba (también se le conoce como *burr*) – se produce como resultado de la deformación plástica anterior a la separación completa que resulta del corte y es afectada por las condiciones de las cuchillas (desgaste en el filo de las cuchillas). La rebaba se incrementa en tamaño cuando los claros entre las cuchillas son relativamente amplios.

Las diferentes zonas de la superficie de corte se muestran de manera esquemática en la Figura 2.12.

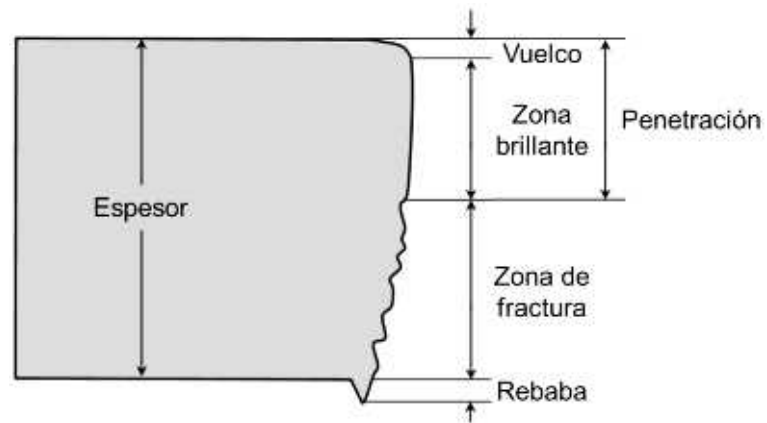


Figura 2.12 Diferentes zonas de la superficie de corte [63].

La superficie de corte debe de tener zona brillante (de corte) y oscura (de fractura) separadas por una línea recta como se puede observar en la Figura 2.13.



Figura 2.13 Distribución de la zona brillante (de corte) y oscura (de fractura). Muestra de AHSS de CP grado 780 MPa evaluado a 20% de claro de corte [64].

Los parámetros considerados para evaluar la calidad de borde son:

- La altura de la rebaba.
- La altura de la penetración.

- Distribución de la zona brillante y de fractura.
- Calidad de la zona de fractura (presencia de defectos o fisuras a lo largo de la superficie).

Las variables que pueden afectar la calidad de borde son:

- Propiedades mecánicas de la pieza de trabajo, calidad de la superficie y lubricación.
- Claro de corte, propiedades mecánicas de la herramienta de corte, geometría, filo de las cuchillas, condición de la superficie y tolerancias.
- Capacidades de la máquina (rigidez, exactitud, fuerza máxima y control de proceso).

Es importante considerar que los procesos de corte se ven fuertemente afectados por las propiedades mecánicas del material, por lo que al trabajar con AHSS se deberán tomar consideraciones especiales para llevar a cabo el corte del material de manera adecuada sin dañar las herramientas de corte o la pieza de trabajo [3,35,65]. Un parámetro clave para este estudio es el claro de corte el cual será abordado a continuación.

2.2.2 Claro de corte

El claro de corte (o también conocido como *huelgo* o *cutting clearance*), es la distancia perpendicular entre las cuchillas como se muestra en la Figura 2.11. El claro de corte es uno de los parámetros más importantes para obtener una buena calidad de borde durante su corte [19,36]. Se expresa en porcentaje (%) calculado con respecto al espesor de la pieza de trabajo a cortar. Un óptimo claro de corte depende del espesor de la placa (pieza de trabajo) y de la resistencia del material [65]. Algunos ejemplos de aceros con diferentes resistencias y sus claros recomendados se muestran en la Figura 2.14.

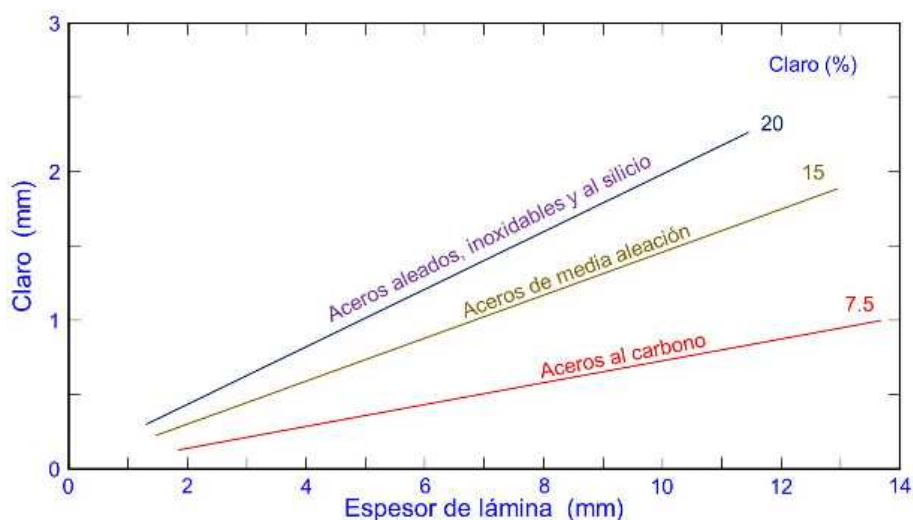


Figura 2.14 Claros de corte recomendados para varios tipos de aceros [63].

El no tener un buen control en el claro de corte no solo puede tener afectaciones en la calidad del borde cortado en el material, sino también en el desgaste presentado en las cuchillas de corte [3,35]. Además, se ha demostrado que al incrementar el claro de corte el material será más propenso a presentar fisuras en borde [19,36,66]. Algunas condiciones del claro de corte y su efecto en la calidad del borde, generación de fisuras en borde y desgaste de las cuchillas de corte en AHSS de CP grado 780 MPa se muestran en la Tabla 2.2.

Tabla 2.2. Efecto de la condición del claro de corte en diversas características de los aceros de CP grado 780 MPa, (Ø) Nada, (↑) Alto, (↔) Medio y (↓) Bajo.

Condición del claro de corte	Característica					
	Vuelco	Zona Brillante	Zona de Fractura	Rebaba	Fisuras en borde	Desgaste en cuchillas
Muy reducido (<5%)	Ø	↑	↓	Ø	↓	↑
Reducido (5–9%)	↓	↑	↓	↓	↓	↔
Adecuado (9–15%)	↔	↔	↔	↔	↔	↔
Excesivo (>15%)	↑	↓	↑	↑	↑	↓

Otro factor importante a considerar durante la evaluación de la calidad de borde es la cantidad de cortes realizados bajo diferentes condiciones de claro de corte. En la Figura 2.15 se muestra el efecto del claro de corte y cantidad de

cortes en el desgaste de las cuchillas y la longitud de la rebaba para aceros convencionales. En el caso de AHSS se tiene que considerar que el desgaste de la herramienta será significativamente mayor y la formación de rebaba se presentará a una menor cantidad de cortes.

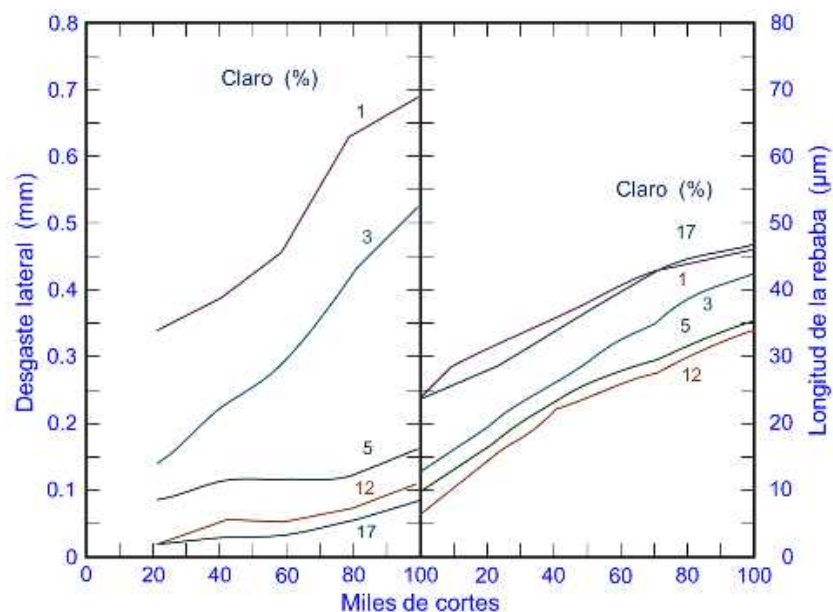


Figura 2.15 Efecto de las diferentes condiciones del claro de corte en el desgaste de las cuchillas y la longitud de la rebaba en aceros convencionales [63,67].

En el caso de los AHSS de CP grado 780 MPa se recomienda utilizar un claro de corte de 12% para lograr una buena calidad de borde evitando un desgaste excesivo en las cuchillas de corte. En los últimos años, con la incorporación de los aceros CP de grado 780 MPa y con la aparición de fisuras en borde en algunos de ellos, se comenzó a disminuir los claros de corte para disminuir la tendencia a que presenten este tipo de defectos, sin embargo, como se mencionó anteriormente, el desgaste en las cuchillas de corte se incrementó disminuyendo su vida útil. En base a estas consideraciones se optó por evaluar el desempeño en corte de los aceros de este estudio a claros de corte de 5, 10 y 15% que son los rangos en los cuales oscilan los claros de corte a nivel productivo [64,65].

CAPÍTULO 3

DESARROLLO EXPERIMENTAL

En este capítulo se explican las características de los aceros estudiados, la metodología de evaluación y las técnicas de caracterización utilizadas en este trabajo de investigación.

Como se mencionó en el Capítulo 1, se estudiaron seis aceros diseñados para cumplir con los requerimientos de un AHSS de CP grado 780 MPa. Los aceros provienen de diferentes proveedores y rutas de procesamiento. Los espesores y el tipo de planchón de cada uno de los aceros se muestran en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1. Características de los aceros estudiados.

Acero	Espesor (mm)	Tipo de planchón
A	3.6	Delgado
B	2.8	Grueso
C	2.6	Grueso
D	2.9	Grueso
E	3.8	Delgado
F	2.9	Delgado

La metodología de evaluación se divide en 4 diferentes etapas:

1. Análisis de composición química
2. Ensayos mecánicos
3. Evaluación microscópica
4. Ensayos de corte

En la Figura 3.1. se muestran las técnicas de caracterización utilizadas en cada una de las etapas antes mencionadas.

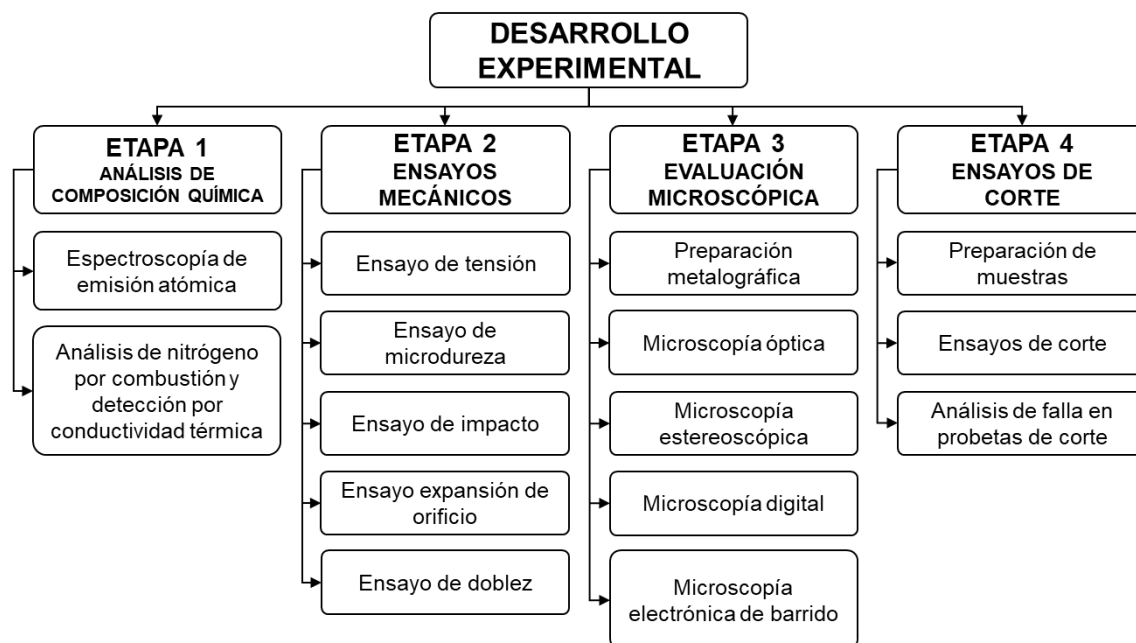


Figura 3.1 Desarrollo experimental del proyecto.

A continuación, se explican los detalles de cada una de estas técnicas.

3.1 Análisis de composición química

La composición química de los aceros tiene un efecto directo en la formación de los diferentes componentes microestructurales desarrollados durante su procesamiento y por ende en sus propiedades mecánicas finales y su desempeño en corte. Debido a esto, es importante conocer a detalle la composición química de los aceros estudiados. Para ello, se utilizaron dos técnicas de caracterización diferentes las cuales se explican a continuación.

3.1.1 Espectroscopía de emisión óptica

Para conocer la composición química de los aceros se hizo uso de la técnica de espectroscopia de emisión atómica, la cual se llevó a cabo de acuerdo con la norma ASTM E415 [68]. Para esta técnica se utilizó el espectrómetro SPETROLAB S de la marca SPECTRO (ver Figura 3.2).



Figura 3.2 Espectrómetro, SPECTRO SPECTROLAB S.

Debido a las limitaciones de este equipo en la detección del nitrógeno (N), se utilizó de manera complementaria la técnica que se muestra en el siguiente punto.

3.1.2 Análisis de nitrógeno por combustión y detección por conductividad térmica

La evaluación del contenido de nitrógeno en cada uno de los aceros se llevó a cabo mediante la técnica de análisis de nitrógeno por combustión y detección por conductividad térmica la cual se realizó de acuerdo con la norma ASTM E1019 [69]. El equipo que se utilizó fue un analizador ON (Oxígeno/Nitrógeno) de la marca ELTRA modelo ON900, que se muestra en la Figura 3.3.



Figura 3.3 Analizador ON (Oxígeno/Nitrógeno), ELTRA ON900.

3.2 Ensayos mecánicos

Las propiedades mecánicas de los aceros tienen una repercusión directa en su desempeño durante sus diferentes procesos de manufactura como corte. Por ello, es importante conocer a detalle las propiedades mecánicas de los aceros estudiados. Las diferentes técnicas de caracterización utilizadas para este fin se explican en los siguientes puntos.

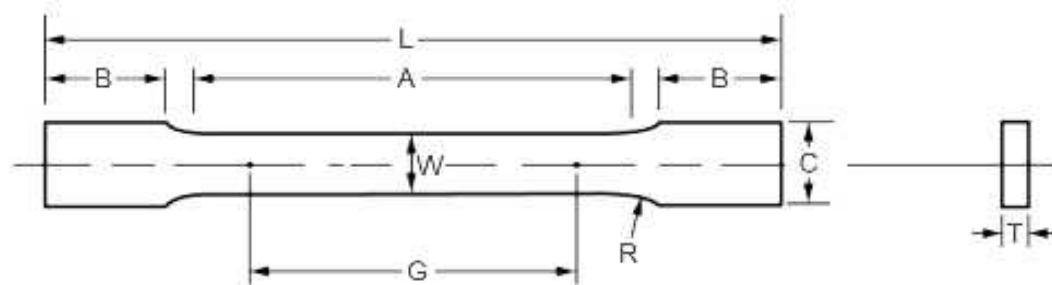
3.2.1 Ensayo de tensión

Como se sabe, el ensayo de tensión es una técnica de caracterización destructiva que ayuda a conocer las diferentes propiedades mecánicas de un material como su esfuerzo de cedencia o fluencia (σ_y), esfuerzo último a la tensión (σ_u), deformación al punto de cedencia (ϵ_y), deformación uniforme (ϵ_u), deformación total (ϵ_t), deformación hasta el final del efecto Lüders (ϵ_l), entre otras. Para este estudio, estos ensayos se llevaron a cabo de acuerdo con la norma ASTM E8 [70]. En cada uno de los aceros estudiados se realizaron 9 ensayos de tensión en 3 diferentes direcciones respecto a la dirección de laminación del acero (3 ensayos por dirección): longitudinal (0°), diagonal (45°) y transversal (90°). Una vez realizados los ensayos se seleccionó una muestra representativa de cada dirección para realizar el análisis comparativo. En la Figura 3.4 se muestra la máquina de tensión ZWICK ROELL Z250 que se utilizó para estos ensayos.



Figura 3.4 Máquina estática para ensayos de tensión, ZWICK ROELL Z250.

La geometría de las probetas utilizadas se muestra en la Figura 3.5.



	Dimensiones en mm
G - Longitud calibrada	50.0 ± 0.1
W - Ancho	12.5 ± 0.2
T - Espesor	espesor del acero
R - Radio	12.5
L - Longitud total	200
A - Longitud de sección reducida	57
B - Longitud de la sección de agarre	50
C - Ancho de la sección de agarre	20

Figura 3.5 Probeta para ensayo de tensión rectangular [70].

3.2.2 Ensayo de microdureza

El ensayo de microdureza se consideró para este trabajo con la finalidad de conocer las variaciones en dureza a través del espesor de cada una de las placas de acero estudiadas. Se realizó un perfil de microdureza por cada acero donde la distancia entre cada indentación fue de 0.25 mm para tener una distancia aceptable y evitar errores en las mediciones realizadas. La carga utilizada para estos ensayos fue de 0.5 Kgf. El equipo que se utilizó para estas mediciones fue un microdurómetro Vickers marca Wilson modelo VH3100 que se muestra en la Figura 3.6.



Figura 3.6 Microdurómetro Vickers, Wilson VH3100.

3.2.3 Ensayo de impacto

El ensayo de impacto se utilizó para conocer la tenacidad al impacto de los aceros estudiados. El equipo utilizado en estos ensayos fue una máquina de impacto de péndulo marca Tinius Olsen modelo IT406 que se muestra en la Figura 3.7. En cada uno de los aceros se realizaron 6 ensayos en 2 diferentes direcciones respecto a la dirección de laminación del acero (3 ensayos por dirección): longitudinal (0°) y transversal (90°). Los ensayos se realizaron de

acuerdo con la norma ASTM E23 [71]. Debido a la diferencia de espesores de las placas de los aceros se hizo una adaptación de la probeta especificada en la norma ASTM E23 para este tipo de materiales dejando el espesor de la placa como la altura de la probeta (t) como muestra en la Figura 3.8. Esta adaptación en la geometría se realizó para evitar maquinarse el espesor de las placas y afectar la distribución de los diversos componentes microestructurales a lo largo del espesor.



Figura 3.7 Máquina de impacto de péndulo, Tinus Olsen IT406.

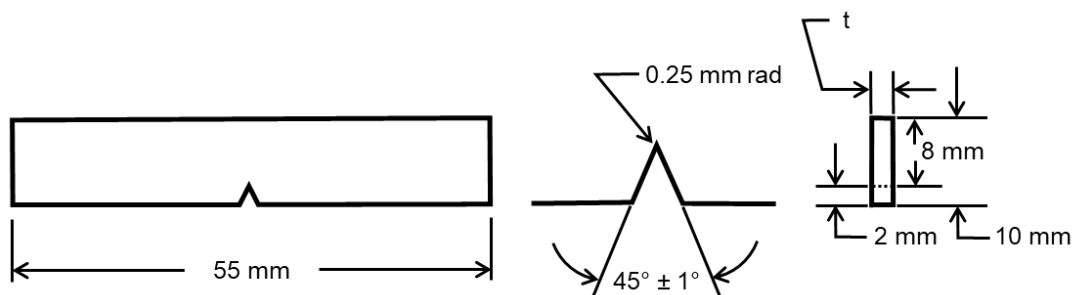


Figura 3.8 Geometría de las probetas para el ensayo de impacto. Espesor de la placa identificado como “ t ”.

3.2.4 Ensayo de expansión de orificio

El ensayo de expansión de orificio ayuda a evaluar la capacidad de estiramiento de borde en los aceros. La geometría de las probetas ensayadas se muestra en la Figura 3.9. El cálculo de la relación de expansión de orificio (HER) se muestra en la Figura 3.10. En cada uno de los aceros se realizaron 4 ensayos para promediar los valores obtenidos. Estos ensayos se realizaron de acuerdo con la norma ISO 16630 [72].

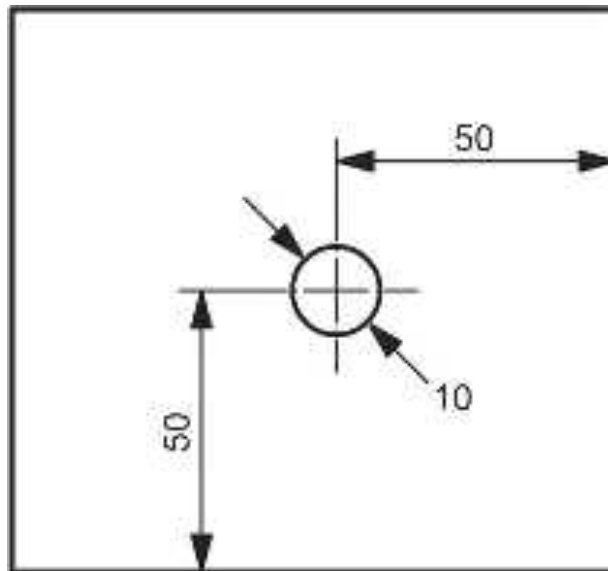
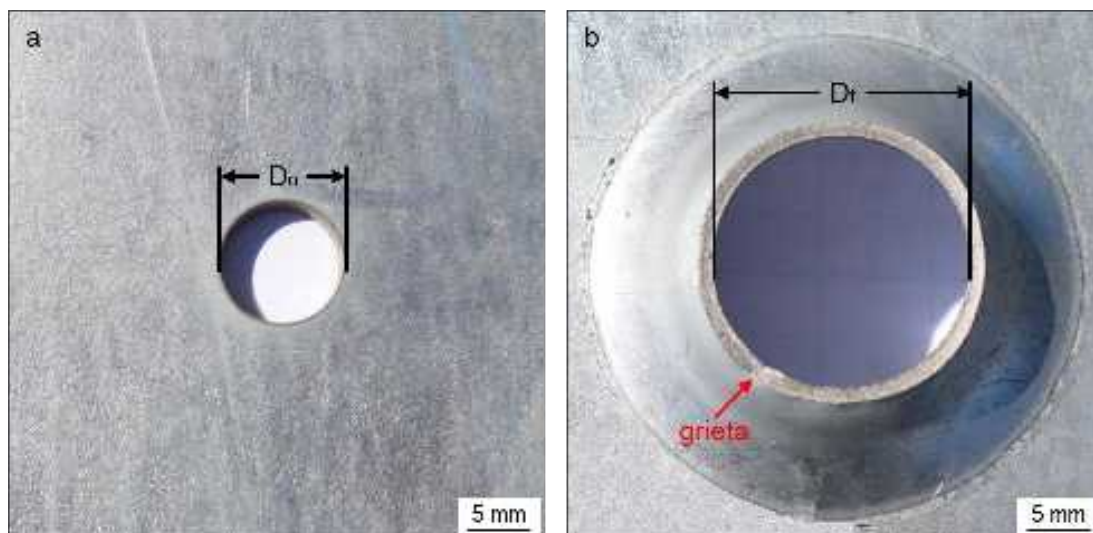


Figura 3.9 Dimensiones de probetas para ensayos de expansión de orificio. Dimensiones en milímetros [72].



$$HER = \frac{D_f - D_0}{D_0} \cdot 100$$

HER = relación de expansión de orificio, %

D_0 = diámetro inicial

D_f = diámetro final

Figura 3.10 Cálculo de la relación de expansión de orificio (HER). Probeta en condición inicial (a) y después de ensayo (b).

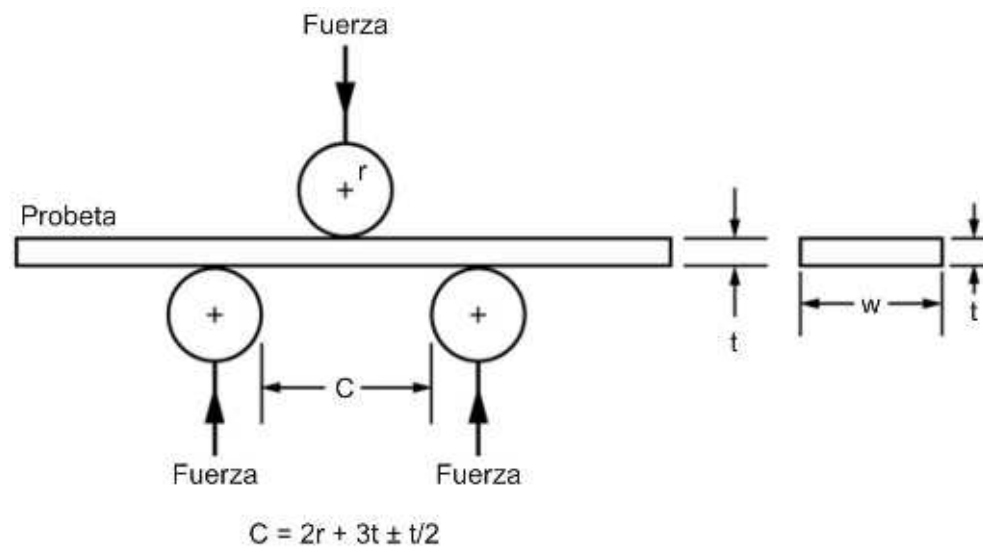
El equipo que se utilizó para estos ensayos fue una máquina para ensayos de conformado de chapas metálicas marca Zwick Roell modelo BUP1000 que se muestra en la Figura 3.11.



Figura 3.11 Máquina para ensayos de conformado de chapas metálicas, Zwick Roell BUP1000.

3.2.5 Ensayo de dobléz

El ensayo de dobléz permite conocer la ductilidad de los aceros. En cada uno de los aceros se realizaron 16 ensayos en 2 diferentes direcciones respecto a la dirección de laminación del acero (8 ensayos por dirección): longitudinal (0°) y transversal (90°). En ambas direcciones se evaluaron 4 diferentes radios de mandril (0, 2.9, 3.17 y 6.35 mm) realizando 2 repeticiones por cada radio. La configuración del ensayo se muestra en la Figura 3.12. Los ensayos se llevaron a cabo de acuerdo con la norma ASTM E290 [73]. El equipo que se utilizó fue una máquina de ensayos universales Tinius Olsen modelo Super L-60 (ver Figura 3.13).



C = distancia entre soportes inferiores
 r = radio del madril
 t = espesor de la placa
 w = ancho de la muestra

Figura 3.12 Configuración de ensayos de dobléz [73].



Figura 3.13 Máquina de ensayos universales, Tinius Olsen Super L-60.

3.3 Evaluación microscópica

El uso de microscopia en este trabajo es importante para poder evaluar los diferentes componentes microestructurales como fases y precipitados de TiN presentes en los aceros y llevar a cabo la correlación entre estos y las fisuras en borde. En los siguientes puntos se explica a detalle lo relacionado a las diferentes técnicas de microscopía utilizadas, así como la configuración de análisis en cada caso.

3.3.1 Preparación metalográfica

Para analizar los diferentes componentes microestructurales de los aceros estudiados se realizó un análisis metalográfico. Para ello, la correcta preparación de las muestras es de suma importancia. El proceso de preparación de las muestras metalográficas que implica el corte, montaje y pulido fue realizado haciendo uso de la máquina de corte Struers Discotom 60, la prensa de embutición Struers Citopress 20 y la máquina de pulido Struers Tegramin 25, respectivamente (Figuras 3.14–3.16).



Figura 3.14 Máquina de corte, Struers Discotom 60.



Figura 3.15 Prensa de embutición, Struers Citopress 20.



Figura 3.16 Máquina de pulido, Struers Tegramin 25.

3.3.2 Microscopía óptica

La técnica de microscopía óptica se utilizó para analizar el contenido de inclusiones y el tamaño de grano en los aceros, así como para estudiar la relación entre los defectos en la superficie de corte y la microestructura en las muestras después de los ensayos de corte a través de un análisis de falla. Estos análisis se llevaron a cabo de acuerdo con las normas ASTM E3, E45 y E112 [74–76]. En la Figura 3.17 se muestra la configuración de la preparación de la muestra para el análisis de la vista lateral de la superficie de corte. Se tomaron micrográficas en las superficies de corte de todos los claros evaluados utilizando una magnificación de 50X ópticas, y se realizó un mapeo de micrográficas con magnificaciones de 1000X ópticas a lo largo de la superficie de corte en las probetas cortadas utilizando el claro de corte de 15%. El equipo utilizado en esta técnica fue un microscopio óptico de la marca Zeiss modelo Axio Imager.D2m que se muestra en la Figura 3.18.

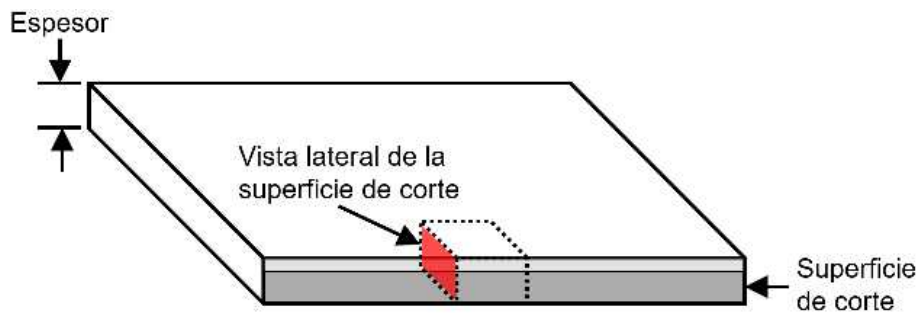


Figura 3.17 Configuración de preparación de muestra para análisis en superficie de corte.



Figura 3.18 Microscopio óptico, Zeiss Axio Imager.D2m.

3.3.3 Microscopía estereoscópica

La técnica de microscopía estereoscópica fue utilizada para evaluar las zonas de fractura de las probetas de tensión después de haber realizado el ensayo. Las zonas de fractura fueron evaluadas de manera frontal y lateral como se muestra en la Figura 3.19. El equipo que se utilizó para este análisis fue un estereoscopio óptico de la marca Zeiss modelo Discovery V12 (ver Figura 3.20).

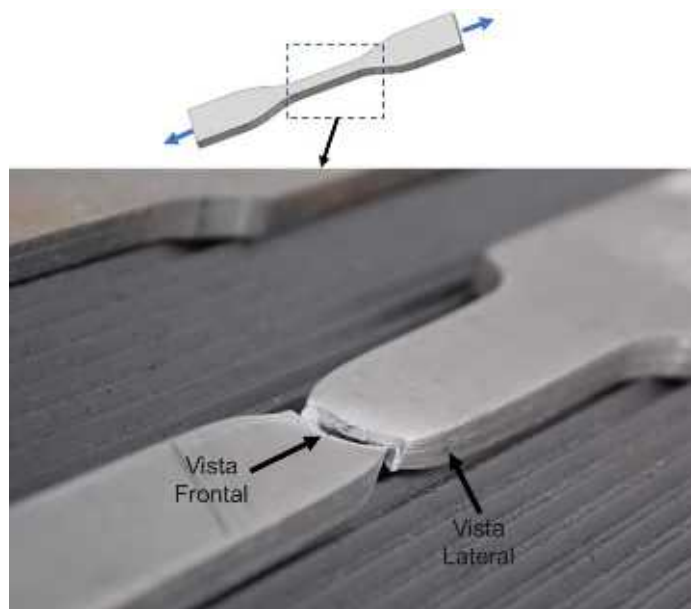


Figura 3.19 Zonas de fractura evaluadas en probetas de tensión después de realizar el ensayo.



Figura 3.20 Estereomicroscopio óptico, Zeiss Discovery V12.

3.3.4 Microscopía digital

La técnica de microscopía digital fue utilizada para analizar la microestructura de los aceros en la superficie y en el centro de su espesor, estas micrografías se tomaron utilizando el modo normal y el modo óptico efecto de

sombra con los que cuenta el equipo utilizado. Además, con la finalidad de conocer la relación entre las fisuras presentes en las probetas ensayadas a tensión y la microestructura de los aceros se realizó un escaneo a 200X y 2000X digitales en las probetas de tensión evaluadas a 0° realizando un corte de manera transversal a la zona de fractura como se muestra en la Figura 3.21.

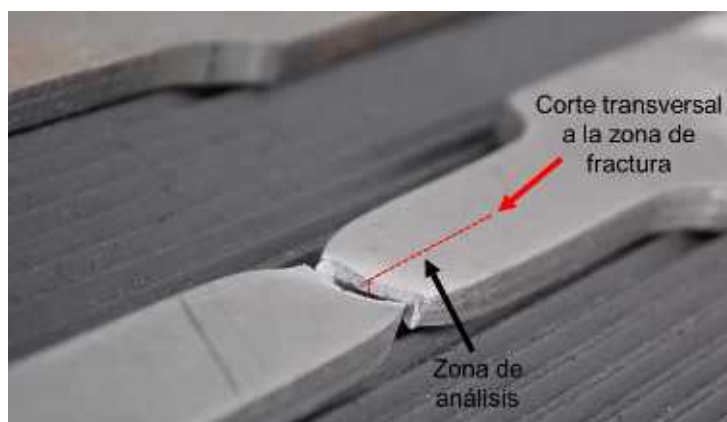


Figura 3.21 Configuración de preparación de muestras para análisis de probetas de tensión.

Esta técnica de caracterización se utilizó también para evaluar la cantidad, tamaño y distribución de los precipitados de TiN en cada acero. Este estudio es muy importante ya que de estas variables son las que se busca correlacionar con su desempeño en corte. La configuración de análisis de estos precipitados se muestra en la Figura 3.22.

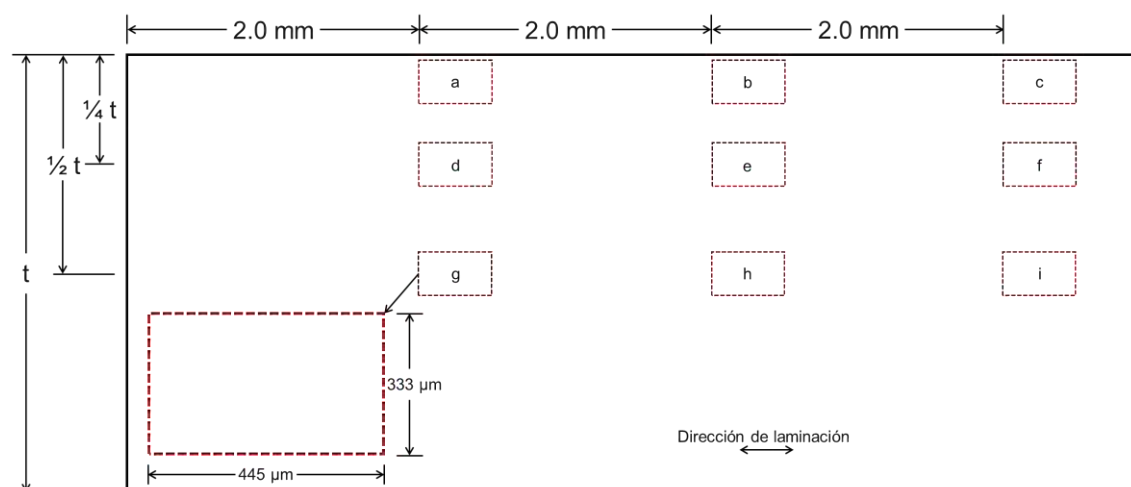


Figura 3.22 Configuración de análisis para evaluar cantidad, tamaño y distribución de los precipitados de TiN. Espesor de la placa identificado como “t”.

Como se puede observar en la Figura 3.22, se realizaron 9 mapeos por cada uno de los aceros en diferentes zonas de la muestra. A través del espesor se evaluaron 3 diferentes zonas, cerca de la superficie (a–c), $\frac{1}{4}$ del espesor (d–f) y $\frac{1}{2}$ del espesor (g–i) de la muestra. Estas zonas de análisis fueron seleccionadas de acuerdo con estudios realizados previamente para este tipo de evaluaciones [31]. Los perfiles fueron tomados a 2.0, 4.0 y 6.0 mm de distancia con respecto al borde del acero para evitar alguna afectación por calor o deformación durante la preparación de la muestra. La dimensión final de cada uno de los mapeos fue de $445 \times 333 \mu\text{m}$. Al final de análisis se obtuvieron las coordenadas de cada partícula para conocer su cantidad y distribución, mientras que el tamaño se obtuvo mediante la medición del área de la partícula [27].

Por último, los mapeos realizados fueron utilizados para obtener el espacio entre precipitados (d_p). Por cada uno de los mapeos se trazaron líneas de manera horizontal y vertical cada $10 \mu\text{m}$ y se contabilizó el número de precipitados interceptados (N_p). La configuración de este análisis se muestra en la Figura 3.23.

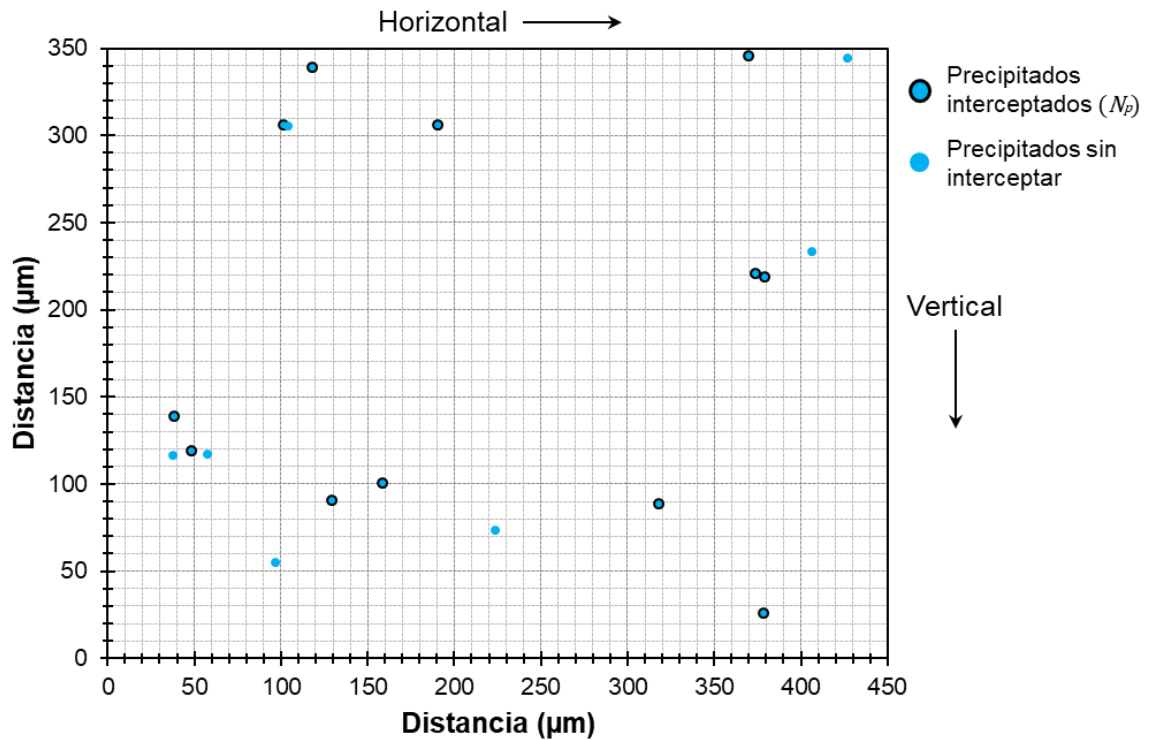


Figura 3.23 Configuración de análisis para obtener el espacio entre precipitados (d_p).

Con el área de las partículas se obtuvo la fracción volumétrica ocupada por los precipitados (X_v) para posteriormente obtener los valores de camino libre medio (λ). Las ecuaciones para el cálculo del espacio entre precipitados y el camino libre medio se muestran en el Capítulo 2 (ecuaciones 1 y 2). Para estos análisis se utilizó un microscopio digital marca Keyence modelo VHX-7000 (ver Figura 3.24).



Figura 3.24 Microscopio digital, Keyence VHX-7000.

3.3.5 Microscopía electrónica de barrido

Con la finalidad de identificar la composición elemental de los precipitados encontrados en los aceros estudiados se realizó un análisis de espectroscopía de rayos X por dispersión de energía (EDS) en un microscopio electrónico de barrido (MEB). El equipo que se utilizó es un microscopio marca Tescan modelo TESCAN VEGA3 SBH (ver Figura 3.25) que cuenta con el detector EDS necesario para este análisis.



Figura 3.25 Microscopio electrónico de barrido (MEB), TESCAN VEGA3 SBH.

3.4 Ensayos de corte

Para evaluar el desempeño durante el proceso de corte de cada uno de los aceros estudiados se realizaron ensayos a 5, 10 y 15% de claro de corte con respecto al espesor de la placa. Las dimensiones de las placas que se utilizaron para estos ensayos se muestran en la Figura 3.26.

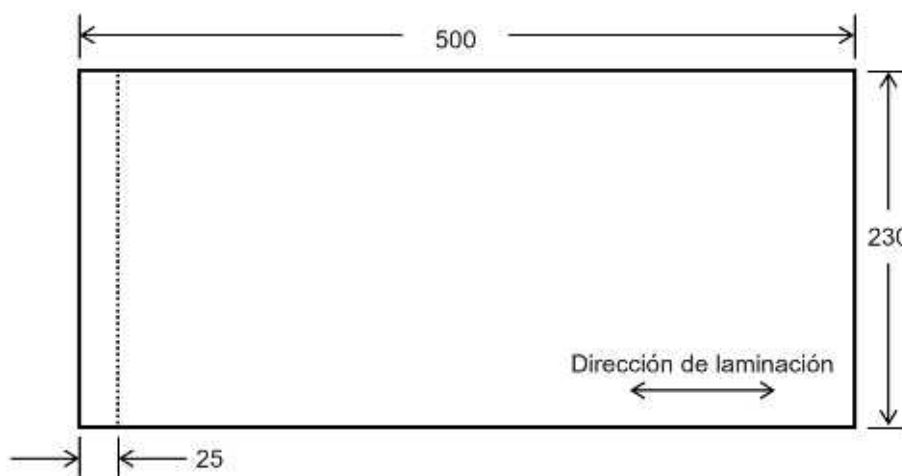


Figura 3.26 Dimensiones de las placas sometidas a ensayos de corte. La línea punteada marca el ancho de la probeta de corte. Dimensiones en milímetros.

Estos ensayos se realizaron en una prensa mecánica marca KOMATSU modelo OBW-110 (ver Figura 3.27) en la cual se montó un herramental diseñado para estos ensayos que se muestra en la Figura 3.28. Las cuchillas tenían un radio inicial en el filo de corte de 30–40 μm y fueron fabricadas con un acero D2 tratado térmicamente para obtener una dureza de 59 HRC. La configuración del acomodo de las placas de acero en el herramental se muestra en la Figura 3.29.



Figura 3.27 Prensa mecánica, KOMATSU OBW-110.

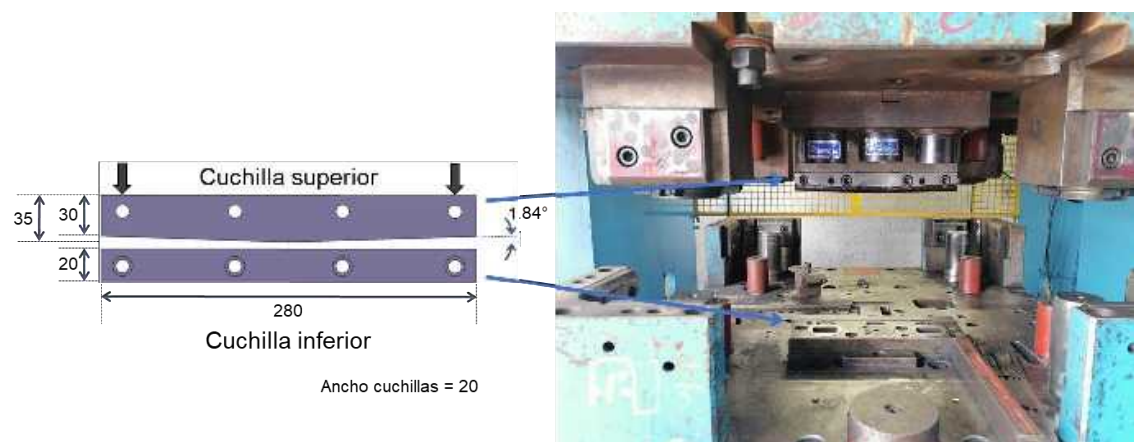


Figura 3.28 Diseño del herramental para evaluación de corte. Dimensiones en milímetros.



Figura 3.29 Acomodo de placa de acero en herramental previo a ensayos de corte.

En la Figura 3.26 se muestra que las probetas cortadas tienen dimensiones finales de 25 x 230 mm (línea punteada). Para cada claro de corte se obtuvieron 10 probetas de las cuales se eligió una probeta representativa de cada condición para evaluar su desempeño en corte. El análisis de falla en cada muestra después de corte se llevó a cabo utilizando la técnica de microscopía óptica (ver punto 3.3.2).

En este capítulo se mostró la metodología de evaluación y las diversas técnicas de caracterización utilizadas a lo largo de este trabajo. En el siguiente capítulo se muestran los resultados de los ensayos realizados en cada uno de los aceros evaluados.

CAPÍTULO 4

RESULTADOS

En este capítulo se muestran los resultados de la experimentación planteada en el capítulo anterior para este trabajo. Los resultados obtenidos se dividen en 3 etapas:

1. Análisis de composición química
2. Ensayos mecánicos
3. Evaluación microscópica

Como se mencionó anteriormente, los resultados del análisis de las probetas de los ensayos de corte se mostrarán en la etapa de microscopía de este capítulo. En la Figura 4.1 se muestra la estructura del capítulo de resultados.

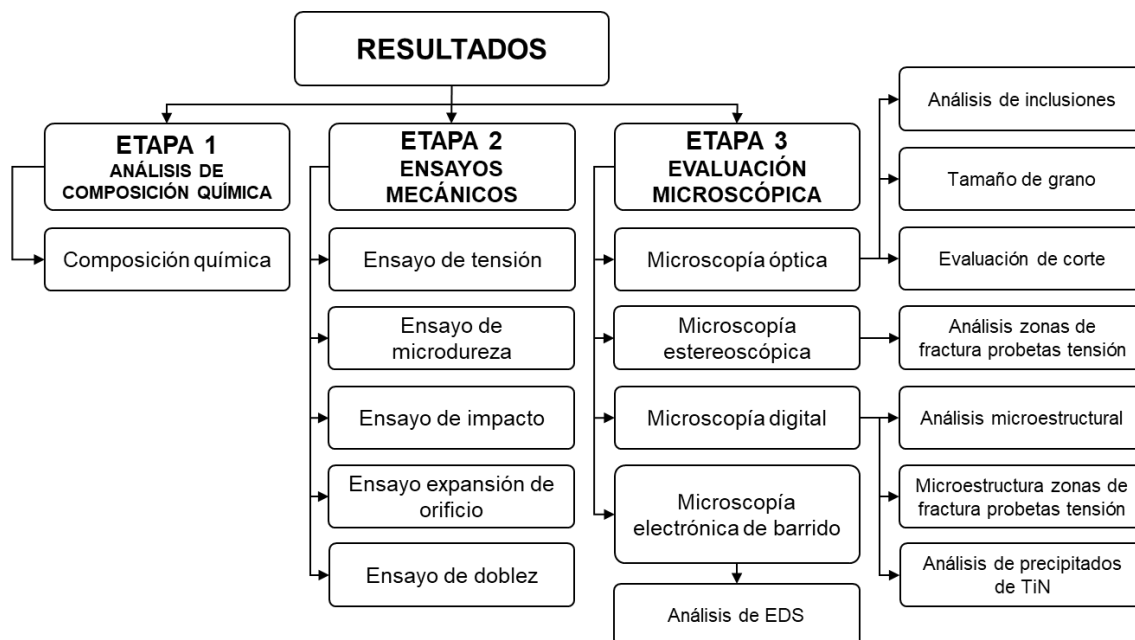


Figura 4.1 Estructura del capítulo de resultados.

4.1 Análisis de composición química

Los resultados de los análisis de composición química de cada uno de los aceros estudiados se muestran en la Tabla 4.1.

Tabla 4.1. Composición química de los aceros (% en masa).

Acero	A	B	C	D	E	F
C	0.065	0.128	0.076	0.040	0.045	0.046
Mn	1.721	1.899	1.597	1.307	0.958	1.082
Si	0.543	0.451	0.314	0.062	0.208	0.257
Ni	0.165	0.016	0.015	0.048	0.038	0.037
Cr	0.796	0.188	0.274	0.026	0.083	0.043
Mo	0.318	0.005	0.094	0.006	0.020	0.013
Ti	0.015	0.090	0.105	0.165	0.143	0.146
N	0.0061	0.0025	0.0035	0.0040	0.0071	0.0081

4.2 Ensayos mecánicos

Los resultados de los ensayos mecánicos propuestos para este trabajo en el Capítulo 3 se muestran a continuación.

4.2.1 Ensayo de tensión

Como se mencionó previamente, de los 3 ensayos de tensión realizados por cada dirección (0°, 45° y 90°) se eligió una muestra representativa de cada condición para este estudio. Las propiedades mecánicas reales resultantes de estos ensayos se muestran en la Tabla 4.2. Las propiedades que se incluyen en la tabla para su análisis son esfuerzo de cedencia o fluencia (σ_y), esfuerzo último a la tensión (σ_u), deformación al punto de cedencia (ϵ_y), deformación uniforme (ϵ_u), deformación total (ϵ_t) y deformación hasta el final del efecto Lüders (ϵ_l).

Tabla 4.2 Propiedades mecánicas reales de los aceros estudiados.

Acero	Dirección	ϵ_y	ϵ_l	σ_y (MPa)	ϵ_u	σ_u (MPa)	ϵ_t
A	0°	0.005	-	698	0.090	996	0.137
	45°	0.005	-	672	0.085	959	0.141
	90°	0.005	-	708	0.068	985	0.111
B	0°	0.006	-	722	0.125	926	0.162
	45°	0.005	-	649	0.143	911	0.188
	90°	0.006	-	740	0.114	948	0.145
C	0°	0.006	0.026	805	0.120	944	0.154
	45°	0.006	-	705	0.104	827	0.158
	90°	0.006	-	749	0.073	861	0.112
D	0°	0.005	-	735	0.115	896	0.161
	45°	0.005	-	719	0.099	866	0.156
	90°	0.006	-	756	0.082	891	0.127
E	0°	0.005	-	680	0.134	889	0.185
	45°	0.006	-	726	0.144	917	0.205
	90°	0.006	-	765	0.104	924	0.156
F	0°	0.006	0.036	725	0.141	890	0.186
	45°	0.006	0.037	767	0.139	898	0.193
	90°	0.005	0.038	753	0.123	899	0.168

Las curvas esfuerzo – deformación reales se muestran en la Figura 4.2. Los resultados ingenieriles de cada una de las probetas ensayadas se muestran en el Apéndice A.

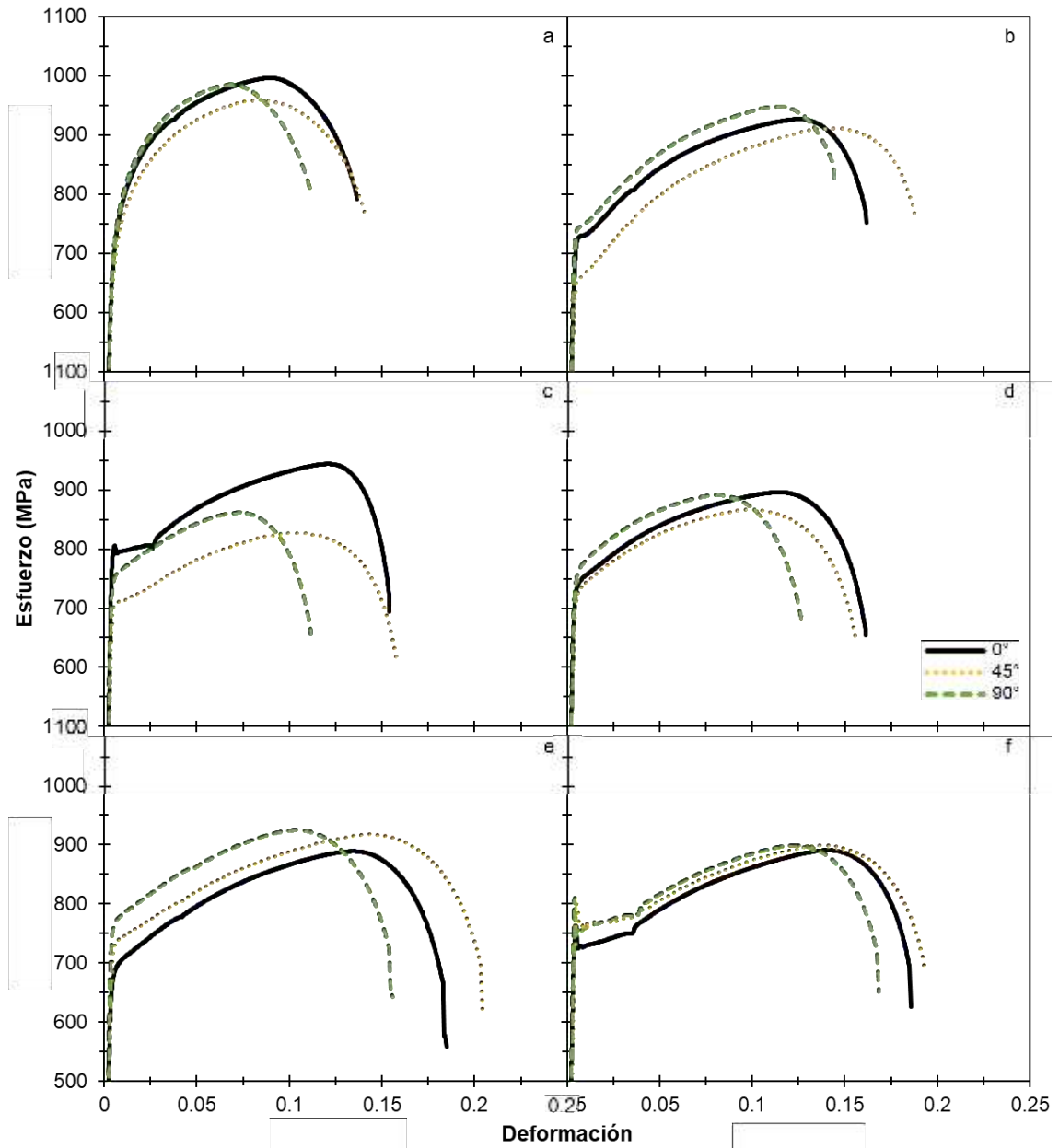


Figura 4.2 Curvas esfuerzo – deformación reales de los aceros A–F (a–f, respectivamente) ensayados a 0°, 45° y 90°.

4.2.2 Ensayo de microdureza

En la Tabla 4.3 se muestran los valores de los perfiles de microdureza realizados a través del espesor de cada uno de los aceros, así como su promedio.

Tabla 4.3 Resultados de microdureza HV. Distancia entre indentaciones de 0.25 mm.

Número de indentación	Acero					
	A	B	C	D	E	F
1	293	266	264	273	277	267
2	290	265	265	274	276	272
3	295	283	250	271	283	264
4	300	288	269	270	279	265
5	289	274	274	265	280	257
6	278	266	268	275	303	258
7	275	295	271	274	279	264
8	278	281	269	282	274	265
9	290	271	251	288	288	265
10	291	260		289	290	262
11	295			282	287	
12	299				300	
13	300				288	
14					281	
Promedio	290	275	265	277	285	264

4.2.3 Ensayo de impacto

Los resultados obtenidos de los ensayos de impacto en ambas direcciones (0° y 90°) se muestran en la Tabla 4.4. Debido a que los espesores de las placas son diferentes, se normalizaron los resultados de energía (J) con respecto a su área efectiva de ensayo. Estos valores son incluidos en la Tabla 4.4 en unidades J/mm².

Tabla 4.4. Resultados del ensayo de impacto.

Acero	Espesor (mm)	0°			90°		
		Energía (J)	Energía normalizada (J/mm ²)	Promedio (J/mm ²)	Energía (J)	Energía normalizada (J/mm ²)	Promedio (J/mm ²)
A	3.6	52.06	1.81	1.84	44.20	1.53	1.48
		51.52	1.79		40.95	1.42	
		55.05	1.91		42.57	1.48	
B	2.8	35.93	1.60	1.60	22.37	1.00	0.98
		35.25	1.57		22.10	0.99	
		36.61	1.63		21.42	0.96	
C	2.6	39.32	1.89	1.99	33.62	1.62	1.68
		42.57	2.05		35.93	1.73	
		42.03	2.02		35.39	1.70	
D	2.9	43.79	1.89	1.84	38.23	1.65	1.61
		43.93	1.89		36.34	1.57	
		40.54	1.75		37.42	1.61	
E	3.8	27.66	0.91	0.92	20.74	0.68	0.69
		29.01	0.95		21.02	0.69	
		27.25	0.90		20.88	0.69	
F	2.9	31.59	1.36	1.48	27.93	1.20	1.24
		31.46	1.36		25.22	1.09	
		39.86	1.72		33.08	1.43	

4.2.4 Ensayo de expansión de orificio

Los resultados del ensayo de expansión de orificio junto con los promedios obtenidos de cada acero se muestran en la Tabla 4.5.

Tabla 4.5 Resultados de los ensayos de expansión de orificio.

Acero	Relación de expansión de orificio (HER, %)			HER Promedio (%)
A	35.5	41.8	30.8	35.8
B	32.2	30.1	27.1	27.8
C	86.3	77.1	71.7	75.5
D	64.5	66.0	72.1	63.5
E	23.3	35.3	30.3	30.4
F	48.3	26.9	35.9	34.7

4.3 Evaluación microscópica

A continuación, se presentan los resultados de los diferentes ensayos realizados mediante las diversas técnicas de microscopía utilizadas en este trabajo.

4.3.1 Microscopía óptica

4.3.1.1 Análisis de inclusiones

En la Tabla 4.7 se muestran los resultados del análisis de contenido de inclusiones en los aceros estudiados.

Tabla 4.7 Contenido de inclusiones de los aceros estudiados.

Acero	Comentarios
A	Tipo D – Óxidos Globulares, Finos, Severidad de 1.0
B	Tipo D – Óxidos Globulares, Finos, Severidad de 1.0
C	Tipo D – Óxidos Globulares, Finos, Severidad de 0.5
D	Tipo D – Óxidos Globulares, Finos, Severidad de 1.5
E	Tipo D – Óxidos Globulares, Finos, Severidad de 1.0
F	Tipo D – Óxidos Globulares, Finos, Severidad de 1.5

4.3.1.2 Tamaño de grano

En la Tabla 4.8 se muestran los resultados de la medición de tamaño de grano en superficie y centro del espesor de la muestra analizada en cada acero.

Tabla 4.8 Tamaño de grano en superficie y centro el espesor de los aceros estudiados.

Acero	Tamaño de grano			
	Superficie		Centro	
	ASTM	μm	ASTM	μm
A	12.0	5.6	11.5	6.7
B	12.5	4.7	12.0	5.6
C	12.0	5.6	11.5	6.7
D	11.5	6.7	11.0	7.9
E	11.0	7.9	10.5	9.4
F	11.5	6.7	11.0	7.9

4.3.1.3 Evaluación del corte

Después de realizar los ensayos de corte las muestras seleccionadas fueron seccionadas de manera transversal a la superficie de corte para analizar su vista lateral (ver configuración de análisis en Figura 3.17). En las Figuras 4.4 y 4.5 se muestran las micrografías tomadas a 50X ópticas en cada uno de los aceros y claros de corte evaluados.

Para complementar el análisis se realizó un barrido de micrografías a 1000X ópticas a lo largo de la zona brillante y de fractura de las muestras cortadas al 15% de claro de corte de los 6 aceros para analizar la presencia de defectos cerca de estas zonas y su relación con las fisuras en borde presentes en los aceros E y F. Para este análisis se selecciona este claro de corte (15%) porque es la condición que genere mayor presencia de fisuras en borde en los aceros estudiados. Además, se ha encontrado que al incrementar el claro de corte los huecos o microgrietas que se formarán serán más grandes, alargados y extendidos lo que nos brindará más información para el estudio [66]. Los barridos realizados en cada acero se muestran en las Figuras 4.6–4.11 para los aceros A–F, respectivamente.

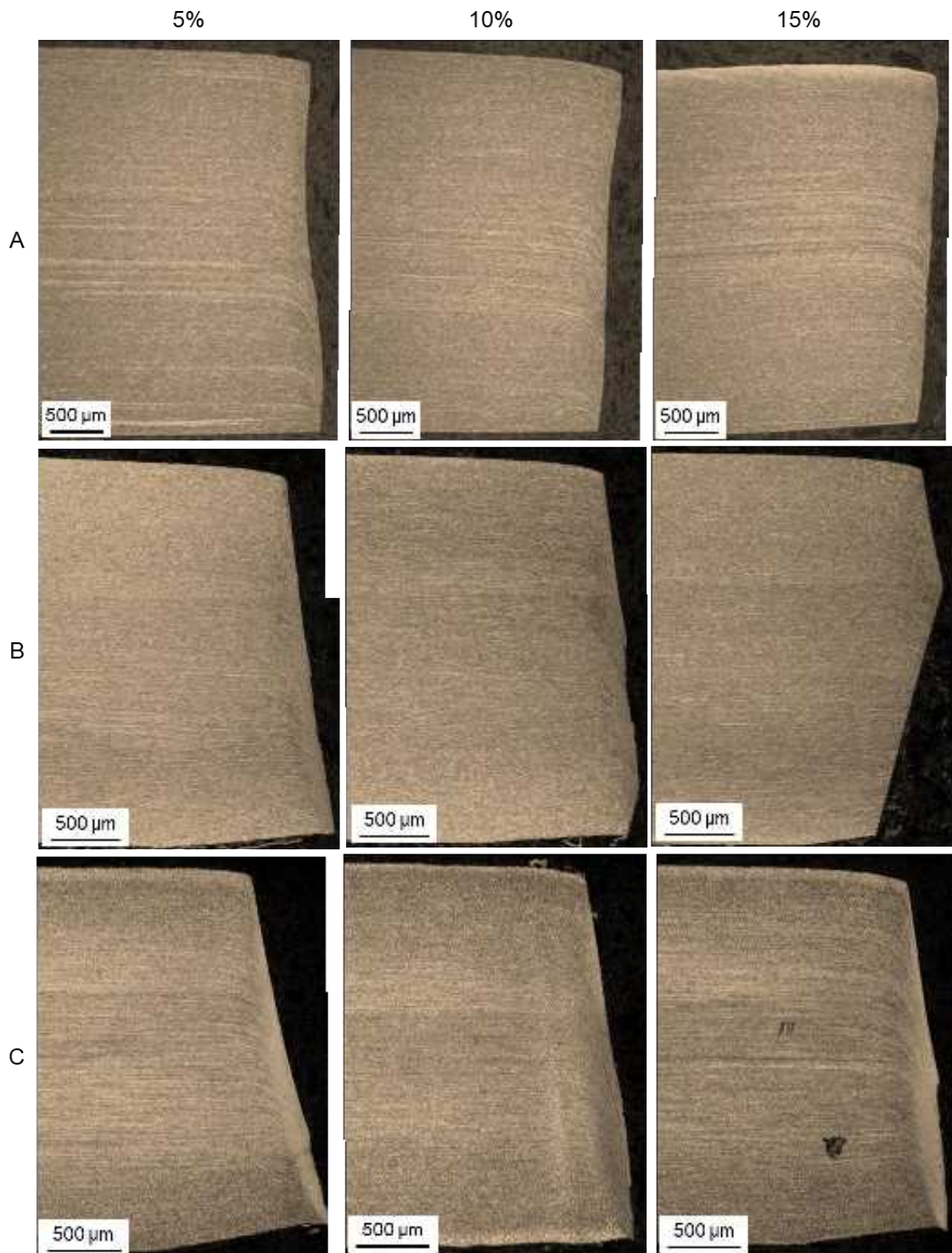


Figura 4.4 Micrografías tomadas a 50X ópticas en la sección transversal de la superficie de corte de los aceros A, B y C a diferentes claros de corte (5, 10 y 15%). Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

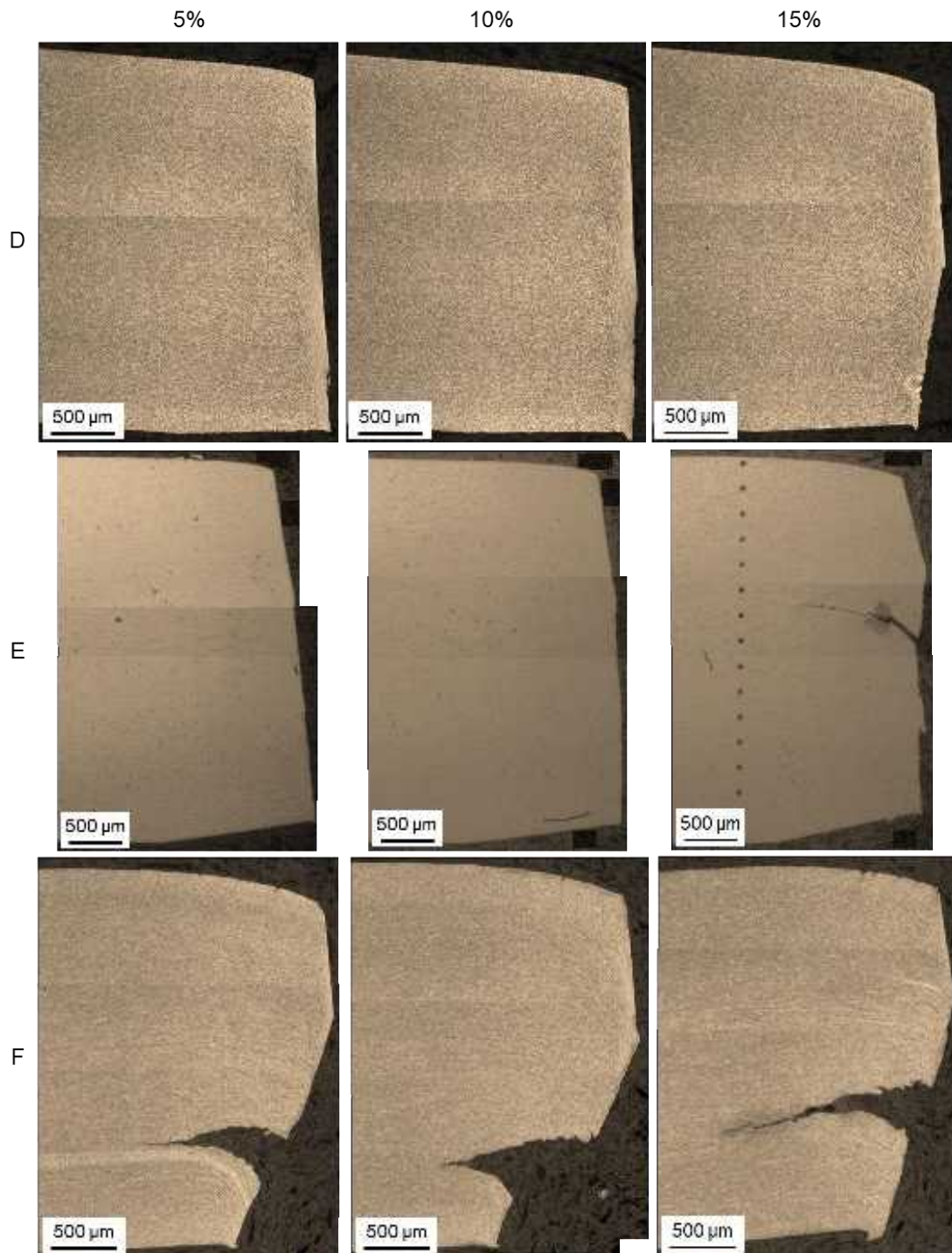


Figura 4.5 Micrografías tomadas a 50X ópticas en sección transversal de la superficie de corte de los aceros D, E y F a diferentes claros de corte (5, 10 y 15%). Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

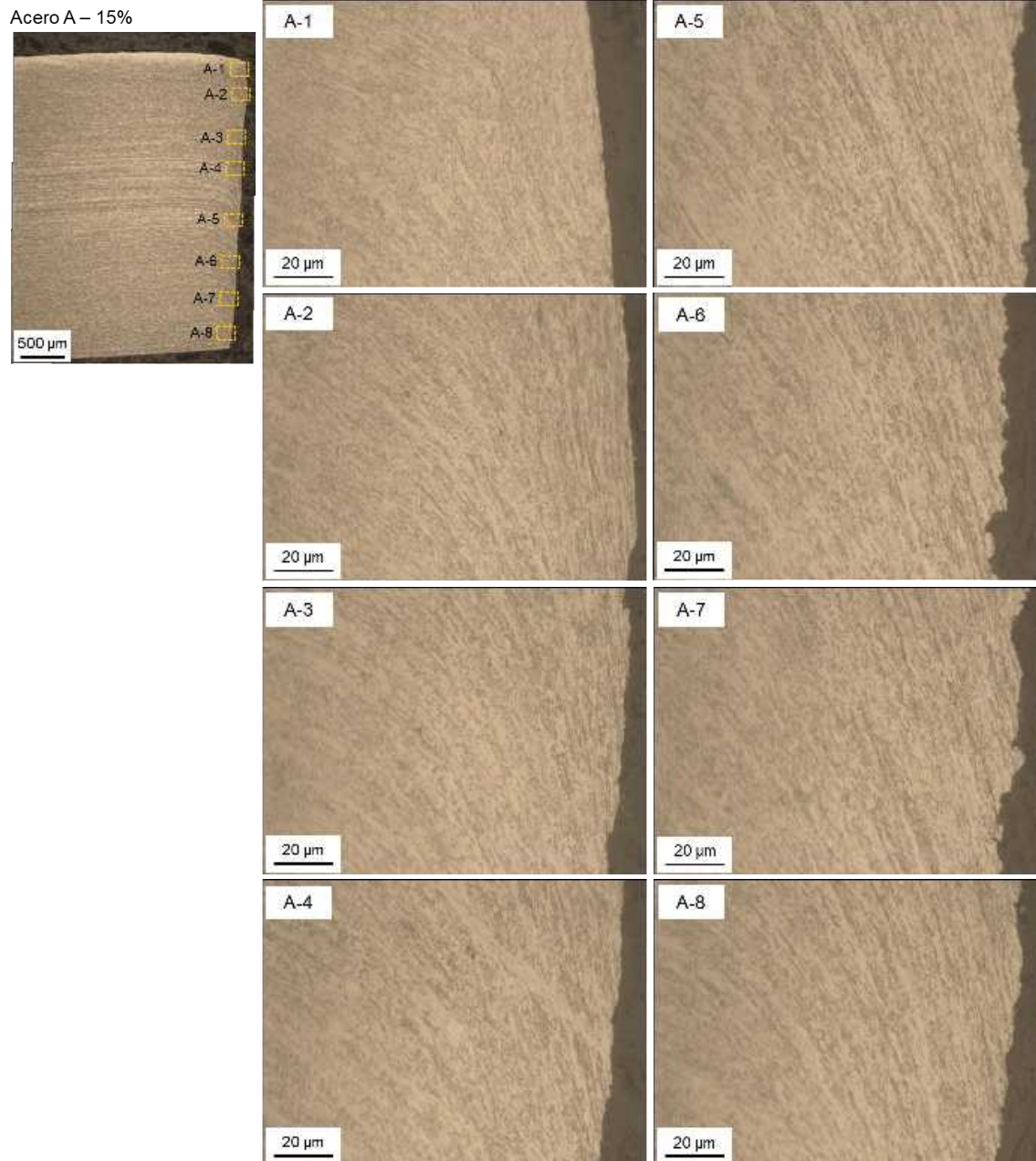


Figura 4.6 Micrografías tomadas a 1000X ópticas en sección transversal de la superficie de corte del acero A en condición de corte a 15% de claro. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

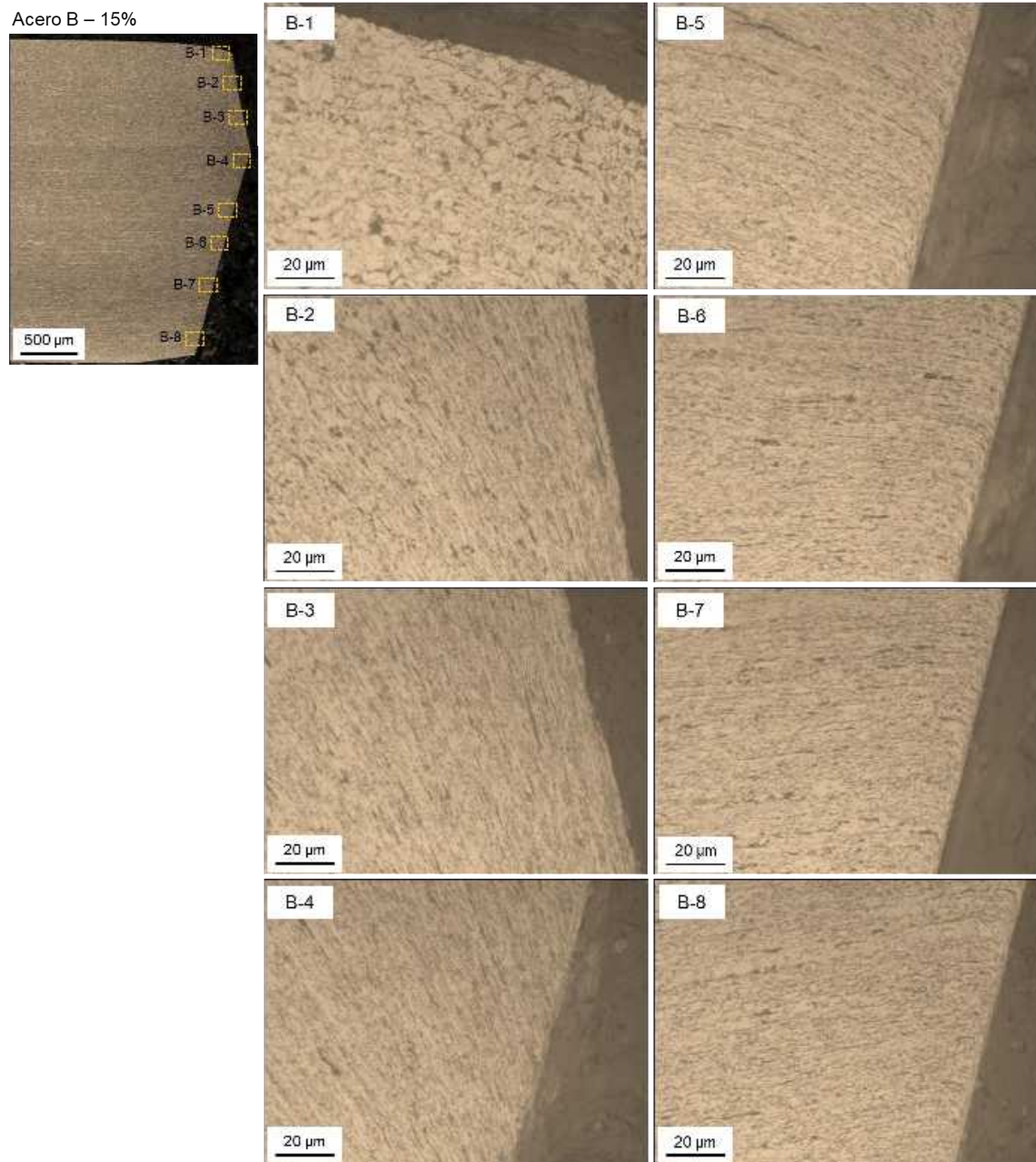


Figura 4.7 Micrografías tomadas a 1000X ópticas en sección transversal de la superficie de corte del acero B en condición de corte a 15% de claro. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.



Figura 4.8 Micrografías tomadas a 1000X ópticas en sección transversal de la superficie de corte del acero C en condición de corte a 15% de claro. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

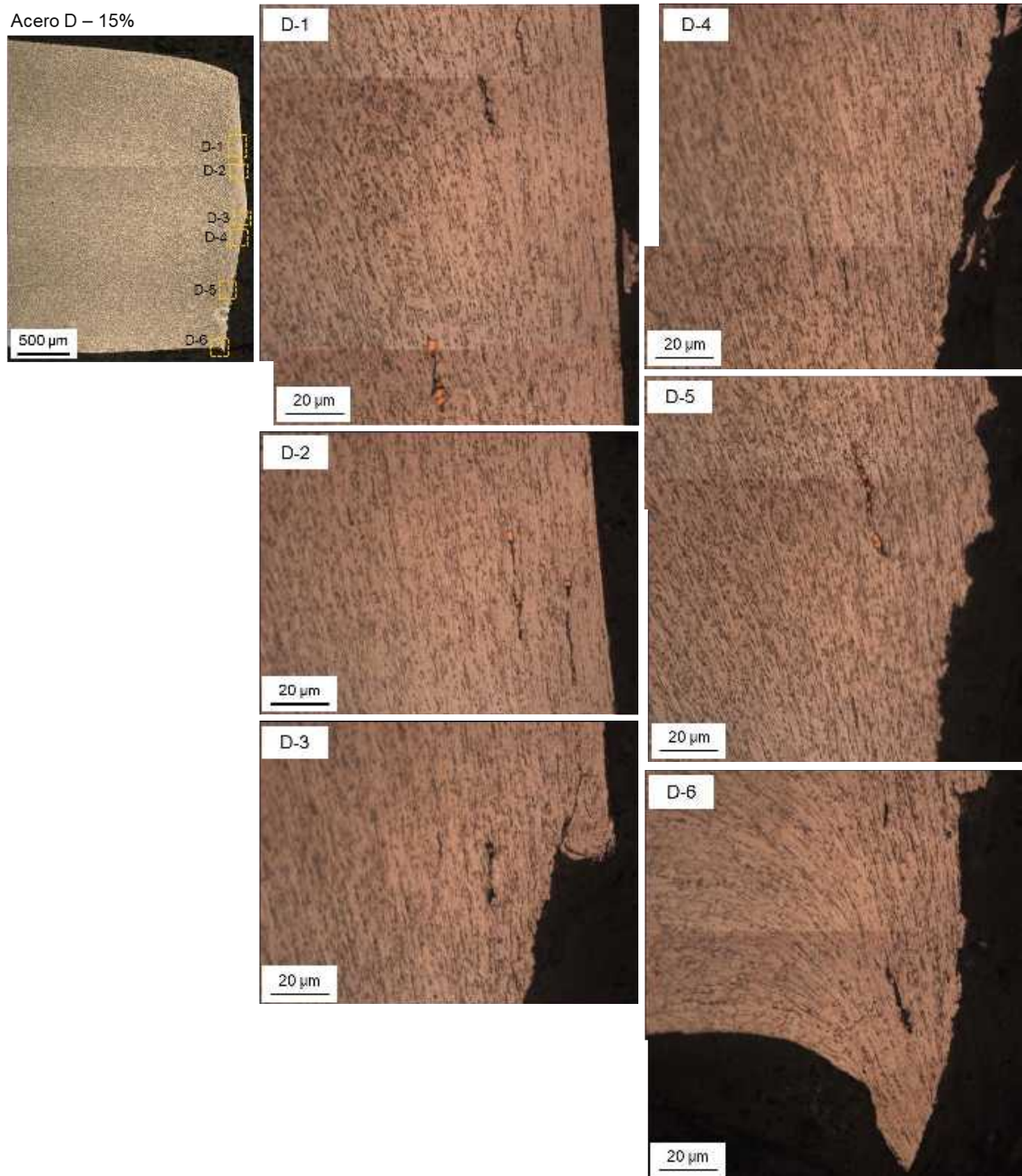


Figura 4.9 Micrografías tomadas a 1000X ópticas en sección transversal de la superficie de corte del acero D en condición de corte a 15% de claro. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

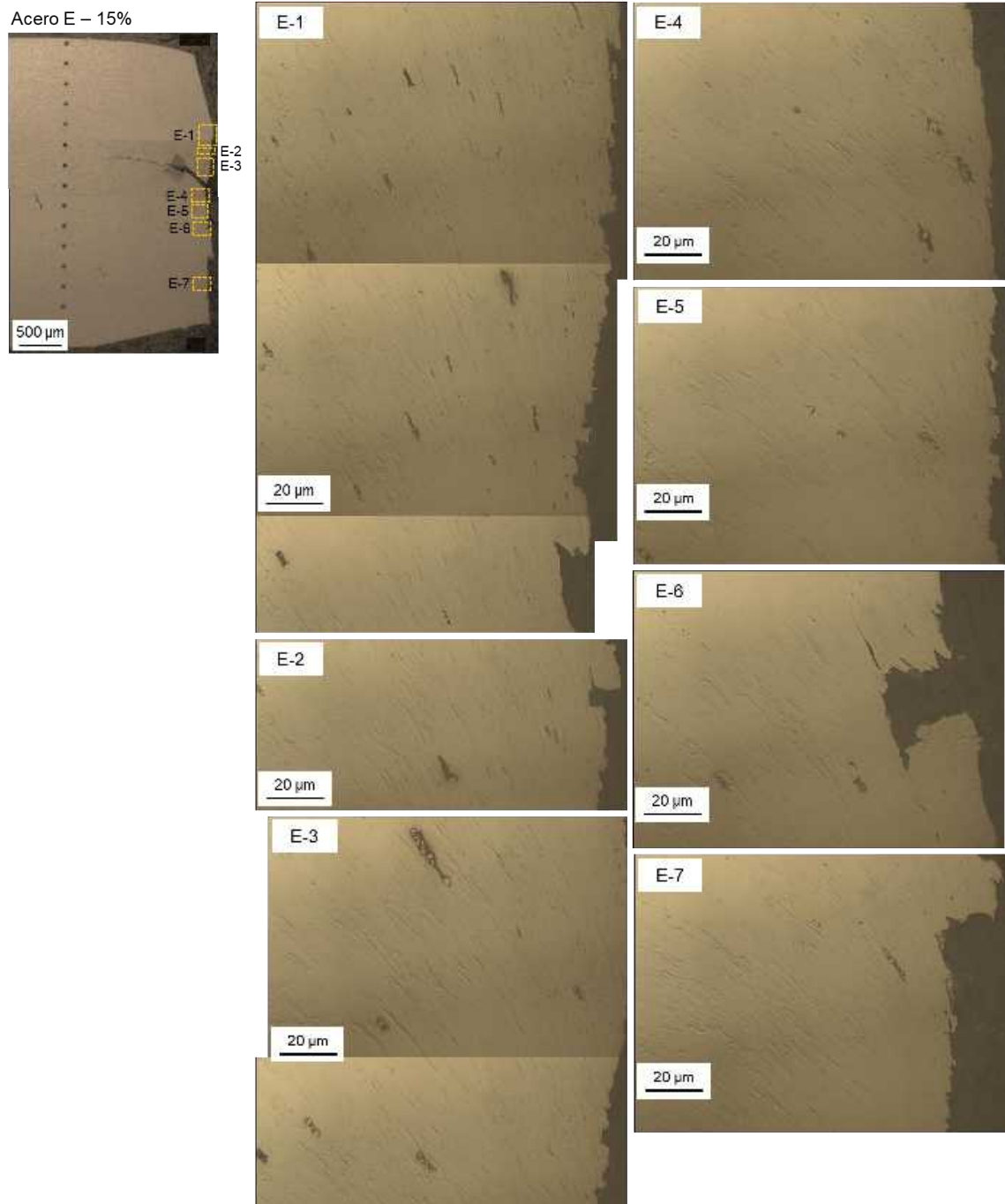


Figura 4.10 Micrografías tomadas a 1000X ópticas en sección transversal de superficie de corte del acero E en condición de corte a 15% de claro. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

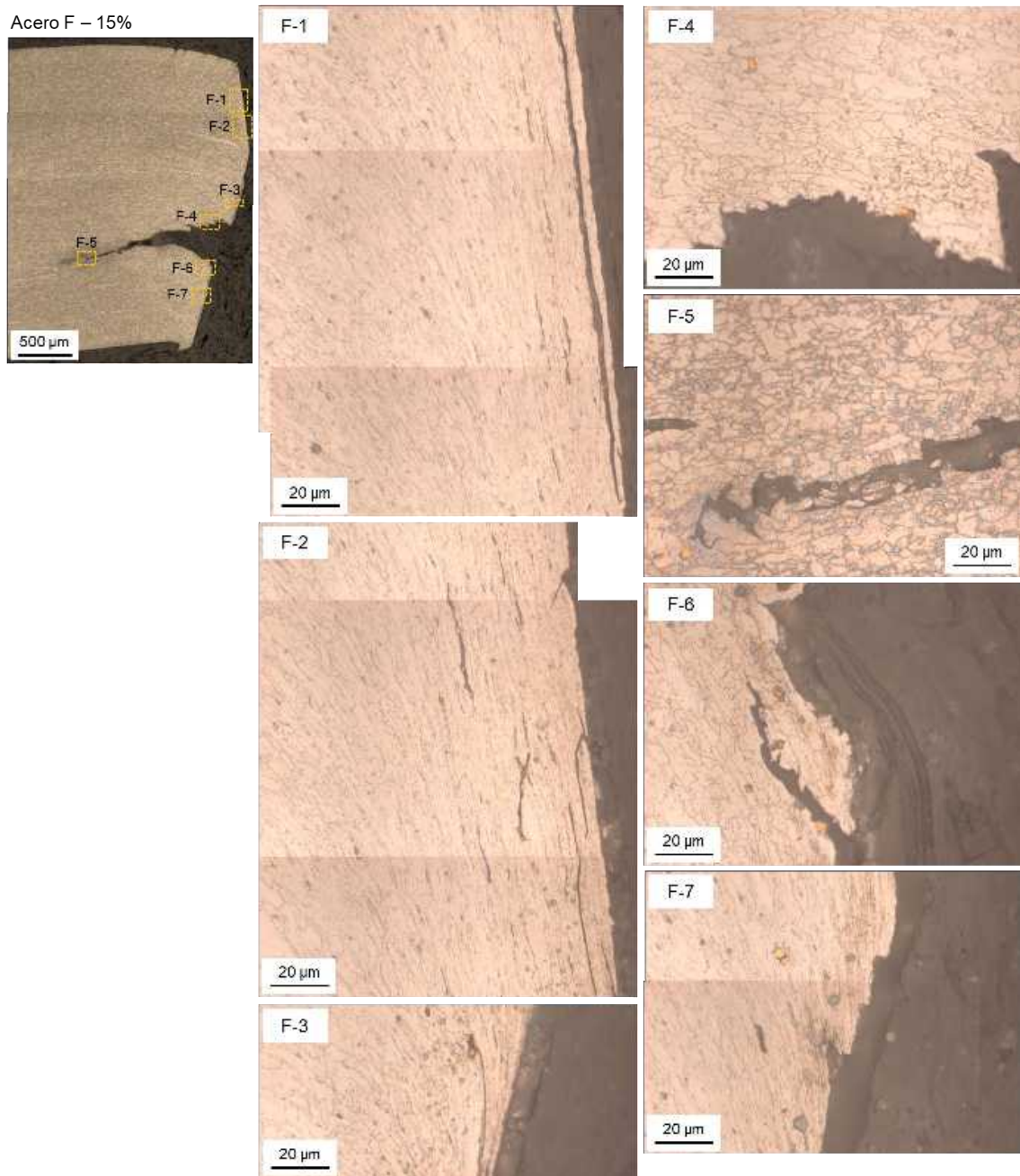


Figura 4.11 Micrografías tomadas a 1000X ópticas en sección transversal de superficie de corte del acero F en condición de corte a 15% de claro. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

4.3.2 Microscopía estereoscópica

El análisis de las zonas de fractura de las probetas de tensión seleccionadas para este análisis se muestra en las Figuras 4.12–4.17 para los aceros A–F, respectivamente. Las fotografías de cada una de las probetas ensayadas en este trabajo se muestran en el Apéndice A.

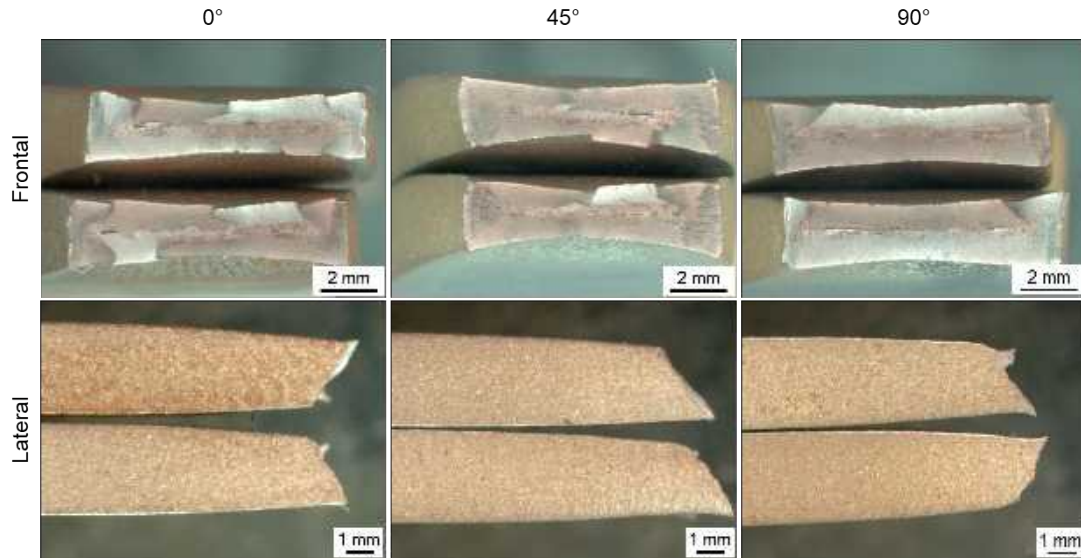


Figura 4.12 Zonas de fractura del acero A. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.

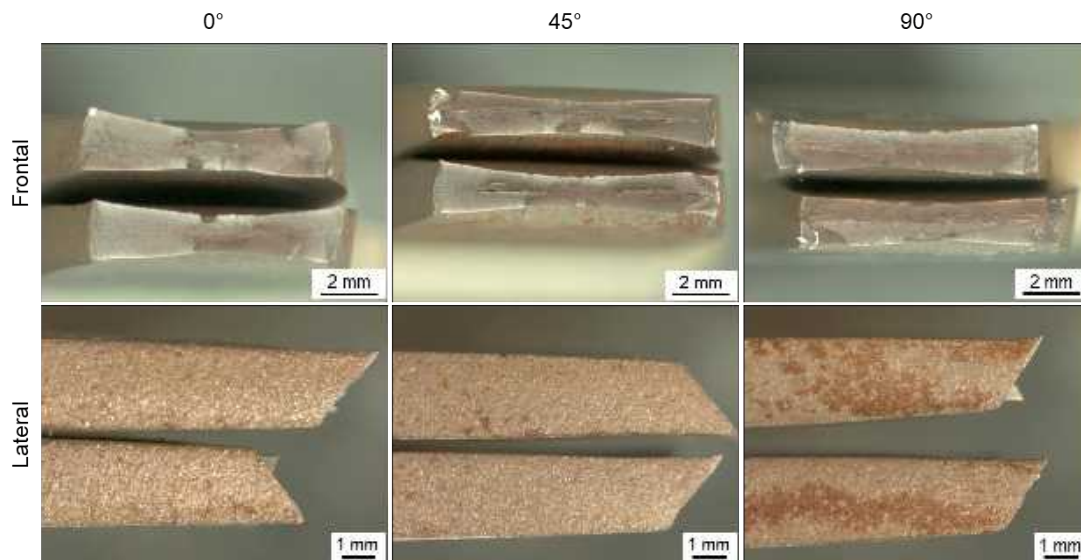


Figura 4.13 Zonas de fractura del acero B. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.

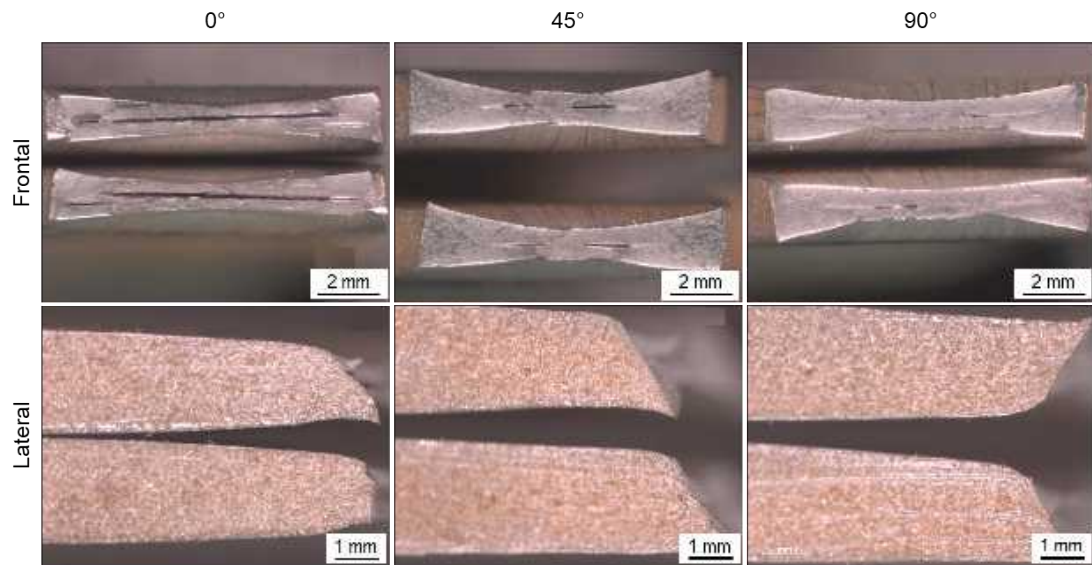


Figura 4.14 Zonas de fractura del acero C. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.

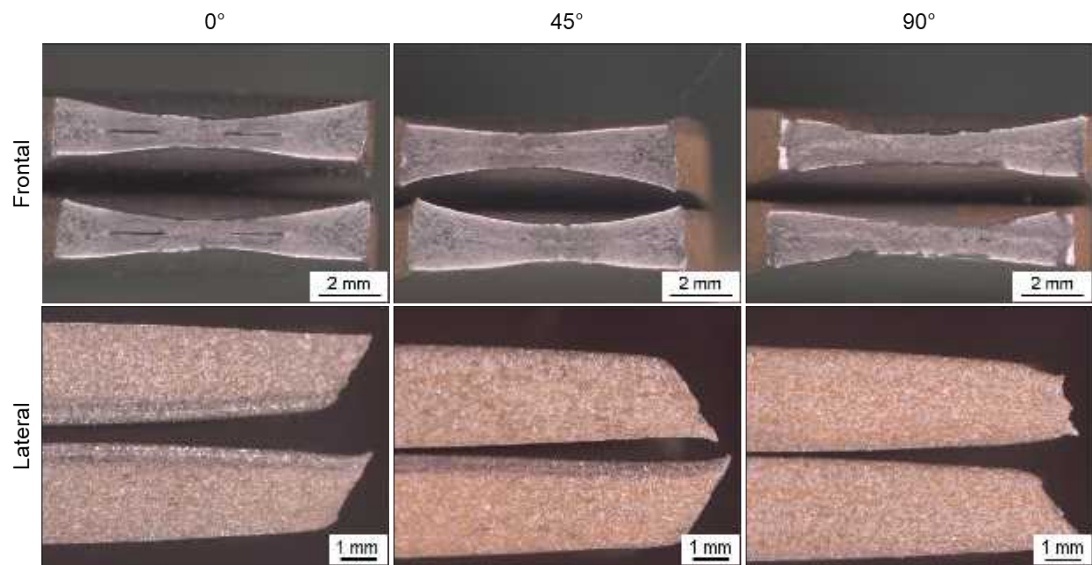


Figura 4.15 Zonas de fractura del acero D. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.

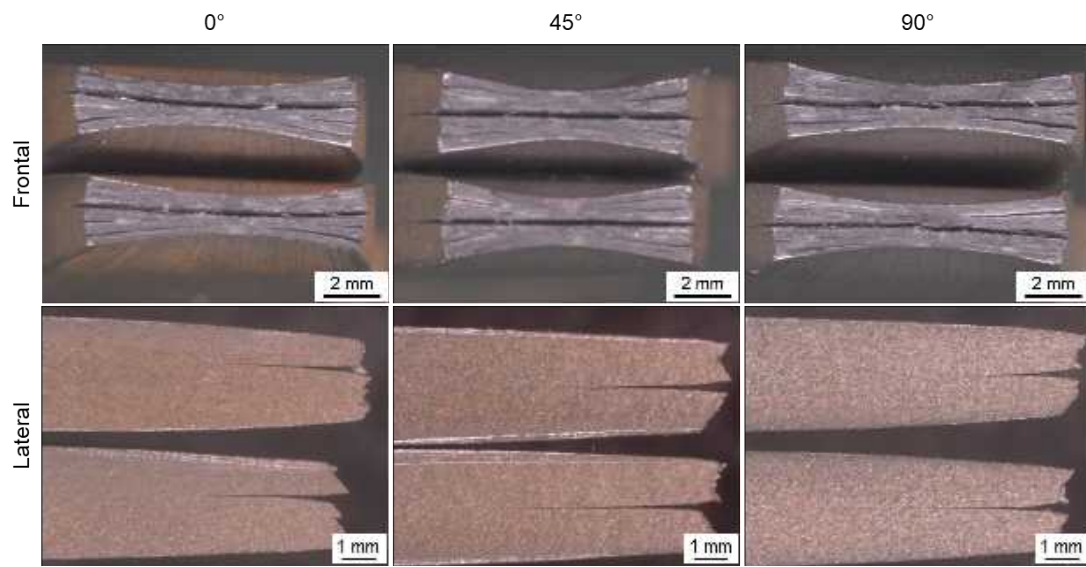


Figura 4.16 Zonas de fractura del acero E. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.

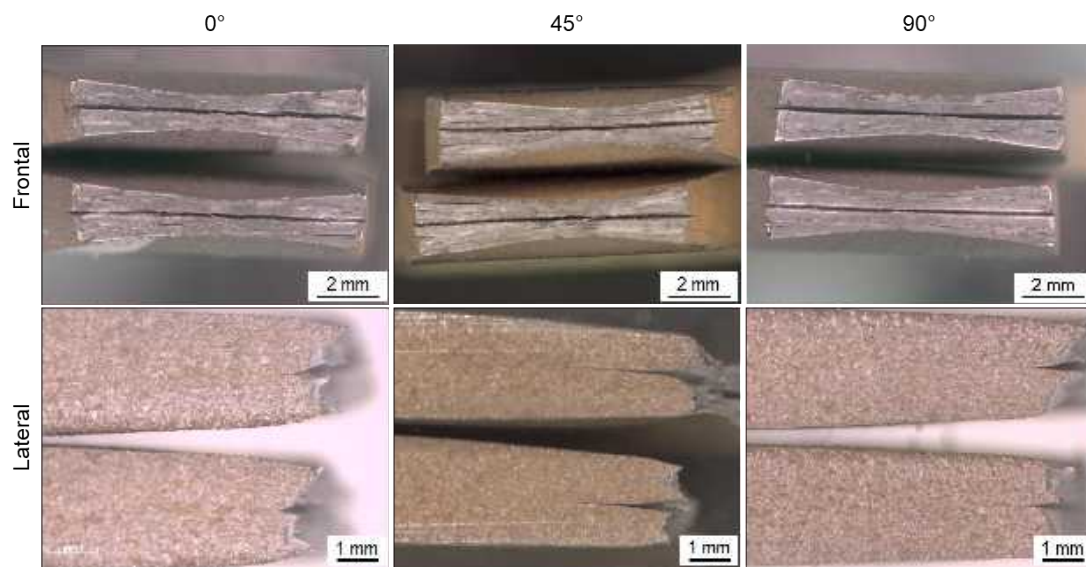


Figura 4.17 Zonas de fractura del acero F. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.

4.3.3 Microscopía digital

4.3.3.1 Análisis microestructural

Como se mencionó en el capítulo anterior, el microscopio digital utilizado (ver Figura 3.24) permite tomar micrografías en el modo normal y en el modo óptico de efecto de sombra. Las micrografías tomadas en superficie y centro de las muestras utilizando el modo normal se muestran en las Figura 4.18 y 4.19.

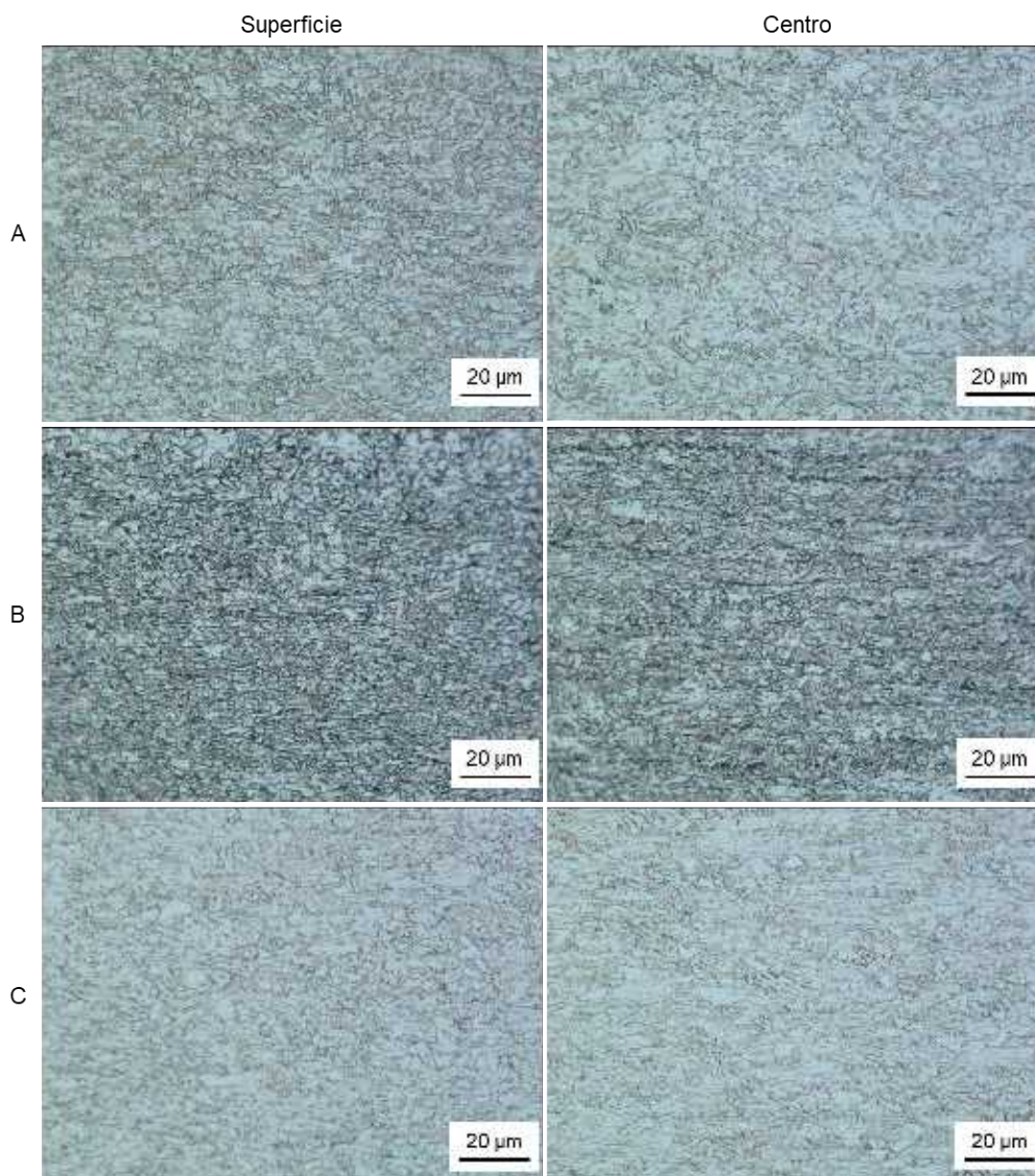


Figura 4.18 Micrografías tomadas a 2000X digitales en superficie y centro de los aceros A, B y C. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

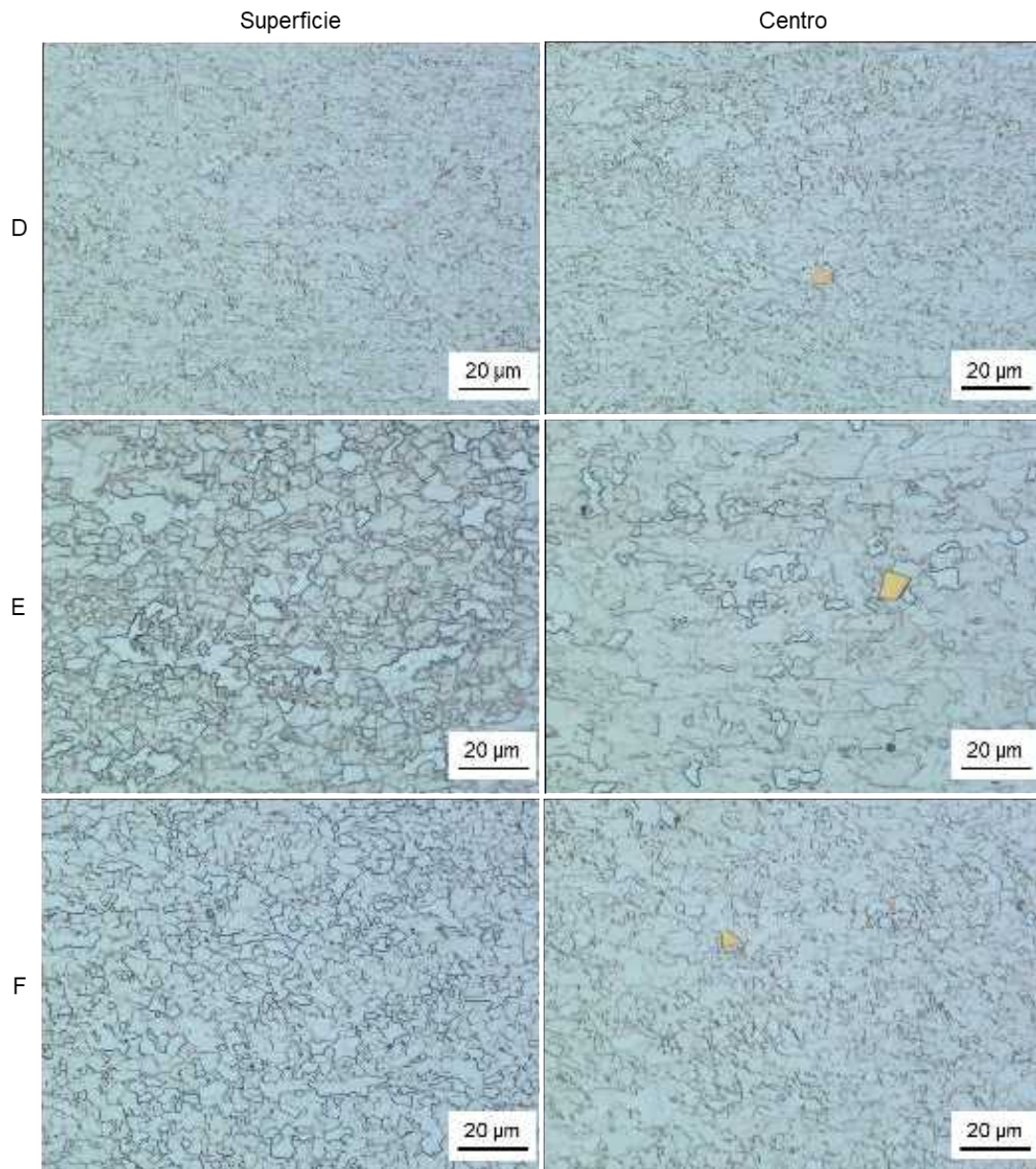


Figura 4.19 Micrografías tomadas a 2000X digitales en superficie y centro de los aceros D, E y F. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

Las micrografías tomadas en superficie y centro de las muestras utilizando el modo óptico efecto de sombra se muestran en las Figura 4.20 y 4.21.

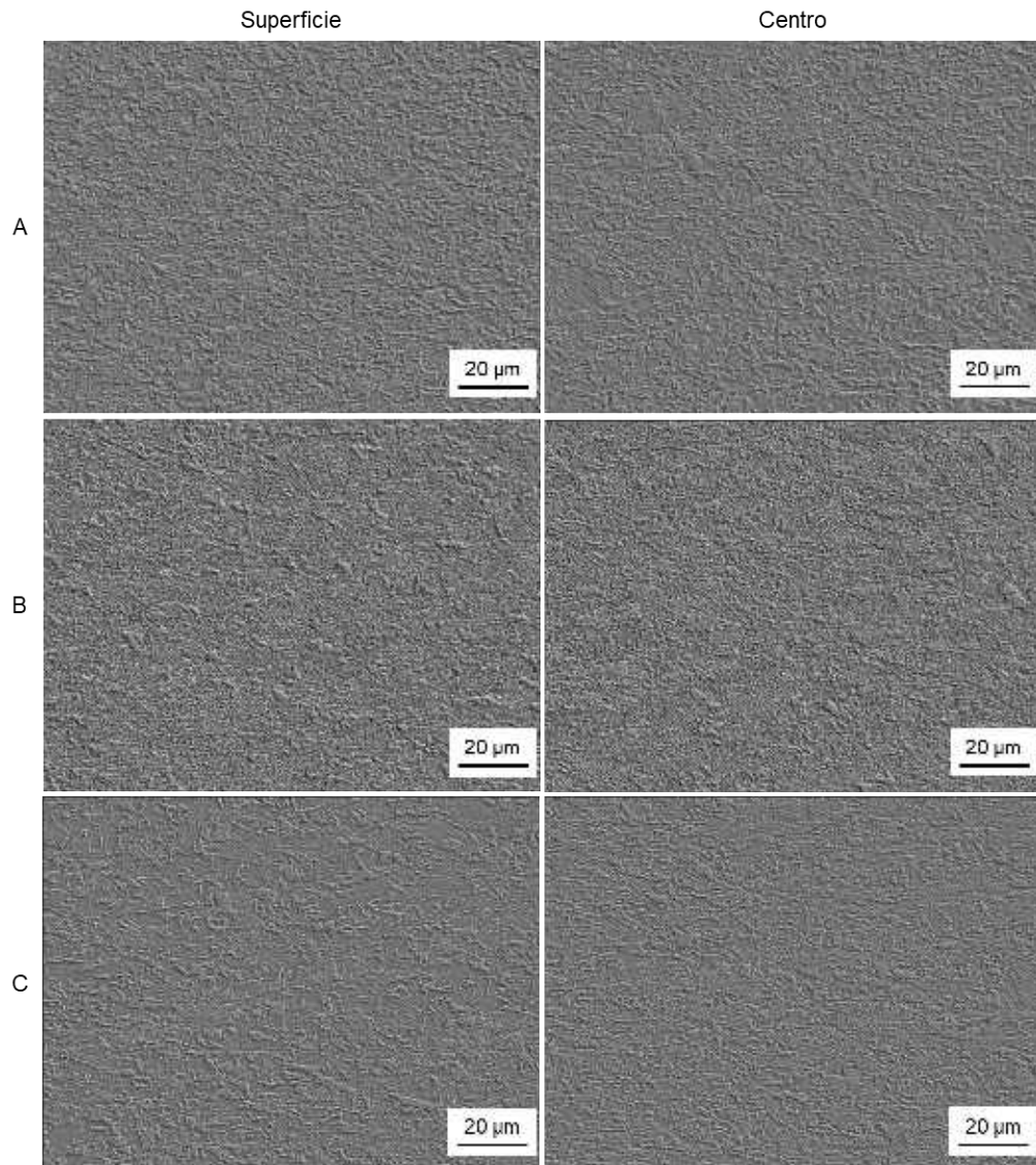


Figura 4.20 Micrografías tomadas a 2000X digitales en superficie y centro de los aceros A, B y C utilizando el modo óptico efecto de sombra. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

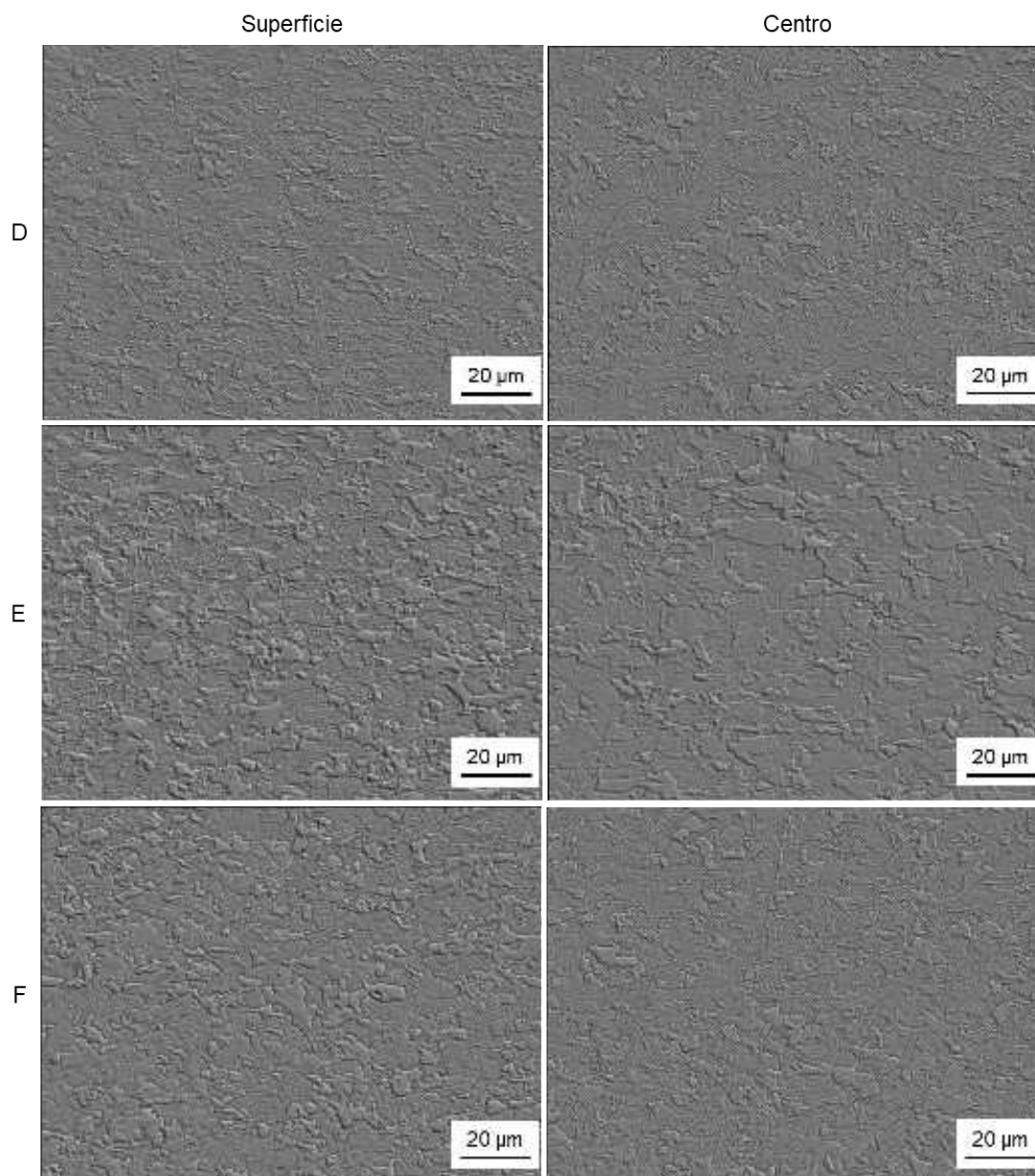


Figura 4.21 Micrografías tomadas a 2000X digitales en superficie y centro de los aceros D, E y F utilizando el modo óptico efecto de sombra. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

4.3.3.2 Análisis de zonas de fractura de probeta de tensión

El análisis transversal de las probetas de tensión evaluadas a 0° se muestra en las Figuras 4.22–4.27 para los aceros A–F, respectivamente.

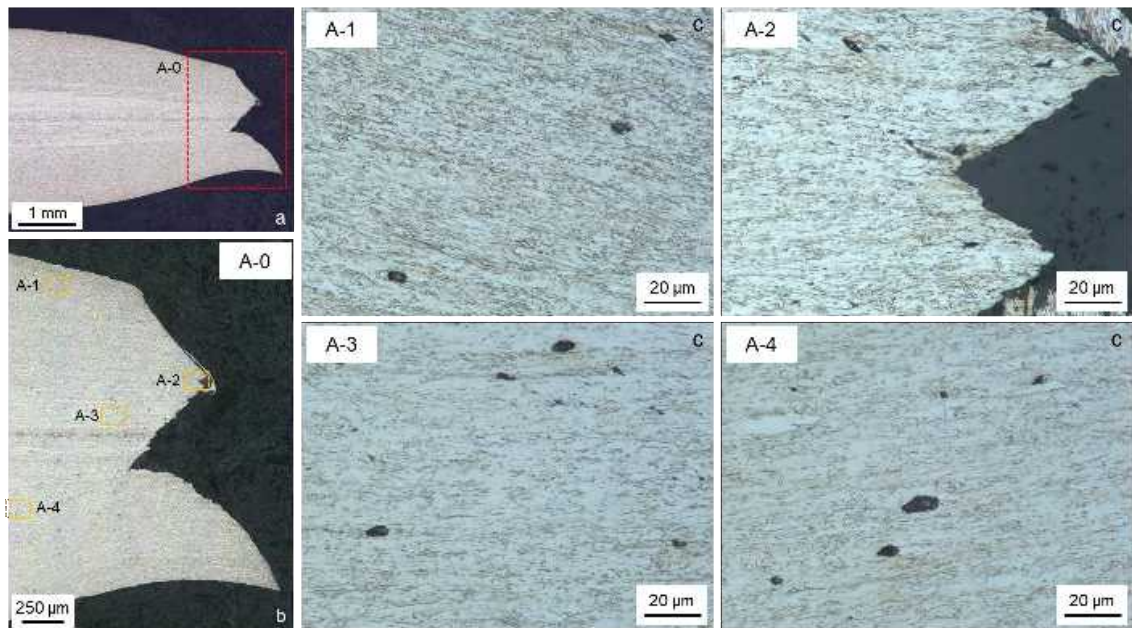


Figura 4.22 Micrografías de la sección transversal de la probeta de tensión obtenida a 0° del acero A tomadas a 150X (a), 500X (b) y 2000X (c) digitales. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

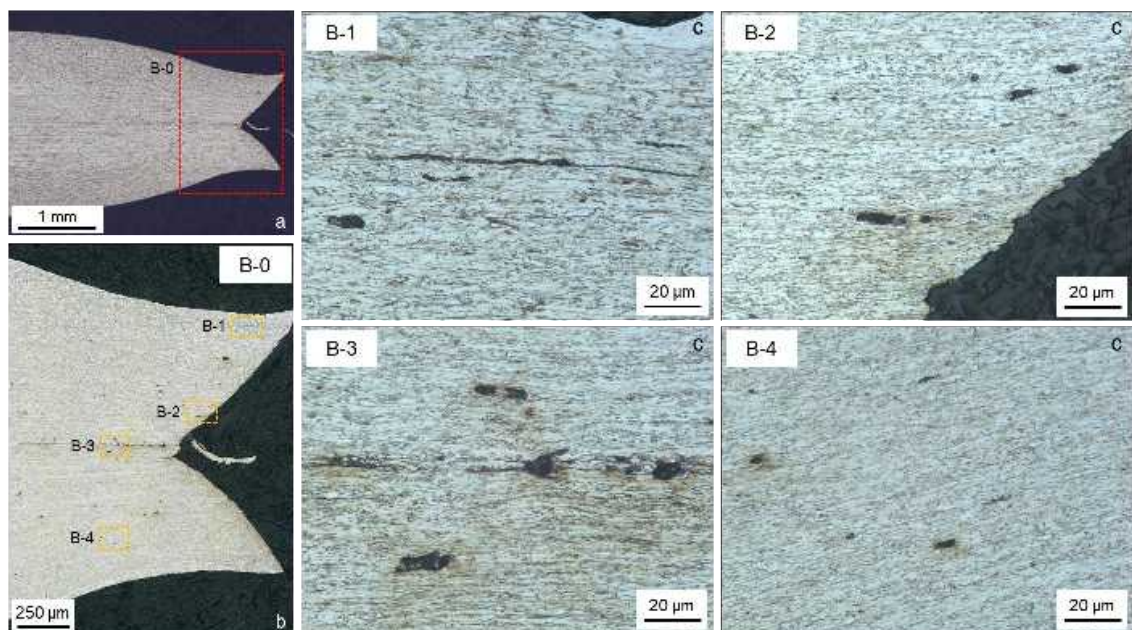


Figura 4.23 Micrografías de la sección transversal de la probeta de tensión obtenida a 0° del acero B tomadas a 150X (a), 500X (b) y 2000X (c) digitales. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

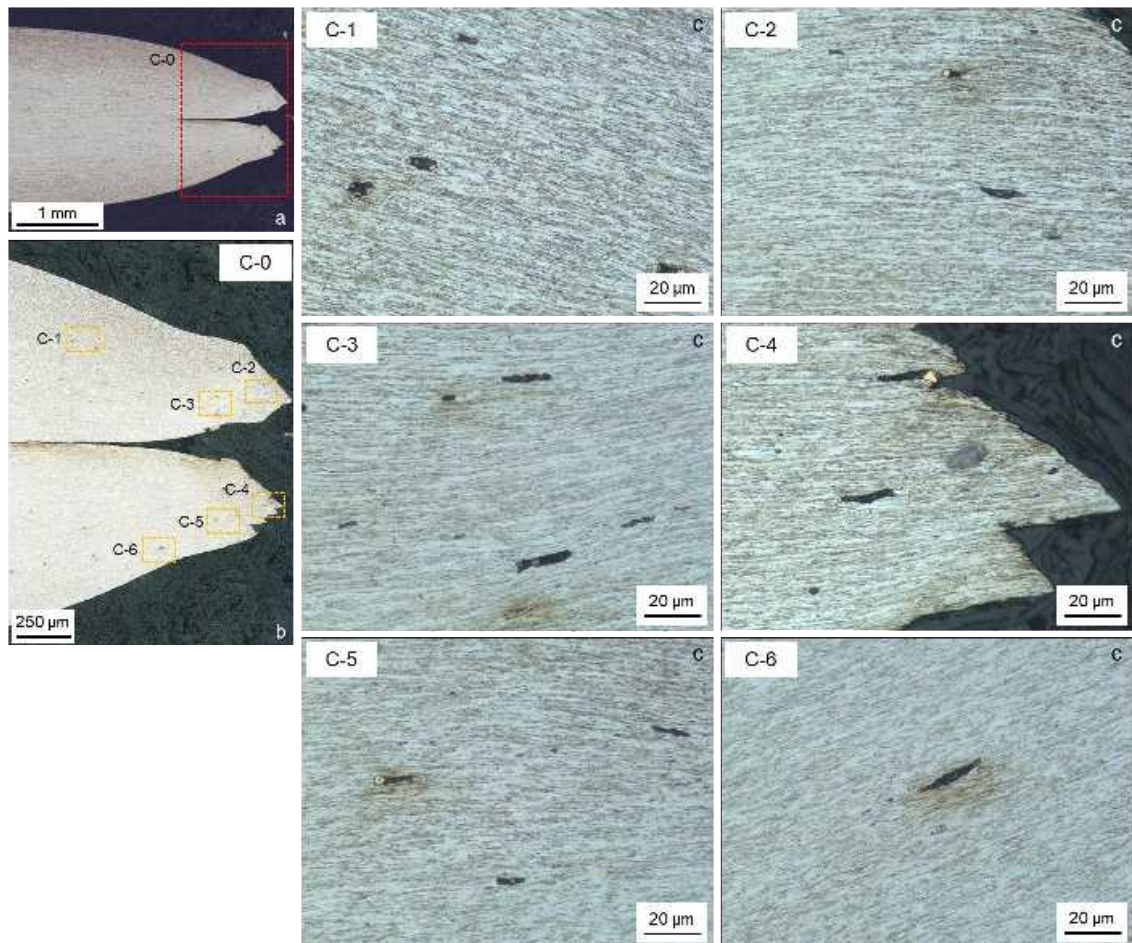


Figura 4.24 Micrografías de la sección transversal de la probeta de tensión obtenida a 0° del acero C tomadas a 150X (a), 500X (b) y 2000X (c) digitales. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

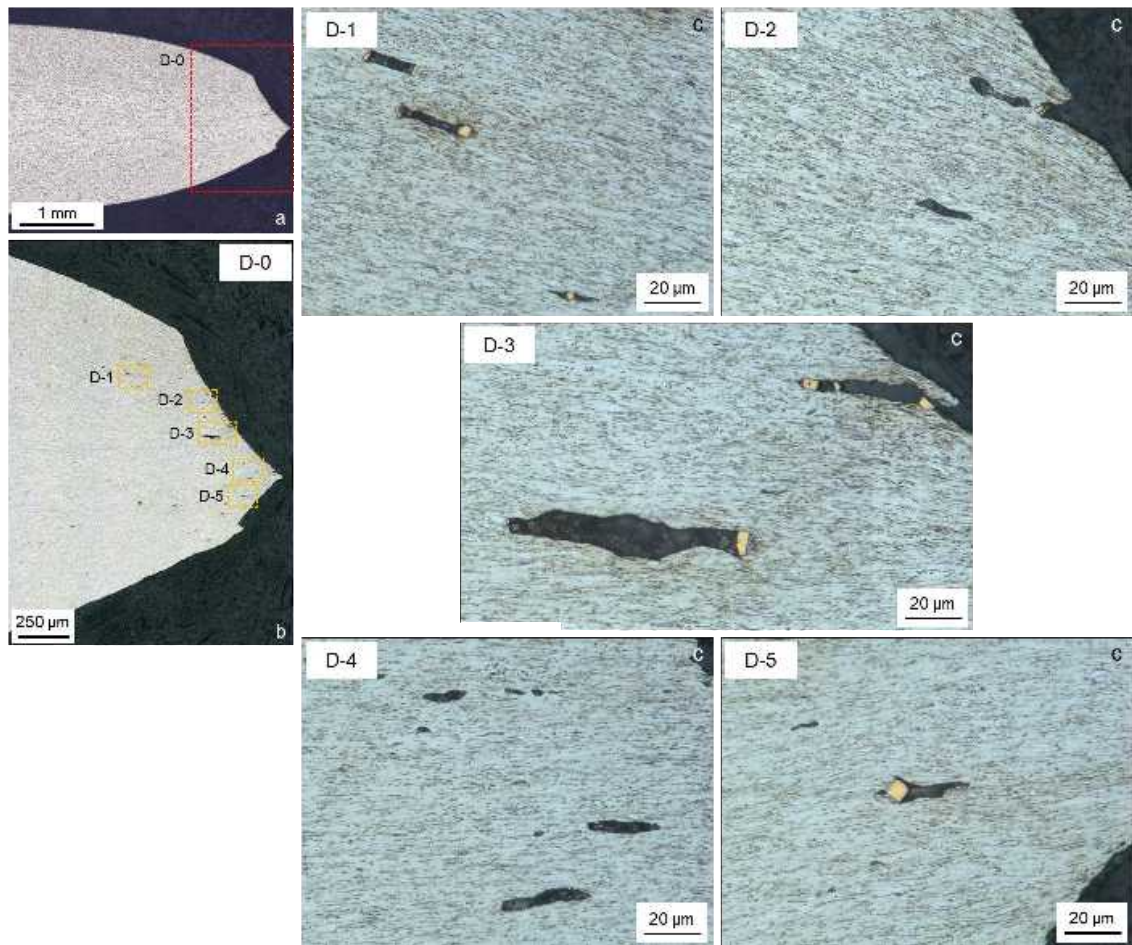


Figura 4.25 Micrografías de la sección transversal de la probeta de tensión obtenida a 0° del acero D tomadas a 150X (a), 500X (b) y 2000X (c) digitales. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

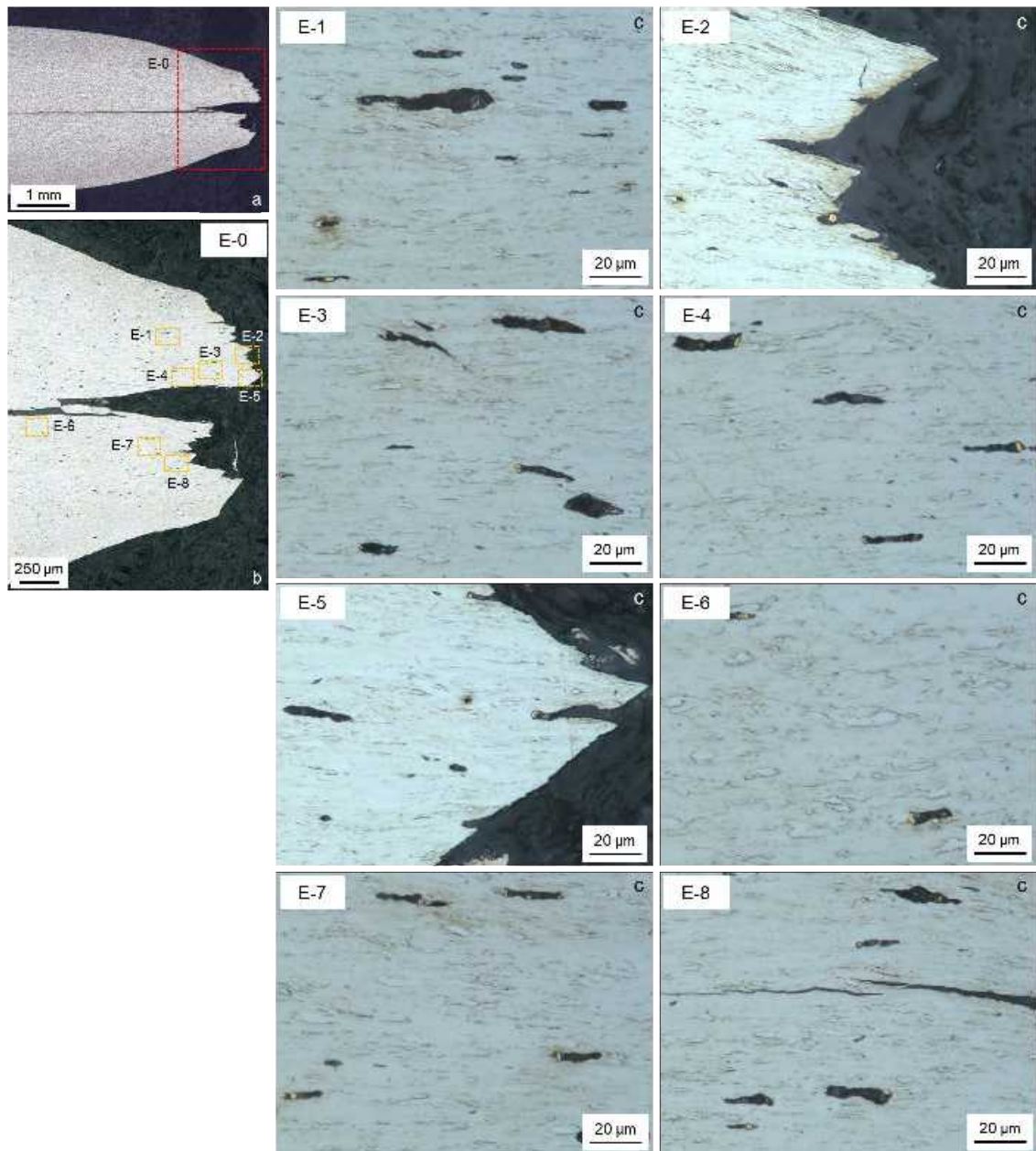


Figura 4.26 Micrografías de la sección transversal de la probeta de tensión obtenida a 0° del acero E tomadas a 150X (a), 500X (b) y 2000X (c) digitales. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

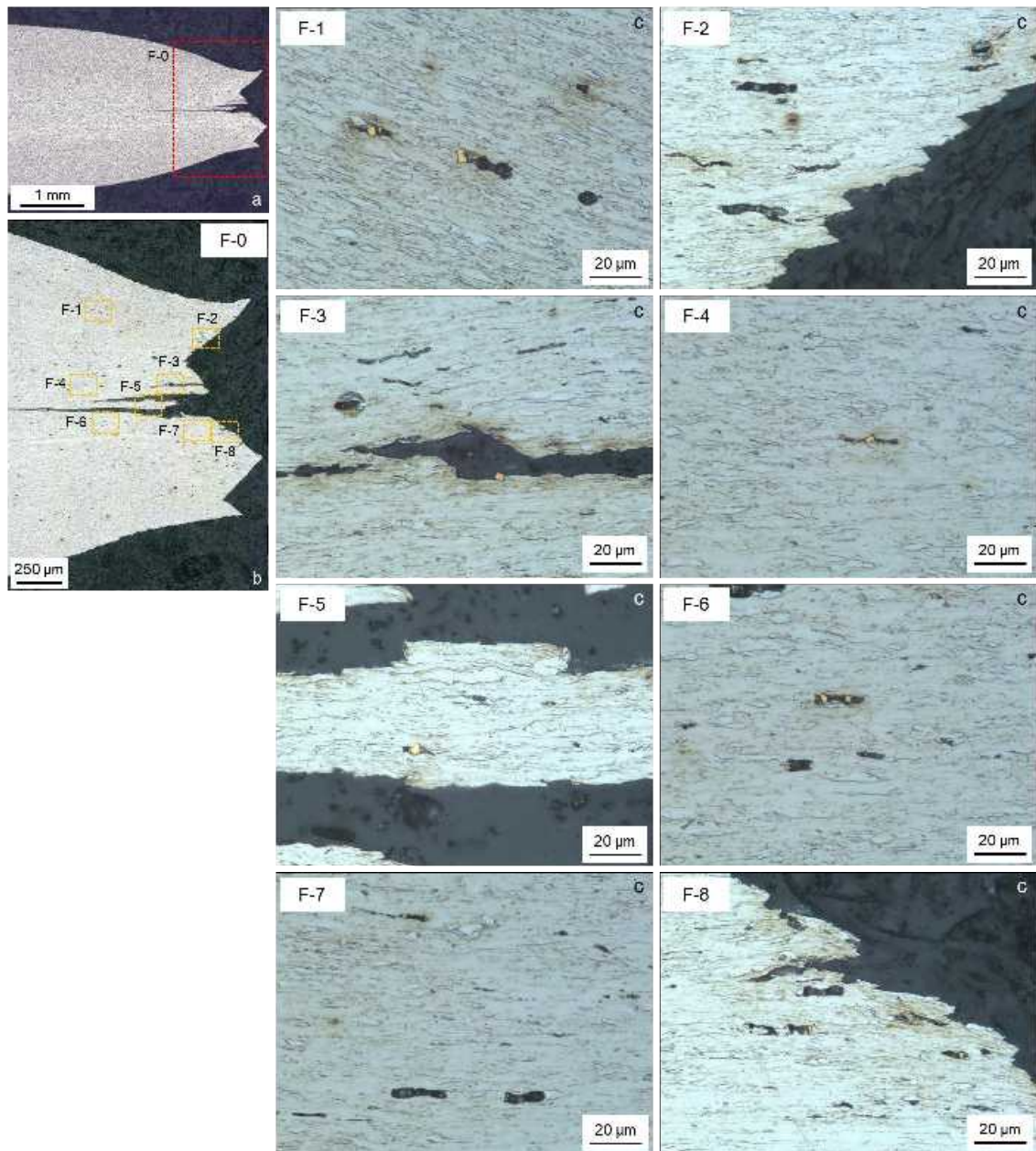


Figura 4.27 Micrografías de la sección transversal de la probeta de tensión obtenida a 0° del acero F tomadas a 150X (a), 500X (b) y 2000X (c) digitales. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.

4.3.3.3 Análisis de precipitados de TiN

Los resultados del análisis de los precipitados de TiN se muestran a continuación. En las Figuras 4.28–4.33 se muestra la distribución de los precipitados de TiN encontrados en cada uno de los aceros estudiados.

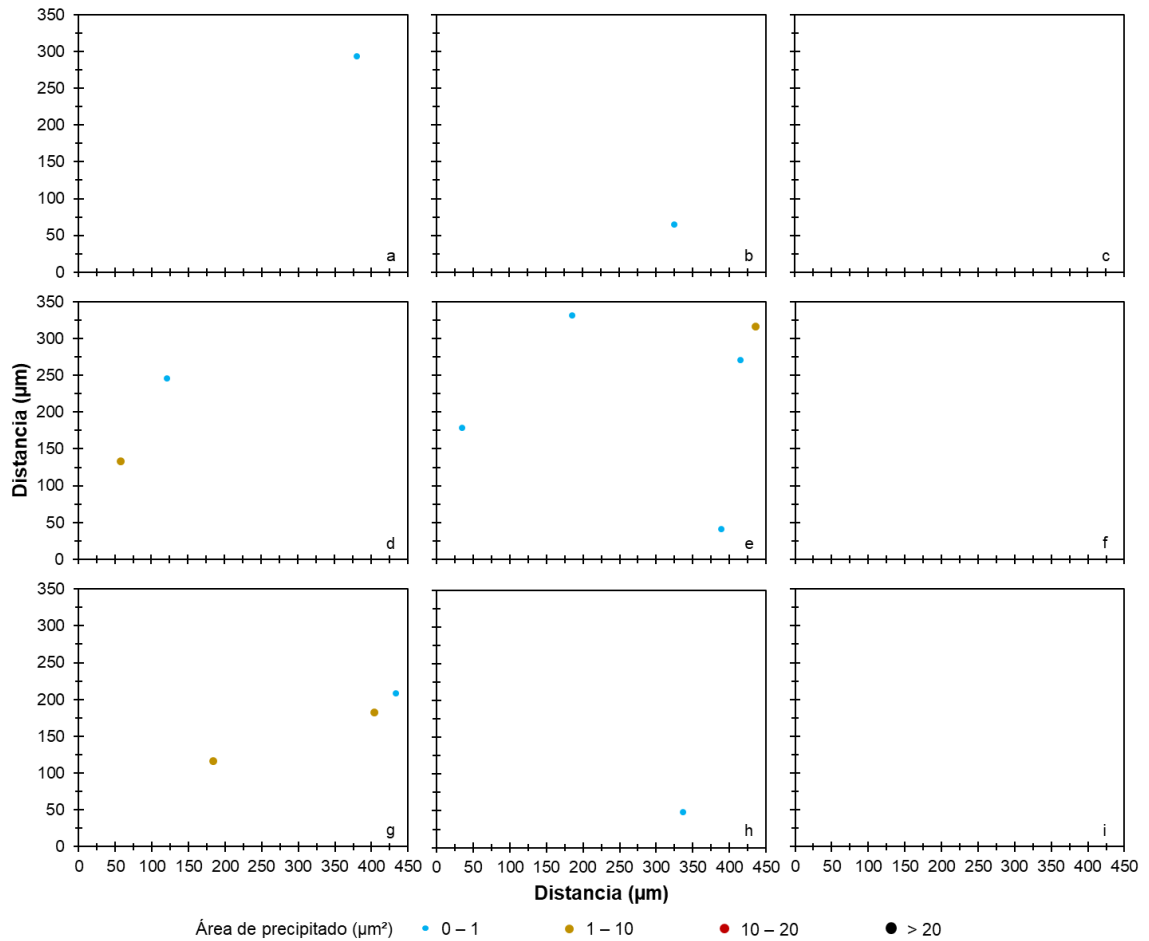


Figura 4.28 Distribución de precipitados de TiN en el acero A. Zonas evaluadas en la superficie (a-c), a $\frac{1}{4}$ (d-f) y a $\frac{1}{2}$ (g-i) del espesor.

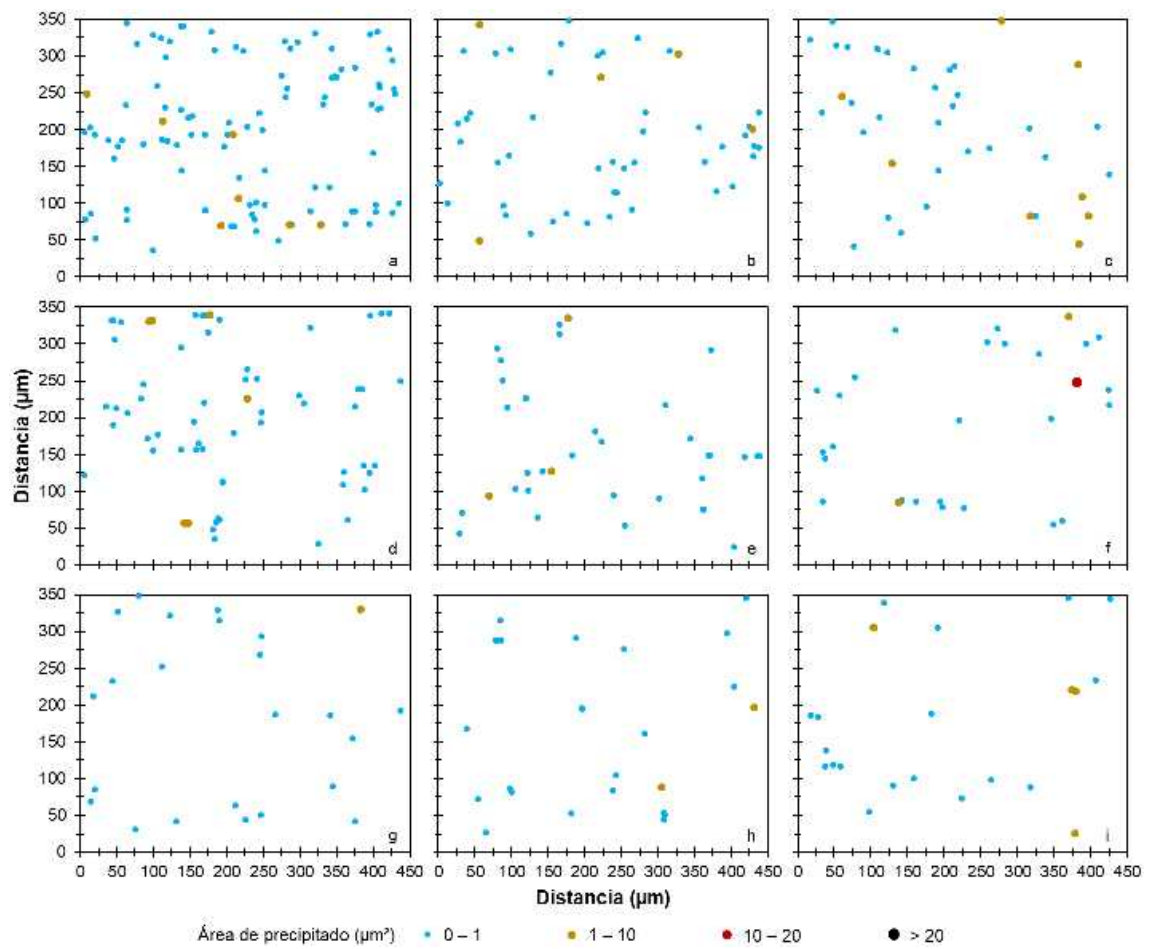


Figura 4.29 Distribución de precipitados de TiN en el acero B. Zonas evaluadas en la superficie (a-c), a $\frac{1}{4}$ (d-f) y a $\frac{1}{2}$ (g-i) del espesor.

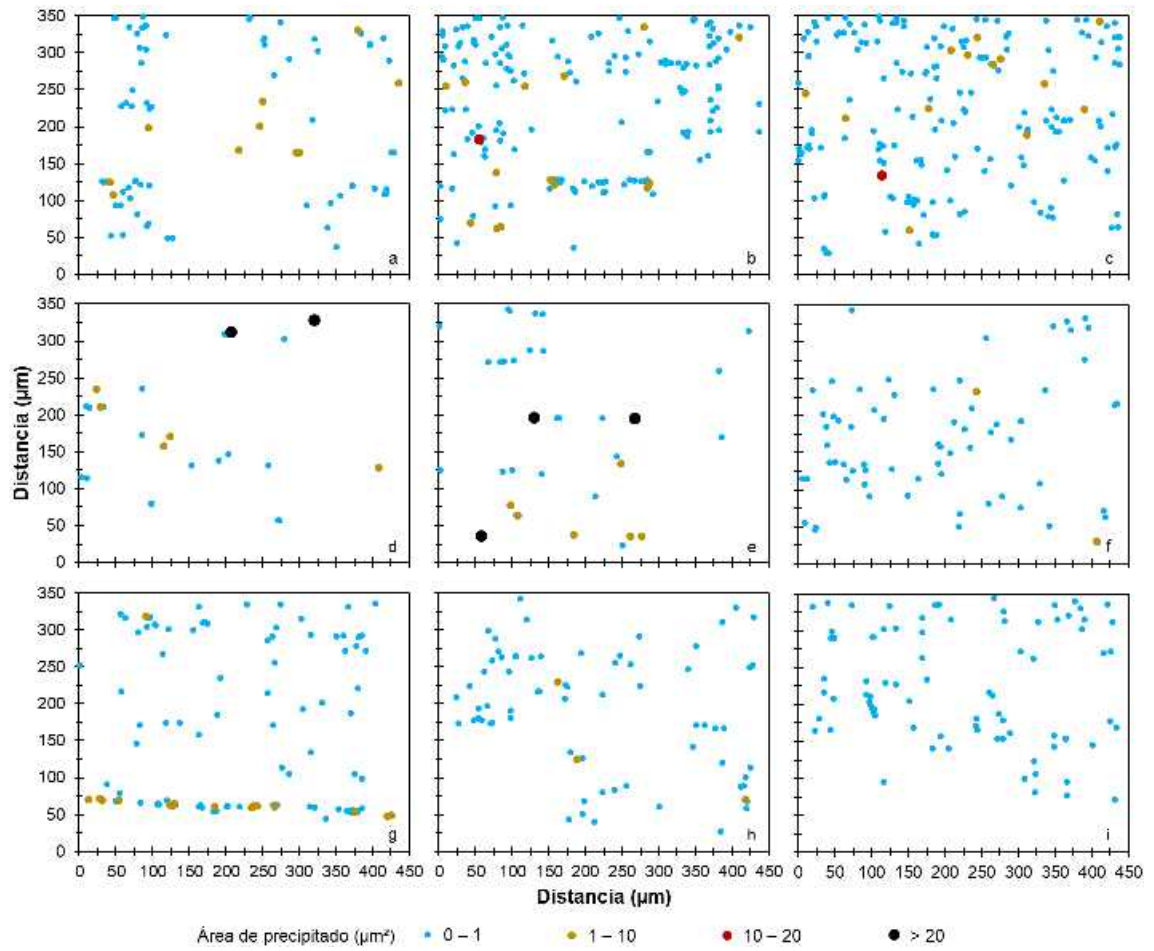


Figura 4.30 Distribución de precipitados de TiN en el acero C. Zonas evaluadas en la superficie (a-c), a $\frac{1}{4}$ (d-f) y a $\frac{1}{2}$ (g-i) del espesor.

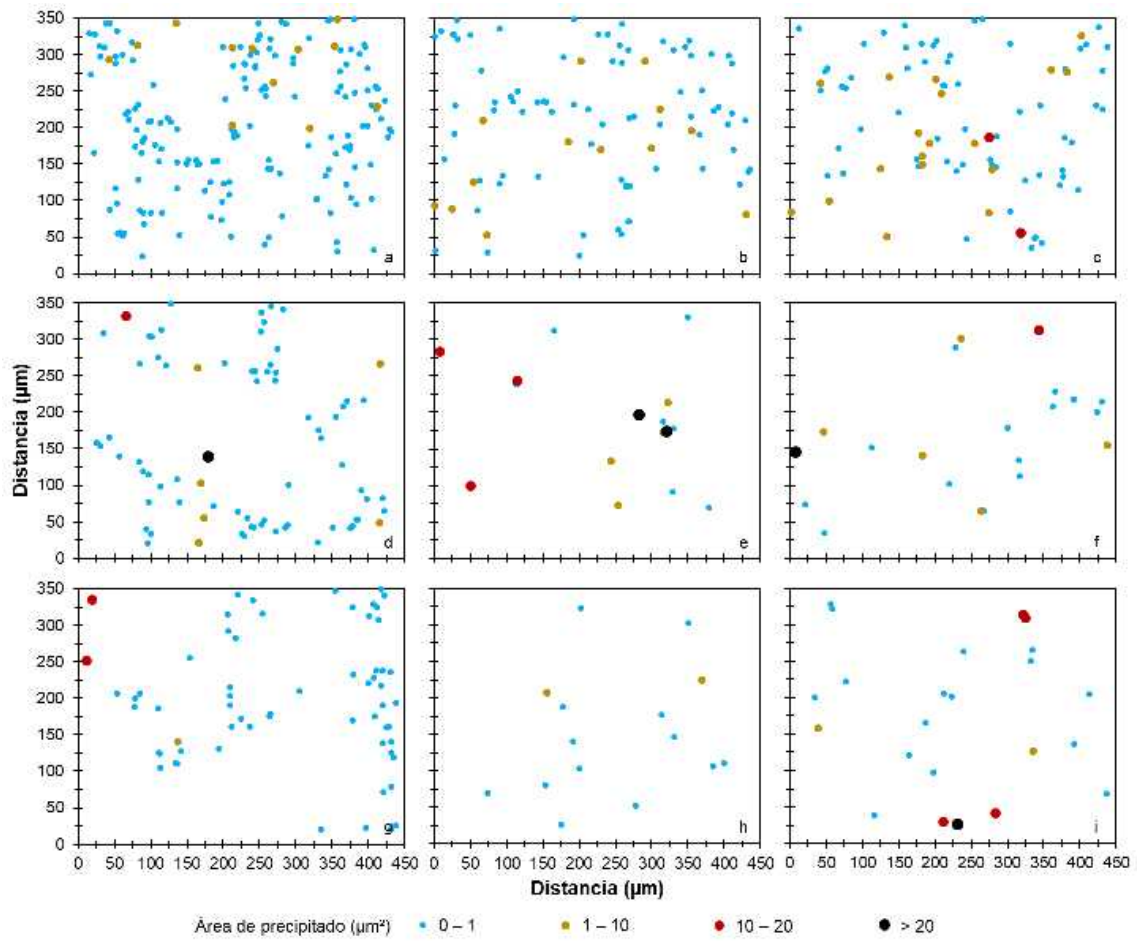


Figura 4.31 Distribución de precipitados de TiN en el acero D. Zonas evaluadas en la superficie (a-c), a $\frac{1}{4}$ (d-f) y a $\frac{1}{2}$ (g-i) del espesor.

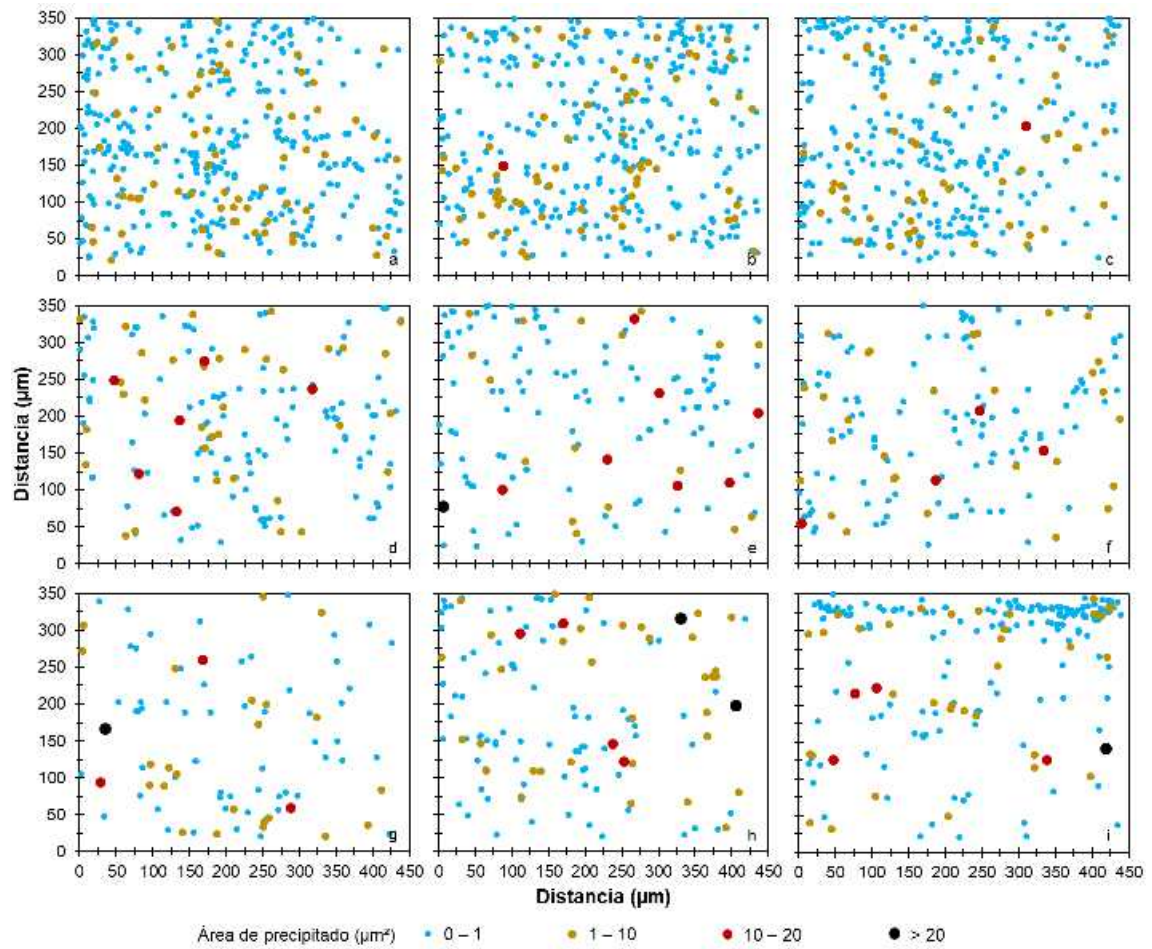


Figura 4.32 Distribución de precipitados de TiN en el acero E. Zonas evaluadas en la superficie (a-c), a $\frac{1}{4}$ (d-f) y a $\frac{1}{2}$ (g-i) del espesor.

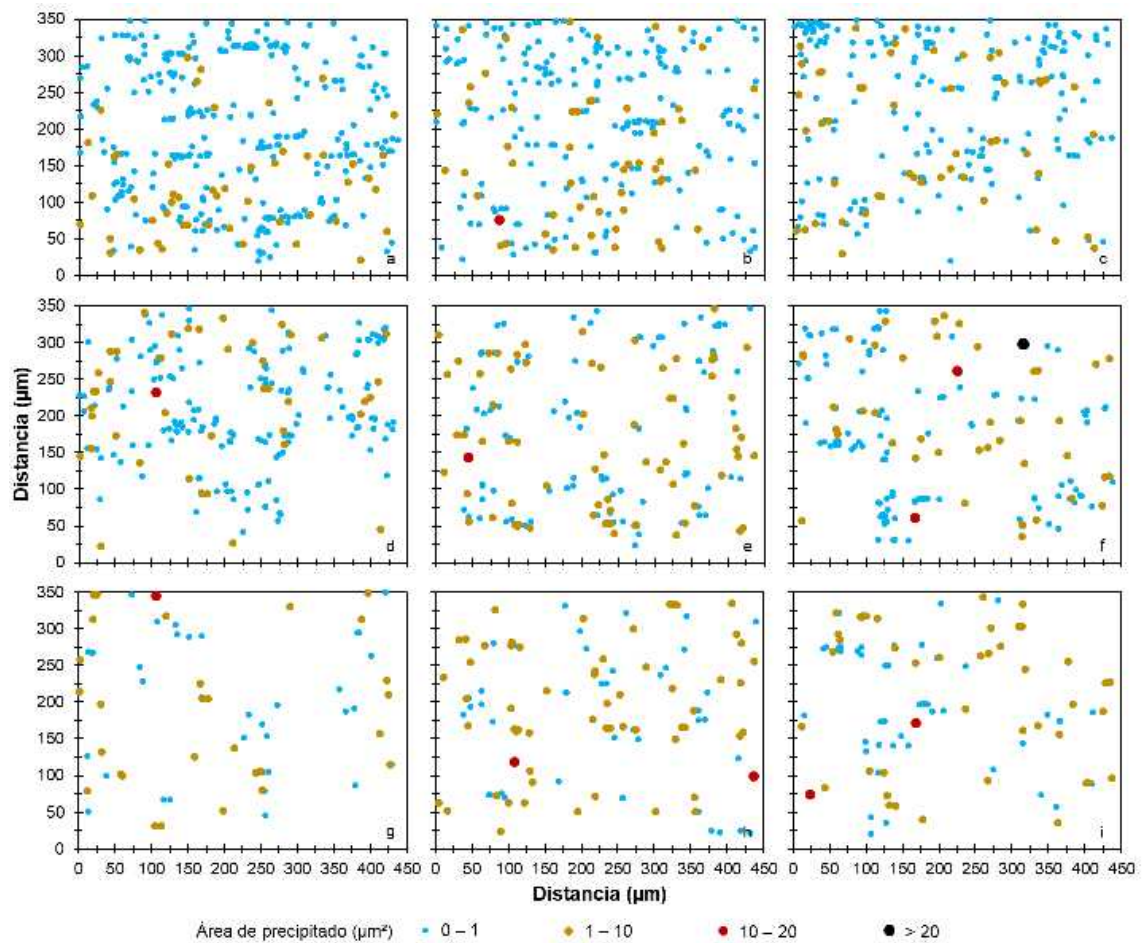


Figura 4.33 Distribución de precipitados de TiN en el acero F. Zonas evaluadas en la superficie (a–c), a $\frac{1}{4}$ (d–f) y a $\frac{1}{2}$ (g–i) del espesor.

La distribución de tamaño, tamaño promedio y cantidad total de precipitados se muestran en las Figuras 4.34–4.38 para los aceros B–F, respectivamente. En este análisis no se incluye el acero A debido a la baja cantidad de precipitados presentes en su matriz (ver Figura 4.28).

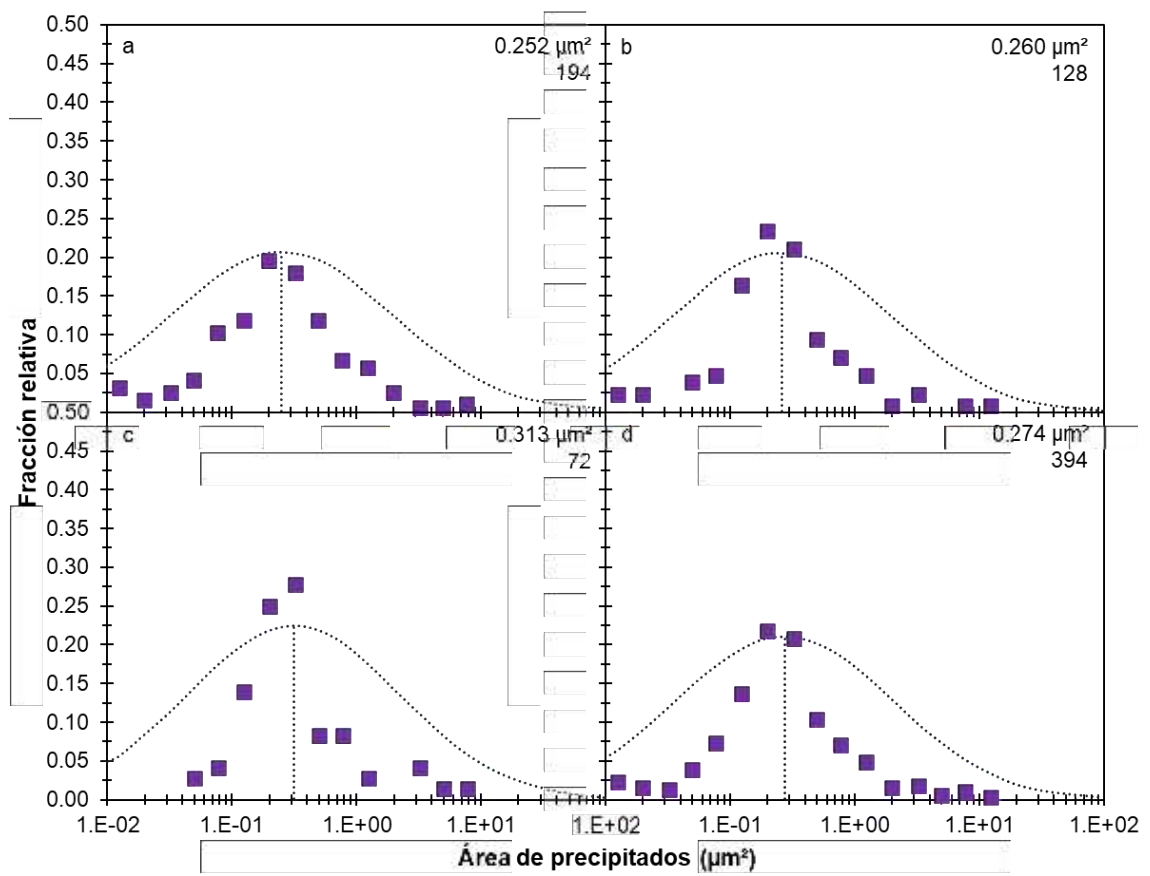


Figura 4.34 Distribución de tamaño de precipitados de TiN en el acero B dividido por zona evaluada, superficie (a), $\frac{1}{4}$ (b), $\frac{1}{2}$ (c) y total (d).

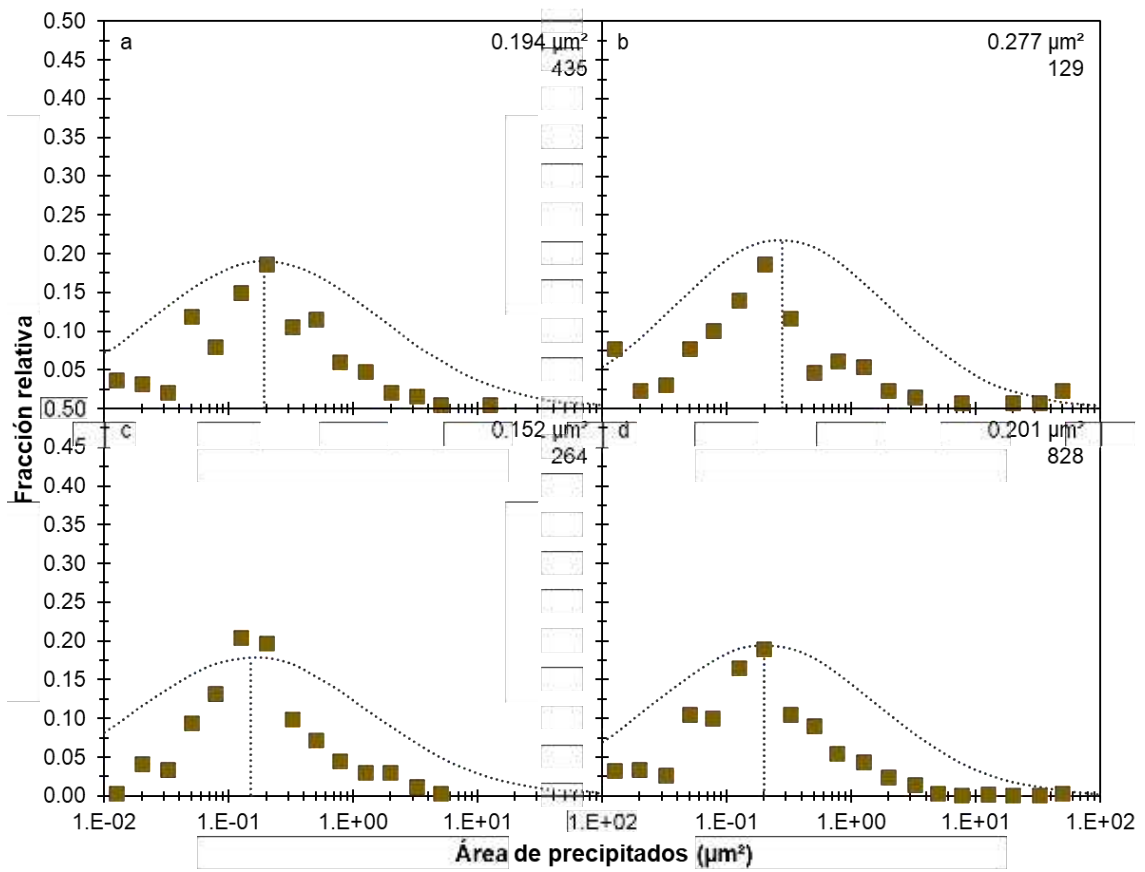


Figura 4.35 Distribución de tamaño de precipitados de TiN en el acero C dividida por zona evaluada, superficie (a), $\frac{1}{4}$ (b), $\frac{1}{2}$ (c) y total (d).

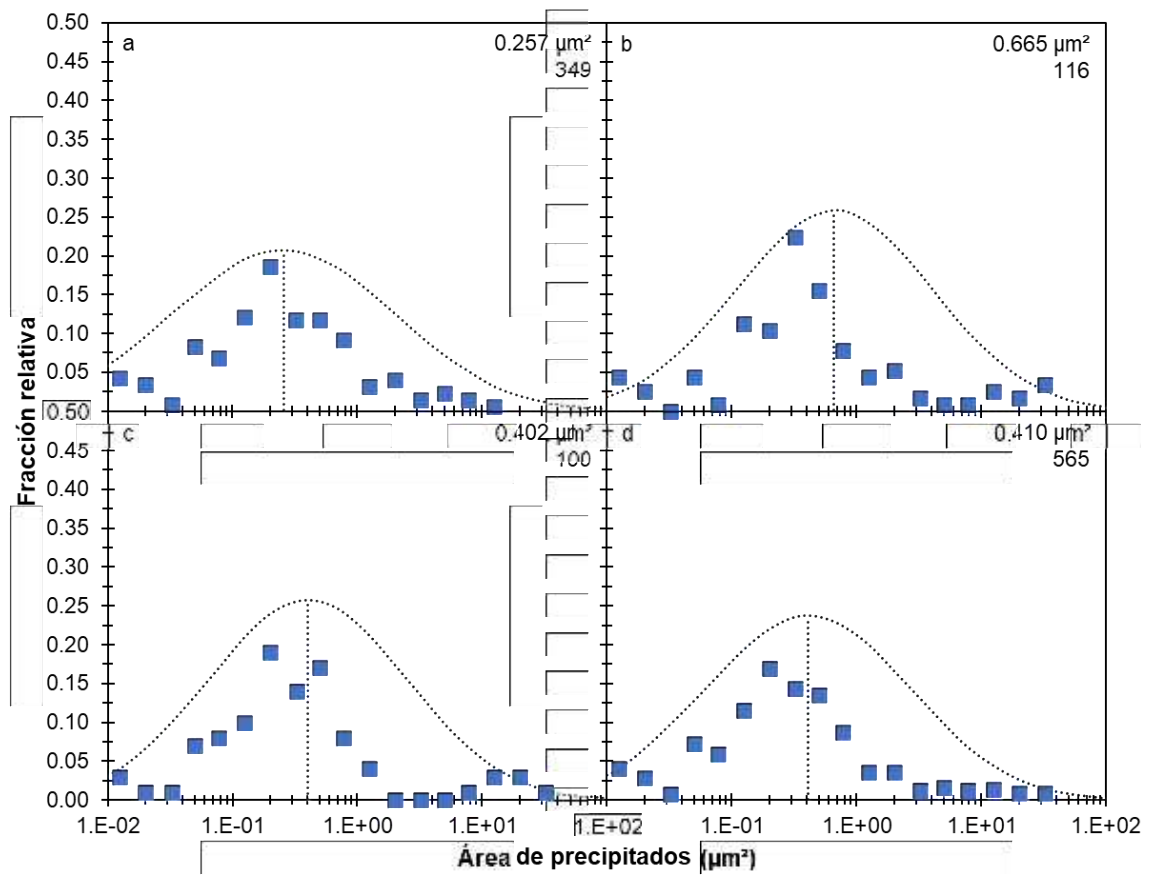


Figura 4.36 Distribución de tamaño de precipitados de TiN en el acero D dividida por zona evaluada, superficie (a), $\frac{1}{4}$ (b), $\frac{1}{2}$ (c) y total (d).

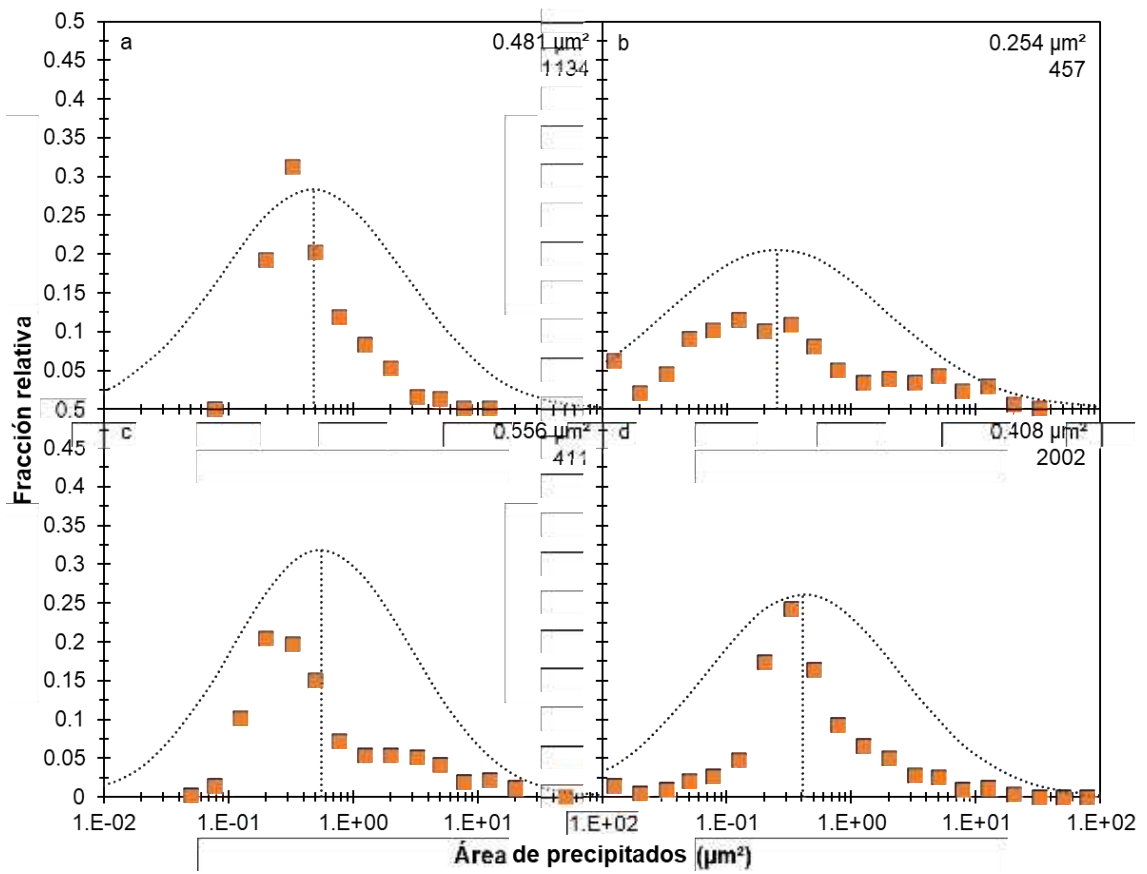


Figura 4.37 Distribución de tamaño de precipitados de TiN en el acero E dividida por zona evaluada, superficie (a), $\frac{1}{4}$ (b), $\frac{1}{2}$ (c) y total (d).

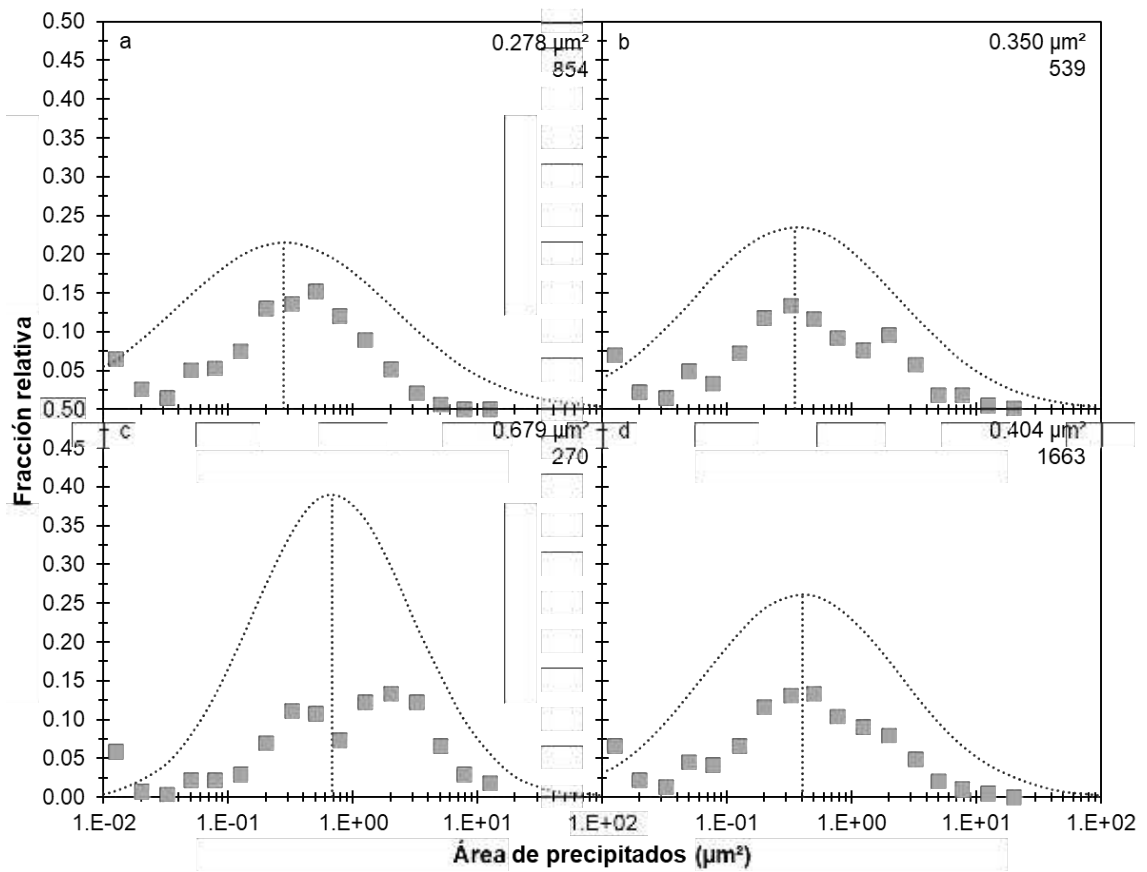


Figura 4.38 Distribución de tamaño de precipitados de TiN en el acero F dividida por zona evaluada, superficie (a), $\frac{1}{4}$ (b), $\frac{1}{2}$ (c) y total (d).

Los resultados del análisis del espacio entre precipitados (d_p) y el camino libre medio (λ) se muestran en la Figuras 4.39 y 4.40, respectivamente.

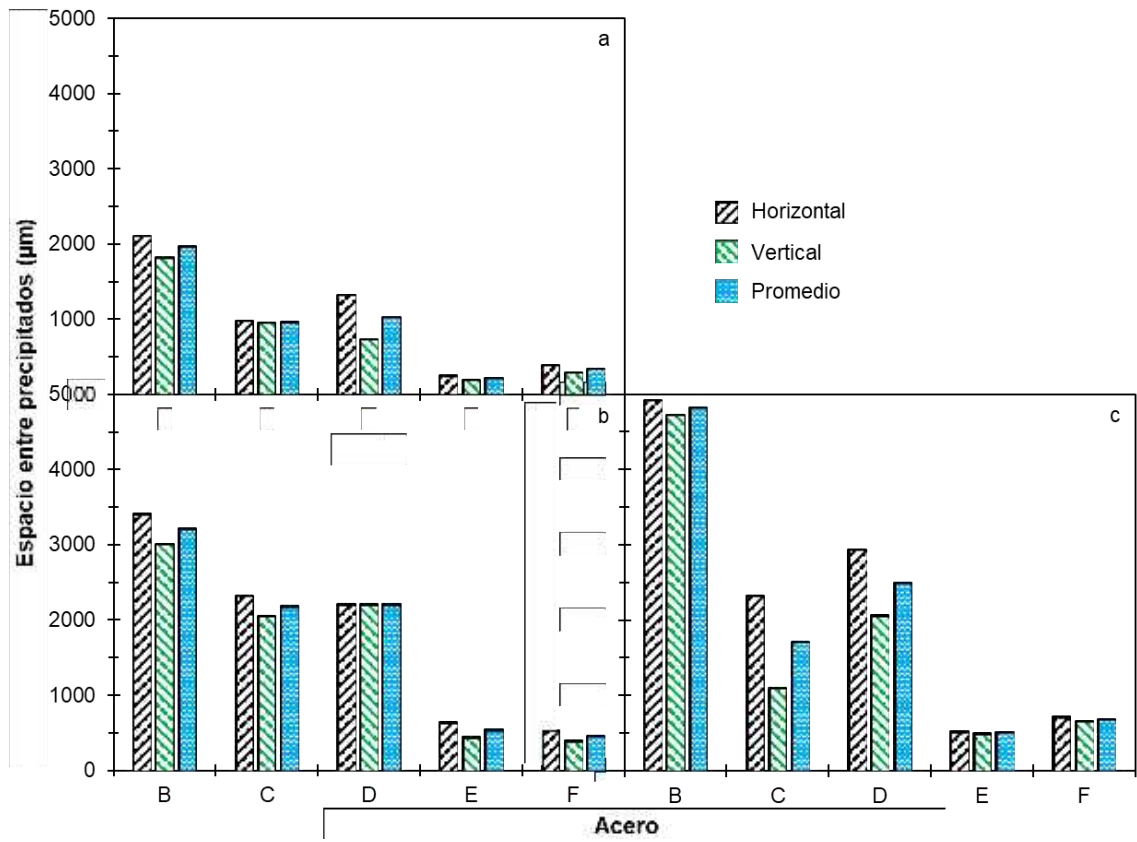


Figura 4.39 Espacio entre precipitados de TiN dividido por zona evaluada, superficie (a), $\frac{1}{4}$ (b) y $\frac{1}{2}$ (c) del espesor.

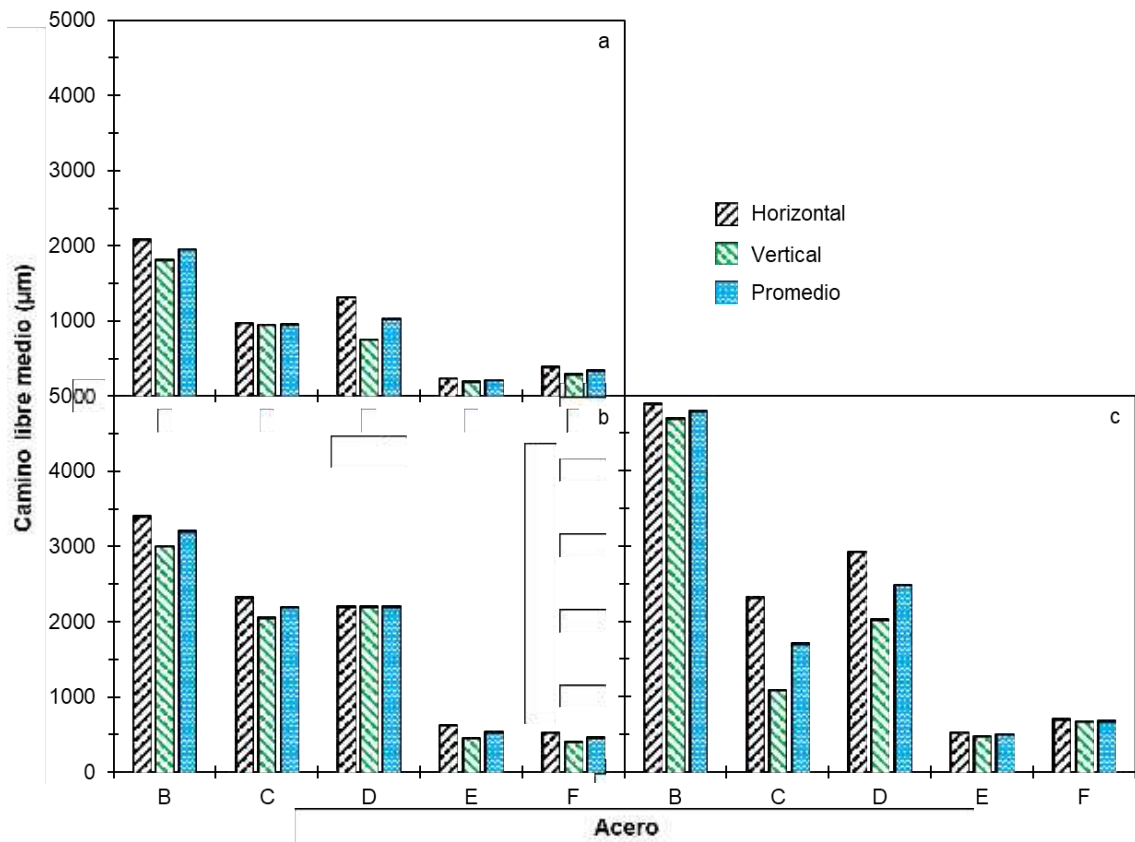


Figura 4.40 Camino libre medio entre precipitados de TiN dividido por zona evaluada, superficie (a), $\frac{1}{4}$ (b) y $\frac{1}{2}$ (c) del espesor.

La correlación entre el espacio entre precipitados y el camino libre medio se muestra en la Figura 4.41.

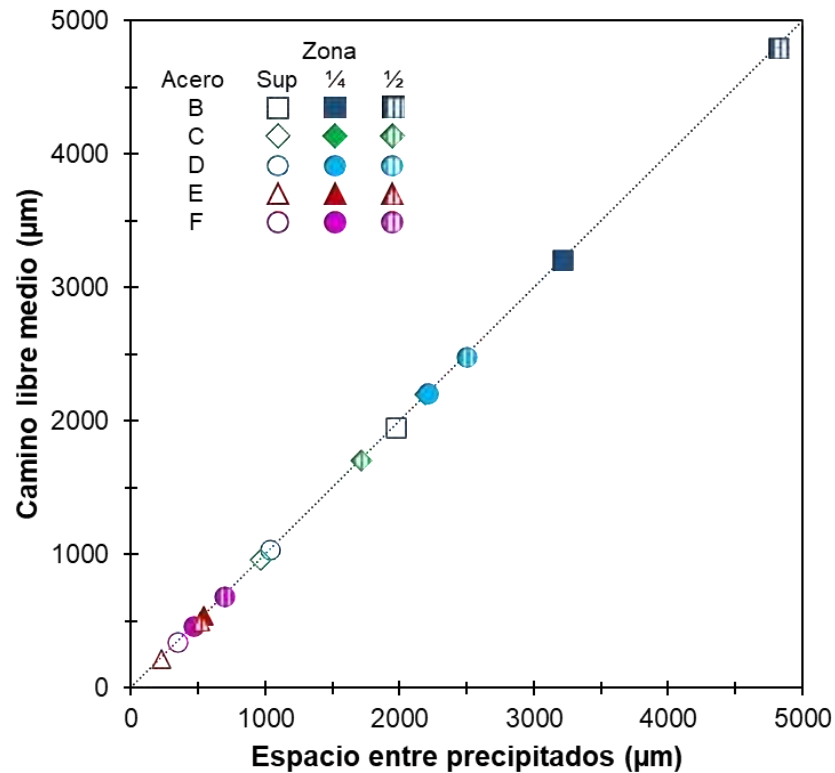


Figura 4.41 Correlación del espacio entre precipitados y camino libre medio entre ellos.

4.3.4 Microscopia electrónica de barrido

Para realizar el estudio de EDS mediante la técnica de MEB se eligió analizar la muestra proveniente del ensayo de tensión del Acero F que fue la que mostró una mayor cantidad de fracturas internas debido a la presencia de los precipitados de TiN (ver Figura 4.27). En la Figura 4.42 se muestran los resultados de este análisis.

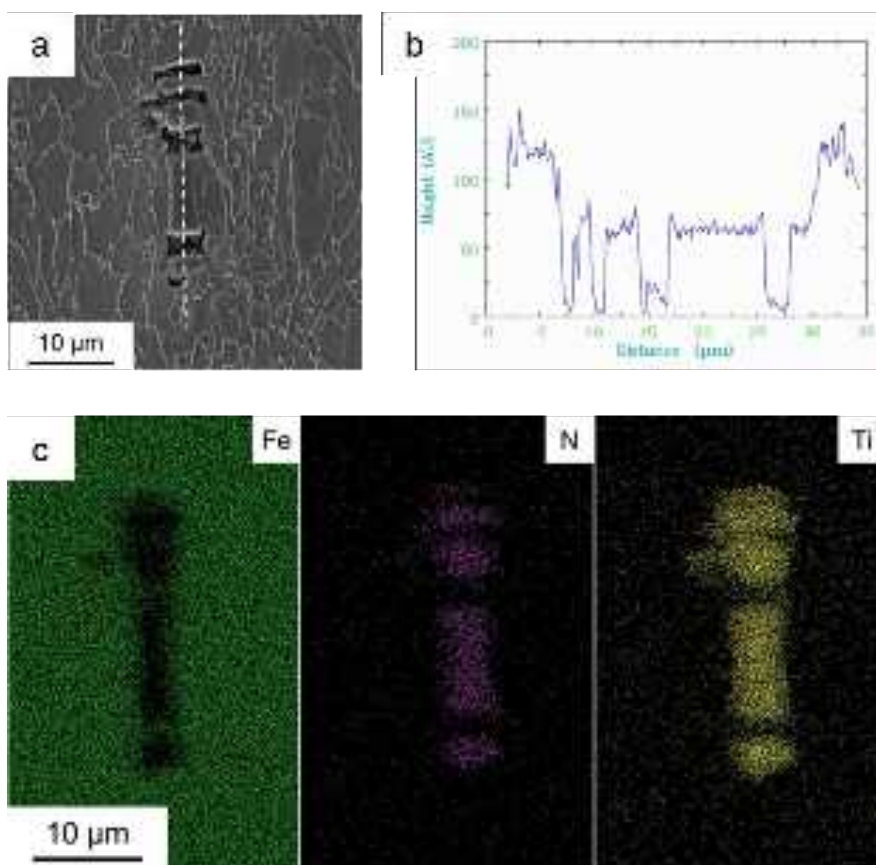


Figura 4.42 Partículas encontradas en la Figura 4.27 (Acero F) que estaban alineadas y fracturadas (a), como lo indica su perfil (b) resultaron ser TiN, como lo muestra el mapeo de rayos X con técnica EDS (c) [24,28].

A través de este análisis se corrobora que las partículas encontradas en los aceros estudiados corresponden a nitruros de titanio (TiN).

En este capítulo se mostraron los resultados de los diferentes ensayos propuestos en la metodología mostrada a lo largo del Capítulo 3. En el siguiente capítulo se llevará a cabo la discusión de estos resultados.

CAPÍTULO 5

DISCUSIÓN DE RESULTADOS

En este capítulo se discutirán los resultados mostrados en el Capítulo 4. Como se mencionó en capítulos anteriores, los aceros estudiados fueron diseñados para cumplir con los requerimientos de un AHSS de CP grado 780 MPa, sin embargo, todos mostraron diferente composición química, propiedades mecánicas y microestructura debido a que provienen de diferentes proveedores y rutas de procesamiento. Una de las diferencias encontradas más importantes fue que algunos aceros mostraron un mal desempeño durante los ensayos de corte debido a la aparición de fisuras en borde. La Tabla 5.1 muestra el resumen de los resultados del ensayo de corte en cada uno de los claros de corte evaluados en los aceros. Las muestras que no presentaron fisuras en borde se identifican como “OK” y las muestras que si presentaron este defecto se identifican como “Fisuras”.

Tabla 5.1 Resumen de resultados de ensayos de corte realizados a diferentes claros.

Acero	Claro de corte (%)		
	5	10	15
A	OK	OK	OK
B	OK	OK	OK
C	OK	OK	OK
D	OK	OK	OK
E	OK	OK	Fisuras
F	Fisuras	Fisuras	Fisuras

Se puede observar cómo los aceros E y F son los únicos que presentaron el defecto de fisuras en borde, siendo el acero F el que presenta el defecto en todos los claros de corte evaluados (5–15%), mientras que el acero E solo mostró el defecto en la condición de 15% de claro (Figuras 4.4 y 4.5).

Mediante el análisis de los precipitados de TiN no se encontró una diferencia considerable en el tamaño promedio de las partículas en los aceros estudiados ya que todos los promedios se encuentran por debajo de $0.8 \mu\text{m}^2$ (ver Figura 5.1), sin embargo, se observa un incremento en el tamaño promedio de los precipitados hacia el centro de la placa, esto se debe a las menores velocidades de solidificación hacia el centro del espesor de la placa [27,50].

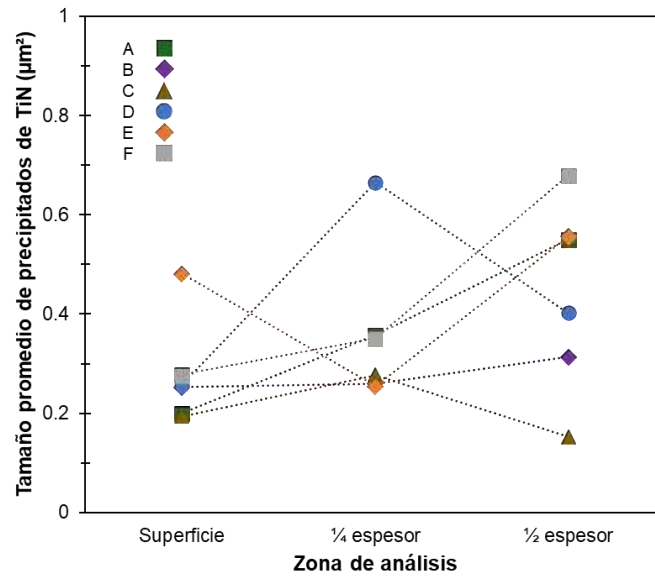


Figura 5.1 Tamaño promedio de precipitados de TiN.

La cantidad de precipitados de TiN presentes en los aceros en cada una de las zonas evaluadas se muestran en la Figura 5.2. Los valores fueron normalizados a cantidad de precipitados de TiN por mm² para fácil interpretación. En la Figura 5.3 se muestra una comparativa de la distribución de precipitados de TiN de los 6 aceros en las 3 zonas evaluadas a través del espesor.

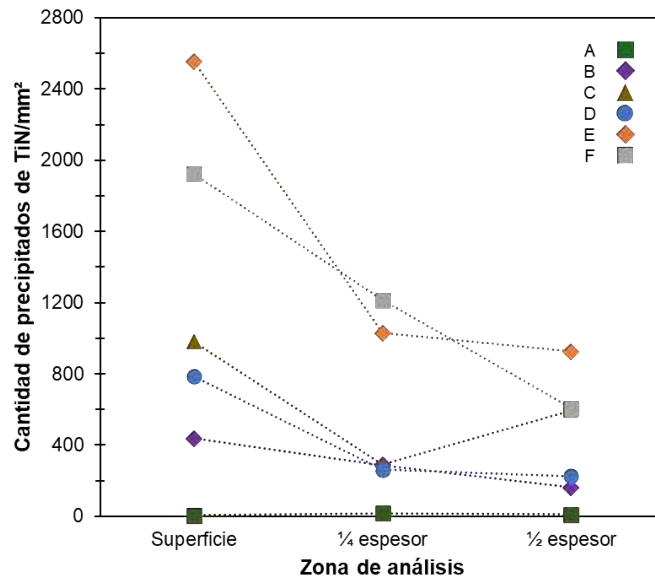


Figura 5.2 Cantidad de precipitados de TiN.

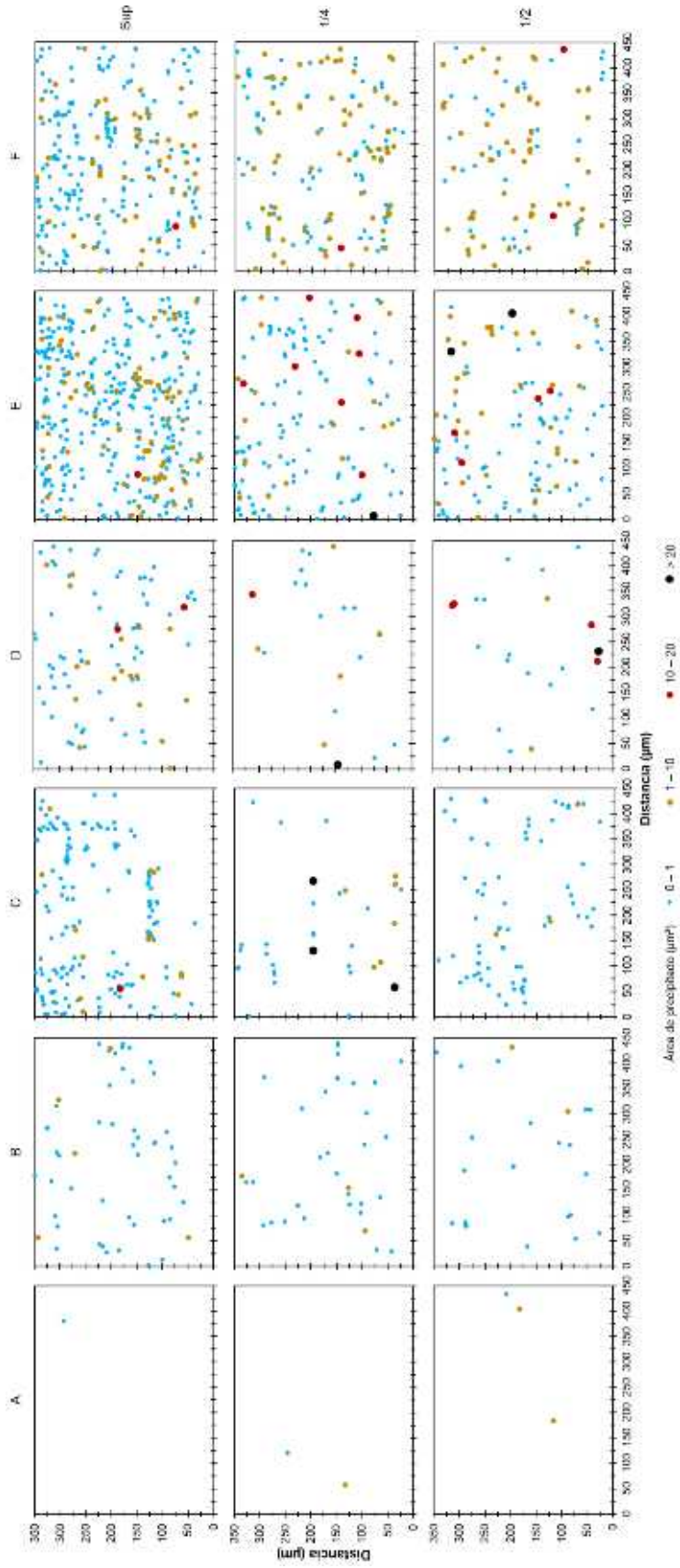


Figura 5.3 Comparativa de la distribución de precipitados de TiN de los aceros A-F. Zonas evaluadas en la superficie, a 1/4 y a 1/2 del espesor.

Se observa que los aceros E y F son los que tienen mayor contenido de precipitados a lo largo del espesor de la placa, con valores por encima de 1000 precipitados de TiN por mm². Además, se observa que la cantidad de precipitados disminuye conforme se desplaza al centro del espesor de la placa. Analizando el tamaño y cantidad de los precipitados en las diferentes zonas se puede concluir que hacia el centro de la placa de acero la cantidad de precipitados disminuye mientras que su tamaño promedio tiende a incrementar.

Analizando los mapas de distribución de tamaños de las partículas de TiN (ver Figuras 4.34–4.38) se observó una distribución bimodal en los aceros C–F ya que se encontró una mayor cantidad de precipitados con tamaños mayores a 10 μm^2 acompañados de precipitados de menor tamaño (menor a 10 μm^2).

En la Figura 5.4 se muestra los valores promedio del camino libre medio entre los precipitados de TiN en cada uno de los aceros estudiados. Para este análisis se descarta el acero A debido a la baja cantidad de precipitados presentes en su matriz.

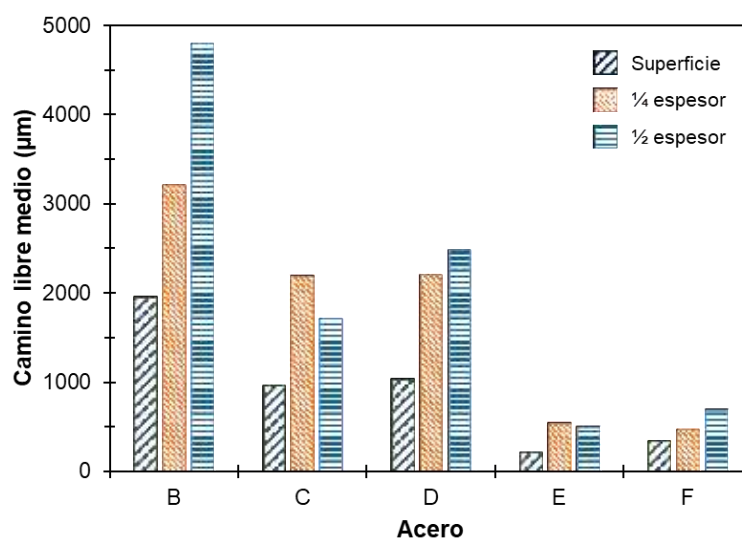


Figura 5.4 Valores promedio del camino libre medio entre precipitados por zona evaluada.

Se observa que los aceros E y F son los que cuentan con un camino libre medio menor entre precipitados con valores por debajo de $700\ \mu\text{m}$ en las tres zonas evaluadas. Esto se debe a la gran cantidad de partículas presentes en su matriz [27]. Se ha encontrado que lo deseable es que el camino libre medio entre precipitados sea lo mayor posible [30], ya que al estar más cercanos los precipitados durante la deformación plástica, las microgrietas que se lleguen a formar tendrán mayor probabilidad de coalescer y formar una grieta de mayor tamaño.

En base a los contenidos de Ti y N se calcularon las temperaturas de inicio de precipitación de los precipitados de TiN las cuales se muestran en la Figura 5.5 (ver valores en Apéndice C). La temperatura de solidificación del hierro (TSH) se agrega como referencia a 1538°C [77].

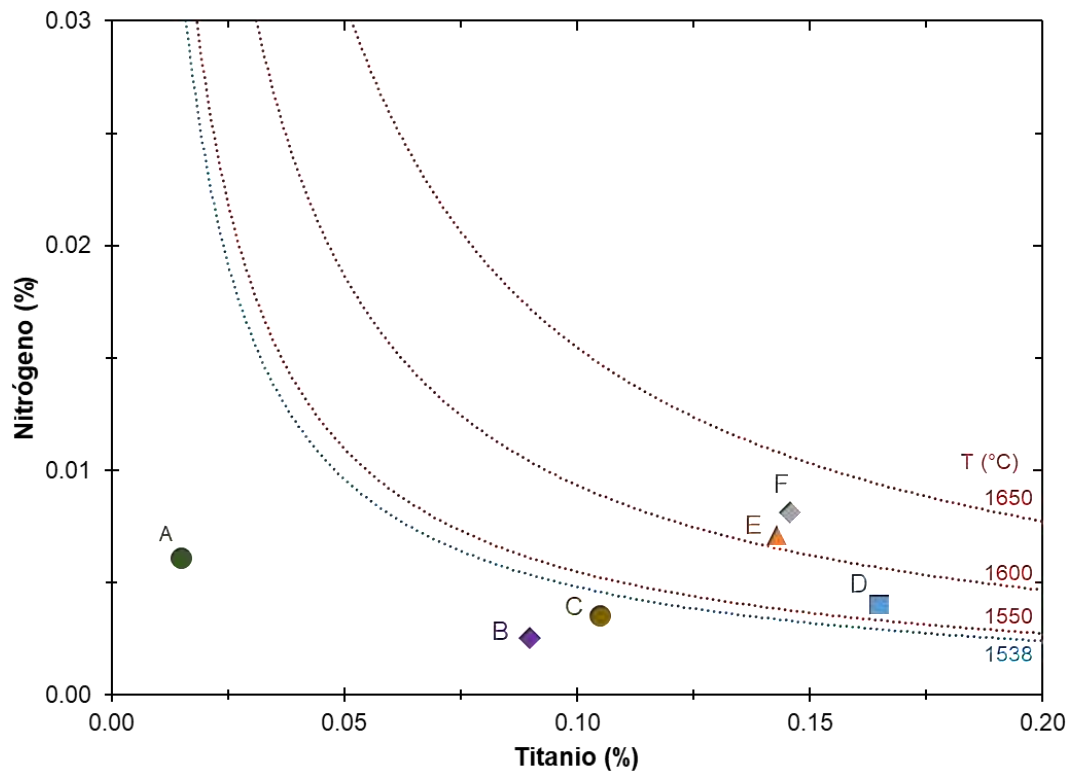


Figura 5.5 Temperaturas de inicio de precipitación de los precipitados de TiN en función de los contenidos de Ti y N.

Se observa que el acero A precipita muy por debajo de la TSH (cerca de los 1400°C). En el caso de los aceros B y C, estos precipitan justo después de la TSH con temperaturas entre 1470–1520°C. Por último, los aceros D, E y F comienzan a precipitar por encima de la TSH con temperaturas entre 1560–1630°C. En este último grupo se encuentran los 2 Aceros que presentaron la condición de fisuras en borde (E y F), siendo los que presentan el inicio de la precipitación a más alta temperatura con respecto a los aceros que no presentaron estos defectos. El inicio de precipitación en el estado líquido se asocia con una mayor cantidad y tamaño de precipitados de TiN ya que tendrán un mayor tiempo para formarse y crecer durante el enfriamiento, lo que concuerda con lo encontrado en el análisis de tamaño y cantidad de precipitados (ver Figuras 5.1 y 5.2) [3,24,27,50].

El análisis de falla realizado a las muestras cortadas con un claro de corte de 15% (Figuras 4.6–4.11) muestra que los aceros A y B no presentan microgrietas a lo largo de la zona de corte, mientras que en los aceros C y D se encontraron algunas microgrietas internas que están alineadas con algunos precipitados de TiN presentes en la matriz del acero. En el caso de los aceros E y F también muestran microgrietas, sin embargo, los precipitados presentes son de menor tamaño y la cantidad de microgrietas es mayor. Analizando las microgrietas presentes en los aceros C–F, se concluye que estas son generadas debido a la decohesión de los precipitados con la matriz o a su fractura durante la deformación plástica [24,28]. Además, en el acero F se encontraron algunas grietas que se desarrollaron de manera paralela a la superficie de corte lo que muestra que algunas grietas se formaron, crecieron y coalescieron generando una grieta más grande (ver Figura 5.6), lo cual concuerda con los mecanismos de fractura descritos por diversos autores [33,34].

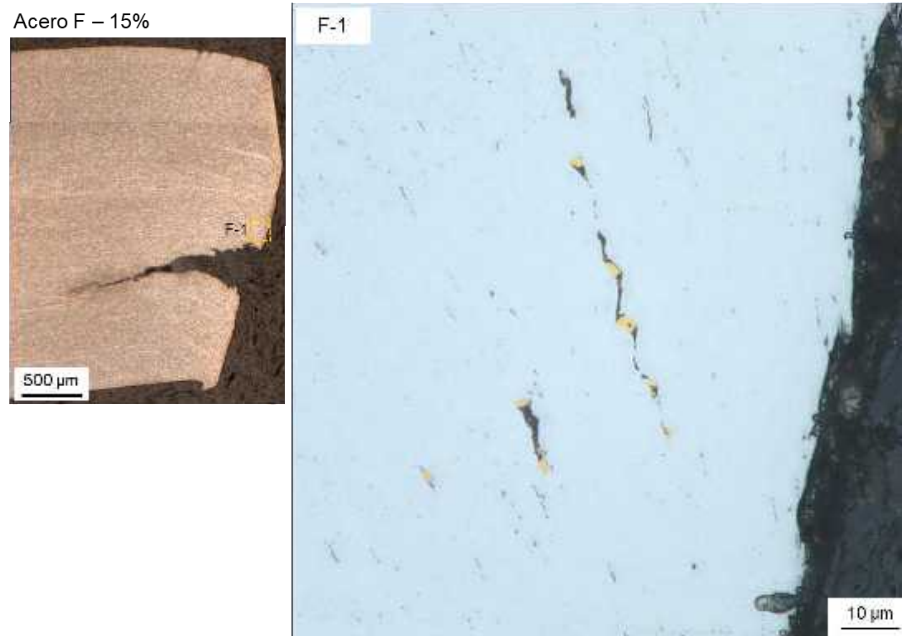


Figura 5.6 Micrografía tomada a 2000X digitales en sección transversal de la superficie de corte del acero F en condición de corte a 15% de claro. Microestructura sin ataque químico.

Mediante el barrido de micrografías realizado de manera transversal en las zonas de fractura en las probetas del ensayo de tensión (Figuras 4.22–4.27), se observaron defectos similares a los encontrados en las muestras de corte, esto aun cuando los mecanismos de deformación son diferentes (solo esfuerzo de tensión). En el caso de los aceros A y B se observa la presencia de huecos en la matriz, pero no se aprecian partículas dentro de ellos. Estos defectos pueden ser ocasionados por la decohesión de las fases del acero [30,34,39,40]. En el caso de los aceros C–F, los mecanismos de fractura son debido a la decohesión de los precipitados con la matriz del acero o a su fractura durante la deformación, mismos que se observaron en las muestras de corte. Mediante el análisis de las microgrietas se aprecia que los precipitados que fracturaron fueron aquellos que presentaban un tamaño mayor a $10 \mu\text{m}^2$ ya que estos son más propensos a fracturar durante deformación plástica a diferencia de los más pequeños (tamaño menor a $10 \mu\text{m}^2$) [30,44]. Aunque los mecanismos de fractura en los aceros C–F son similares, las microgrietas presentes en los aceros C y D son pocas, pero de

gran tamaño (hasta 80 μm) con partículas de hasta 20 μm^2 dentro de ellas, mientras que los aceros E y F presentan una mayor cantidad de microgrietas de menor tamaño con partículas más pequeñas ($<5 \mu\text{m}^2$). Además, en el acero F se observaron grietas alineadas con algunas microgrietas lo cual deja en evidencia la coalescencia de las microgrietas durante deformación plástica para formar grietas de mayor tamaño.

En base a estos análisis, es evidente que los aceros con presencia de precipitados de TiN en su matriz al ser sometidos a deformación plástica durante el proceso de corte o el ensayo de tensión, se generan microgrietas debido a la interacción entre estas partículas y las fases del acero, las cuales pueden coalescer y generar defectos de mayor tamaño como fisuras en borde. Por lo tanto, desde una perspectiva de procesamiento, lo recomendable es tener una menor cantidad de precipitados de TiN y una mayor distancia entre ellos para incrementar su resistencia a la fractura [3,30].

El análisis frontal de las probetas de tensión después del ensayo (Figuras 4.12–4.17) muestra un mayor grado de delaminación en los aceros E y F, ya que tuvieron una delaminación completa (100%) en todo el ancho de la zona de fractura en las 3 direcciones evaluadas. Los porcentajes de delaminación con respecto al ancho de la probeta se muestran en la Figura 5.7.

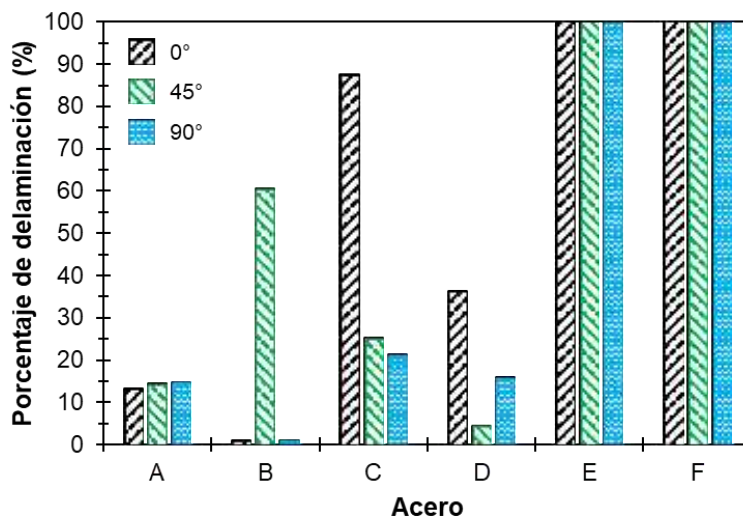


Figura 5.7 Porcentaje de delaminación en probetas de tensión después del ensayo.

El grado de delaminación ha sido relacionada con el desempeño a corte del acero, donde aceros con mayor grado de delaminación han mostrado mayor tendencia a presentar fisuras en borde [24]. Esto se relaciona directamente con la gran cantidad de precipitados de TiN presentes en la matriz de los aceros E y F, que al sufrir deformación plástica generan microgrietas que coalescen y forman grietas de mayor tamaño generando delaminación en el ancho de la probeta.

Una vez establecidos los efectos de la presencia de los precipitados de TiN en matriz del acero durante deformación plástica, es importante estudiar los fenómenos de precipitación de estas partículas en los aceros. Los parámetros clave para estudiar su formación son los contenidos de Ti y N (Figura 5.8). Aunque se ha visto que el porcentaje de Ti es clave para impulsar el contenido de precipitados de TiN en los aceros (incluso más que el contenido de N), se ha demostrado que la cantidad de precipitados de TiN es altamente dependiente del producto $Ti \times N$ [24,27,31,43,48,50,55]. Además, considerando las tendencias actuales en la fabricación de este tipo de aceros, otro factor importante en este estudio son los porcentajes de elementos aleantes como Mn, Si, Cr, Ni y Mo que son elementos utilizados para retardar las transformaciones y generar mayor contenido de estructuras aciculares en los aceros [24,27–29]. En la Figura 5.9 se muestran los valores del producto $Ti \times N$, y la suma de los porcentajes de los elementos Mn, Si, Cr, Ni y Mo en cada acero.

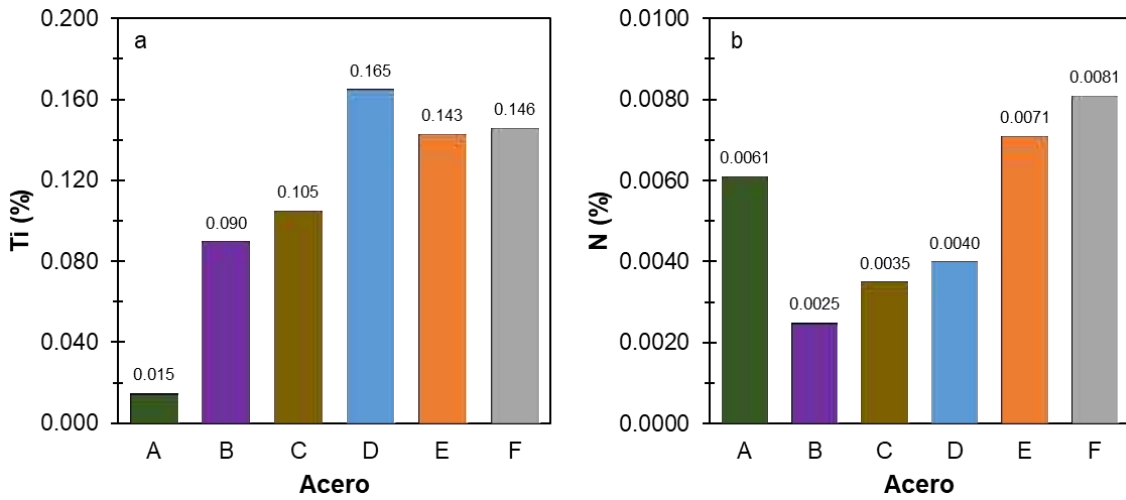


Figura 5.8 Contenidos de Ti (a) y N (b) de los aceros estudiados.

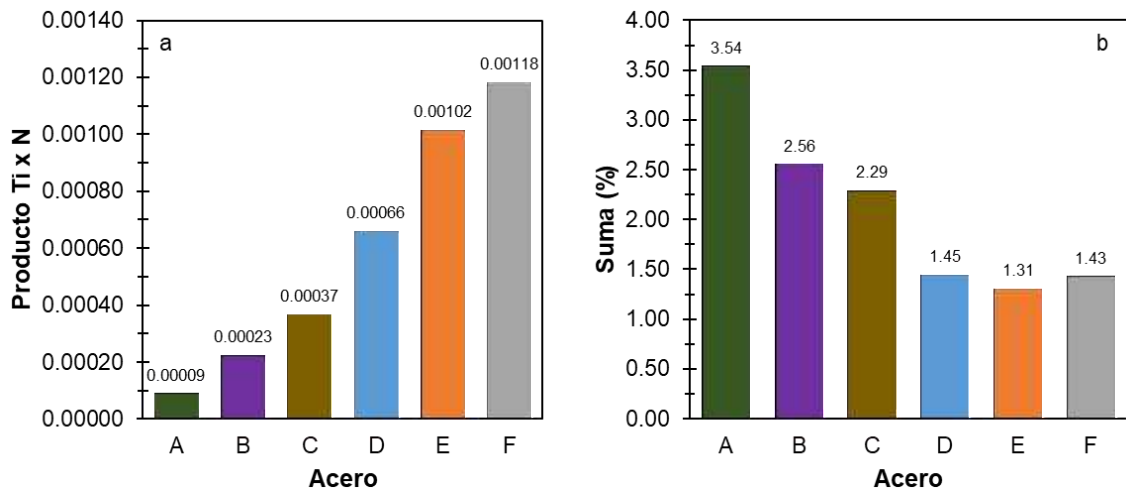


Figura 5.9 Producto Ti x N (a) y suma de los elementos Mn, Si, Cr, Ni y Mo (b).

Analizando los porcentajes de Ti y N por separado se observan algunas tendencias, sin embargo, el producto de ambos elementos muestra una tendencia más clara donde se observa que los aceros que mostraron los defectos de fisuras en borde (E y F) son los que presentan un mayor producto Ti x N. Como se mencionó anteriormente, este valor se relaciona directamente con la cantidad de precipitados de TiN presentes en los aceros, ya que ha demostrado

que conforme se aumenta este valor la cantidad de precipitados también lo hace, como se observa en la Figura 5.10.

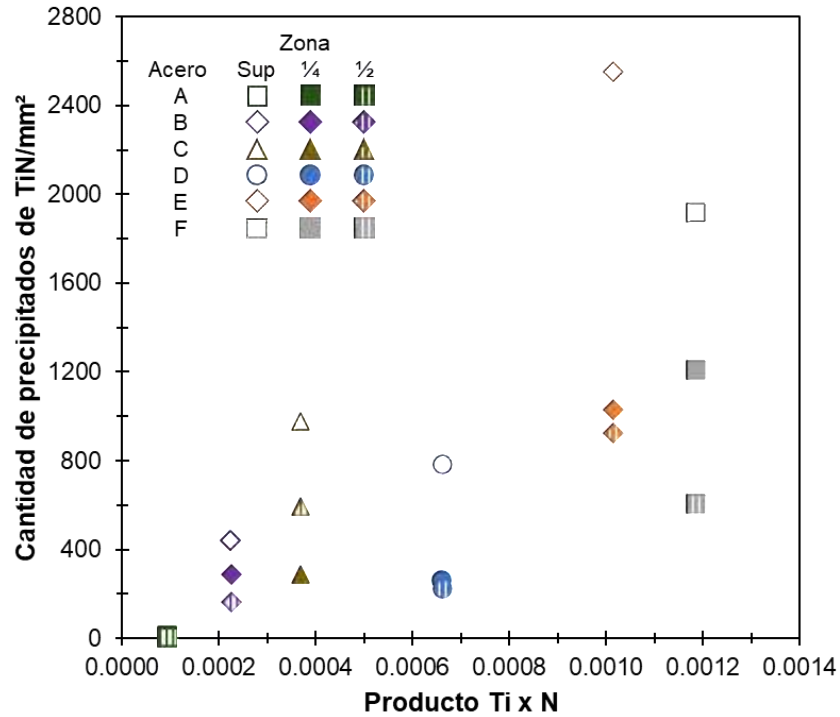


Figura 5.10 Relación entre el producto Ti x N y la cantidad total de precipitados de TiN presentes en las diferentes zonas evaluadas de los aceros.

Además, el producto Ti x N ha sido considerado como un parámetro guía para evaluar si un acero tendrá predisposición a presentar fisuras en borde durante su procesamiento debido a la presencia de precipitados de TiN. En este caso, lo recomendado para este tipo de aceros es tener un producto menor a 0.0008 [24]. En la Figura 5.11 se muestran los productos Ti x N de los aceros estudiados donde se aprecia que los aceros E y F presentan contenidos por encima del límite recomendado.

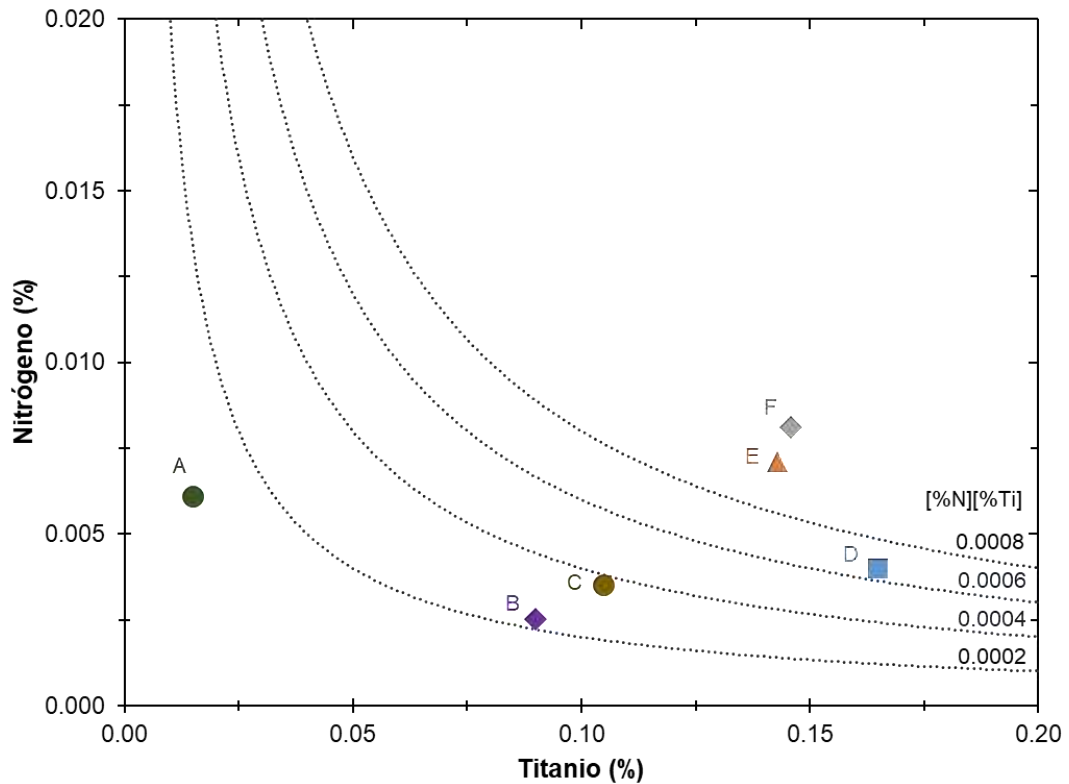


Figura 5.11 Producto Ti x N de aceros estudiados.

En la Figura 5.9 se observa que los aceros con menor producto Ti x N son los que tienen una mayor cantidad de elementos aleantes (Mn, Si, Cr, Ni y Mo) y viceversa. Esto corrobora lo observado por diversos autores respecto a las dos tendencias actuales en la fabricación de estos aceros, una mediante la generación de estructuras aciculares y otra mediante precipitación, las cuales se discutirán a continuación [24,26–29].

Mediante el análisis metalográfico realizado (Figuras 4.18–4.21) se observó que los aceros A–C muestran una microestructura más refinada y una mayor cantidad de estructuras aciculares debido al alto contenido de elementos aleantes que generaran estas estructuras características de los aceros CP, mientras que los aceros D–F que contienen un menor contenido de elementos aleantes mostraron estructuras más gruesas y menor contenido de estructuras aciculares, lo cual es característico de los aceros de alta resistencia y baja

aleación (HSLA) [24]. Para complementar este estudio se llevó a cabo el análisis de inclusiones no metálicas debido a que pueden tener efectos negativos en diversas propiedades del acero [78], sin embargo, el contenido de inclusiones en los aceros estudiados es bajo y similar entre ellos (óxidos globulares con severidad entre 0.5–1.5, ver Tabla 4.7), por lo que se considera nula su contribución para los mecanismos de fractura estudiados en este trabajo.

El análisis microestructural de los aceros se complementó mediante el estudio de la cinética de transformación a través de los diagramas de transformación por enfriamiento continuo (CCT, por sus siglas en inglés) usando un software comercial [67]. Las curvas fueron calculadas en base a la composición química de los aceros con una temperatura final de acabado de 900°C y un grano de austenita de 20 μm el cual ha sido calculado mediante el modelado de la laminación en caliente del acero [24,27–29,77,79,80]. Las curvas de enfriamiento en la superficie y centro de las placas se obtuvieron a través de un modelo de transferencia de calor desarrollado para calcular la distribución de temperatura dentro de las placas de acero al ser enfriadas en la mesa de enfriamiento [81]; el tiempo de enfriamiento en la mesa de enfriamiento se estableció en 30 segundos considerando una tasa de enfriamiento de 10°C/s donde se predijo que el enrollado ocurriría a 593°C [27]. Las curvas CCT se muestran en la Figura 5.12.

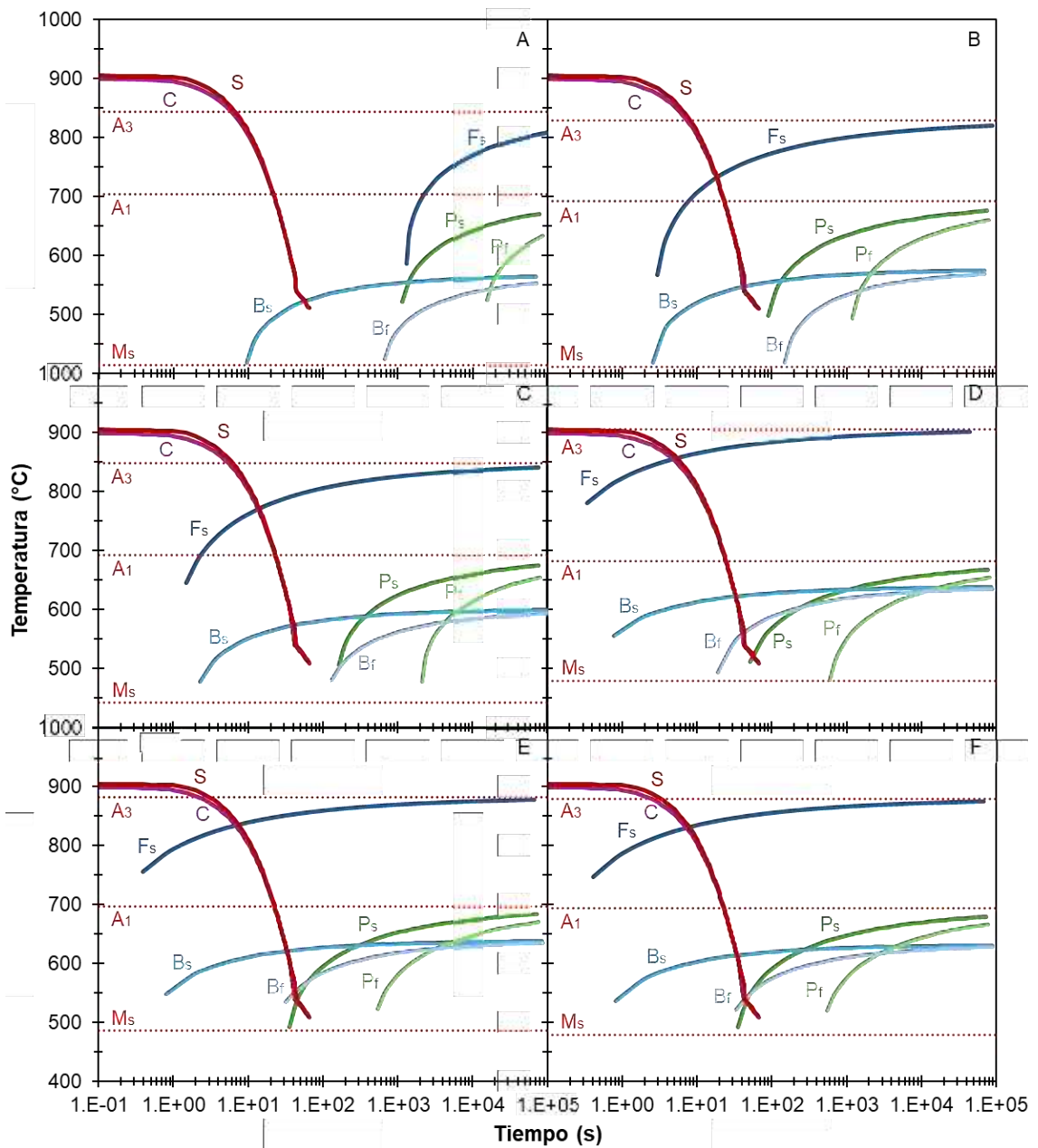


Figura 5.12 Curvas CCT de los aceros A–F. Las curvas de enfriamiento en la superficie y centro de la placa de acero son agregadas como referencia.

Los aceros A–C que tienen mayores contenidos de elementos aleantes como Mn, Si, Cr, Ni y Mo mostraron un desplazamiento de las curvas de ferrita y perlita a tiempos más largos promoviendo la presencia de una mayor cantidad de estructuras aciculares (bainita y martensita). En contraste, los aceros D–F que

tienen menores contenidos de estos elementos comenzarán la transformación a ferrita y perlita antes exhibiendo una menor proporción de estructuras aciculares. Como se mencionó anteriormente, los aceros con bajo contenido de estructuras aciculares optan por reforzar la matriz con los precipitados de TiN para lograr las propiedades mecánicas requeridas. Esto se ve reflejado en la cantidad de precipitados presentes en los E y F que fueron superiores a los presentes en los demás aceros de este estudio [24,27].

Mediante este análisis, partiendo de la suposición que las condiciones de procesamiento descritas anteriormente son las mismas que las utilizadas durante la fabricación de los aceros, se obtuvieron las fracciones volumétricas de estructuras como ferrita, perlita, bainita, martensita y austenita en función de su velocidad de enfriamiento (ver Figura 5.13). En las gráficas se agregan como líneas punteadas las velocidades de enfriamiento de 5–20 °C/s. En base a estos resultados se obtuvo la fracción volumétrica de las estructuras presentes en cada acero en su superficie y centro considerando tasas de enfriamiento de 12.5 y 7.5 °C/s, respectivamente. Estos datos se muestran en la Figura 5.14.

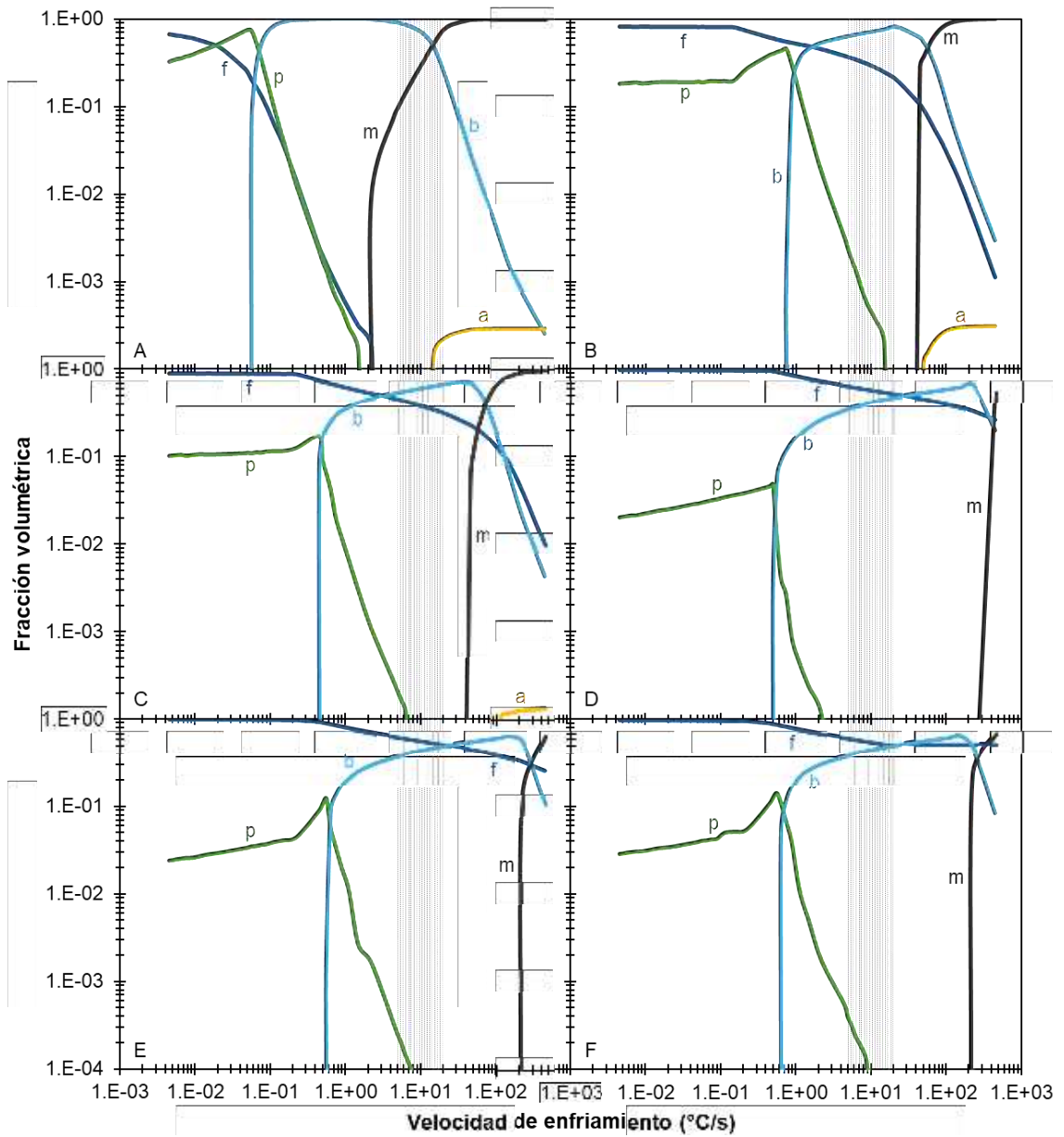


Figura 5.13 Fracción volumétrica prevista para varios componentes microestructurales en función de su velocidad de enfriamiento para los aceros A–F. Se muestran estructuras como ferrita (f), perlita (p), bainita (b), martensita (m) y austenita (a).

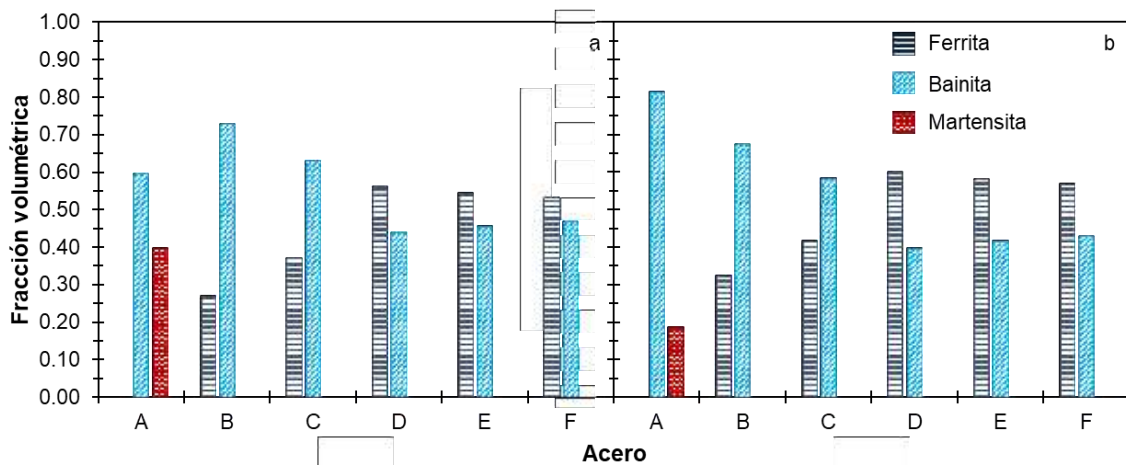


Figura 5.14 Fracción volumétrica de estructuras presentes en los aceros en la superficie (a) y centro (b) de la placa.

En la Figura 5.13 se observa que el único acero que logrará formar martensita es el acero A además de bainita, mientras que los otros aceros formarán principalmente ferrita y bainita en diferentes proporciones. En el caso de los aceros A–C su estructura es gobernada principalmente por bainita mientras que los aceros D–F tienen una mayor fracción de ferrita, por lo que se esperaría tener una mayor ductilidad en estos aceros debido a la mayor proporción de estas estructuras suaves. Ninguno de los aceros generó perlita durante su solidificación, esto puede ser debido a sus bajos contenidos de carbono (ver Tabla 4.1). Estas microestructuras obtenidas a partir de los diagramas de solidificación concuerdan con las microestructuras encontradas en el análisis metalográfico de los aceros (Figuras 4.18–4.21). Aunque la proporción de ferrita y bainita es muy similar en los aceros D–F, los aceros E y F presentan una mayor cantidad de precipitados de TiN lo que explica su comportamiento durante los ensayos de corte (ver Figura 5.15).

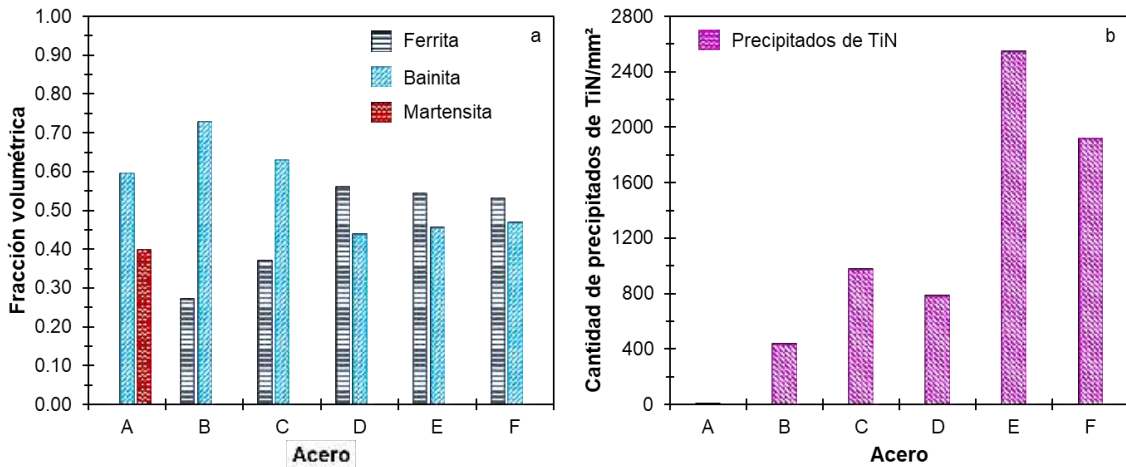


Figura 5.15 Análisis de las estructuras presentes en la superficie de los aceros, fases (a) y precipitados de TiN (b).

Los resultados de los ensayos de tensión muestran que no existe algún comportamiento característico en el esfuerzo a la cedencia (σ_y) en los aceros que mostraron el defecto de fisuras en borde (E y F), sin embargo, estos aceros mostraron un menor esfuerzo último a la tensión (σ_u) y una mayor ductilidad que se ve reflejada en los valores de deformación total (ϵ_t). Esto es clave para el estudio de estos aceros ya que al inicio de su incorporación a aplicaciones automotrices los valores altos de deformación total eran asociados con un buen desempeño general de los aceros, pero en base a estos resultados se demuestra que en el caso del desempeño en corte no se cumple con este criterio de selección. La Figura 5.16 muestra los resultados de σ_y , σ_u y ϵ_t de los ensayos realizados a 0° .

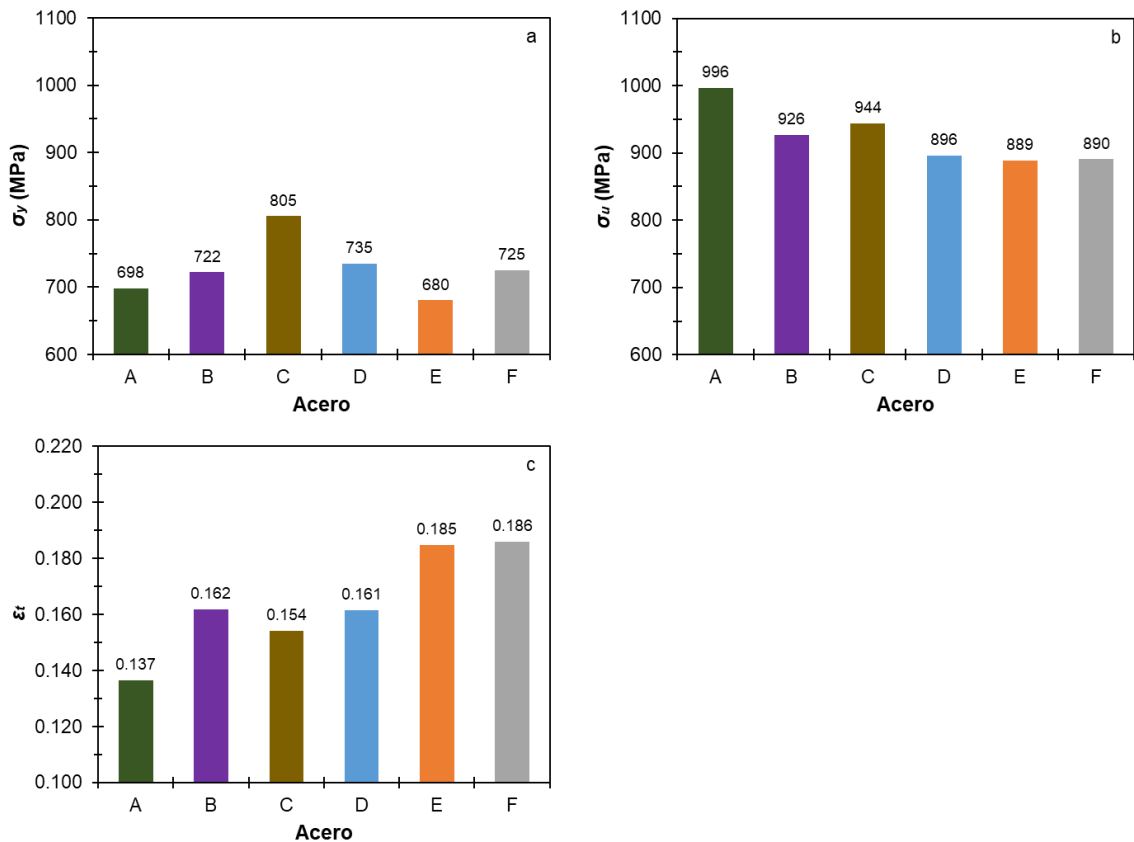


Figura 5.16 Resultados del ensayo de tensión realizado en dirección longitudinal (0°), esfuerzo a la cedencia, σ_y (a), esfuerzo ultimo a la tensión, σ_u (b) y deformación total, ϵ_t (c).

Estas diferencias de los aceros E y F con respecto a los demás aceros se puede atribuir al mayor contenido de ferrita en su matriz. Además, las 3 curvas del acero F se asemejan a las de un acero HSLA en el sentido que exhiben un punto de fluencia o fenómeno de Lüders (ver Figura 4.2f) [24,27,28].

En los ensayos de doblez se observó una menor ductilidad en los aceros A y B. Este comportamiento es típico de materiales frágiles y puedes ser asociado con una mayor presencia de estructuras aciculares en la matriz del acero. Por otro lado, los aceros C, E y F fueron los que mostraron mejores resultados en este ensayo ya que no mostraron grietas en ninguna de las condiciones evaluadas. En el caso de los aceros E y F este comportamiento se puede atribuir a su mayor ductilidad debido al alto contenido de ferrita en su matriz.

Los resultados del ensayo de impacto mostraron un desempeño más bajo en los aceros E y F en la dirección longitudinal (ver Figura 5.17). Este desempeño se puede atribuir a la gran densidad de precipitados de TiN presentes en estos aceros, ya que estos precipitados tienen un efecto negativo en la tenacidad al impacto de los aceros debido a que estas partículas funcionan como puntos de inicio de grietas durante el ensayo afectando su desempeño [46,48,49,52–55].

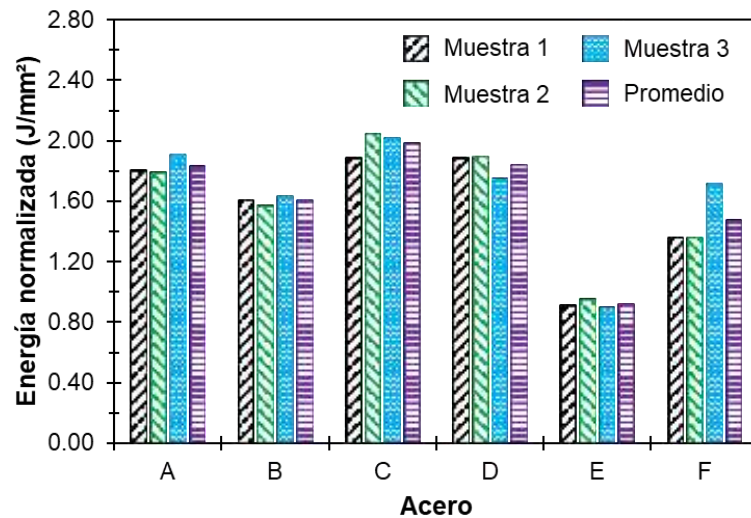


Figura 5.17 Tenacidad al impacto normalizada. Resultados de ensayos realizados en dirección longitudinal (0°).

Mediante el ensayo de expansión de orificio se aprecia que los valores más altos fueron obtenidos por los aceros C y D, mientras que los valores más bajos fueron obtenidos por los aceros A, B, E y F, como se muestra en la Figura 5.18.

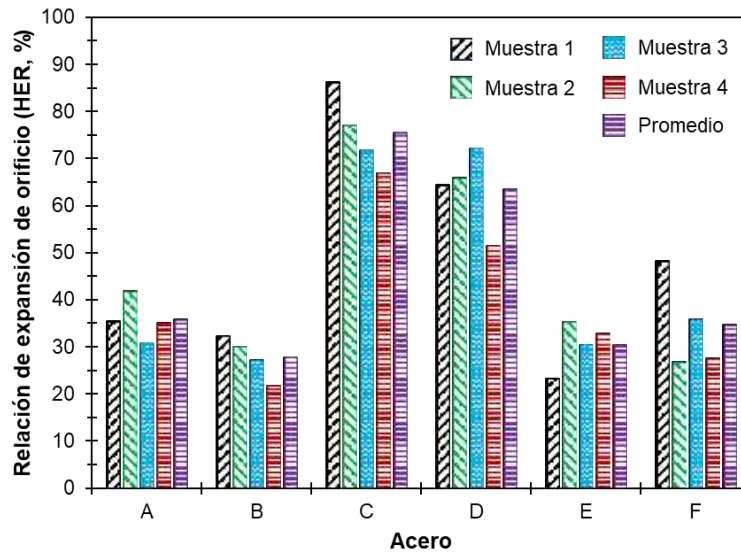


Figura 5.18 Resultados de ensayos de expansión de orificio.

Los valores de HER obtenidos en los aceros A y B se pueden atribuir a la decohesión de las estructuras aciculares durante la deformación plástica debido a su baja capacidad de deformación [43,45]. Por otro lado, en el caso de los aceros E y F, se ha observado que los aceros que presentan fisuras en borde son más propensos a tener una disminución en su capacidad de estiramiento de borde [19,62,82]. Este comportamiento se puede atribuir a la formación de microfisuras en el borde punzonado afectando los valores finales del ensayo de expansión de orificio [23–25]. En este caso, los aceros C y D son los que mostraron un mejor desempeño. En base a estos resultados se puede concluir que el ensayo de expansión de orificio no es un ensayo válido para definir si un acero tendrá un buen o mal desempeño en corte ya que los valores obtenidos por los aceros A, B, E y F son similares pero el desempeño en corte fue contrastante entre ambos grupos.

Por último, en los resultados de microdureza no se encontraron variaciones considerables o una tendencia en los valores obtenidos en los materiales que presentaron la condición de fisuras en borde (E y F).

CAPÍTULO 6

CONCLUSIONES

En el presente trabajo se evaluó la correlación entre la cantidad, tamaño y distribución de los precipitados de TiN y la formación de fisuras en borde durante los procesos de corte de seis AHSS de CP grado 780 MPa. Las conclusiones de este trabajo de investigación se enuncian a continuación:

- Se evaluaron seis aceros fabricados mediante diferentes rutas de procesamiento. Aunque todos ellos corresponden a una misma especificación, su desempeño en corte fue diferente ya que dos de los aceros presentaron fisuras en borde durante los ensayos de corte (aceros E y F).
- En base a los resultados de este trabajo, fue posible encontrar una correlación entre la cantidad y distribución (camino libre medio) de los

precipitados de TiN y la formación de fisuras en borde, ya que se observó que los aceros con presencia de estos defectos presentaban una mayor cantidad de precipitados de TiN en su matriz y un menor camino libre medio. En base a los valores obtenidos en este trabajo y desde una perspectiva de procesamiento, se recomienda tener una cantidad menor a 1000 precipitados de TiN por mm^2 y un camino libre medio entre precipitados mayor a 1000 μm en cada una de las 3 zonas evaluadas a través del espesor (superficie, $\frac{1}{4}$ y $\frac{1}{2}$ del espesor) para disminuir la posibilidad de formación de fisuras en borde durante los procesos de corte.

- Por otro lado, aunque no se encontró correlación directa entre el tamaño de los precipitados y la formación de las fisuras en borde, se recomienda que estos sean de tamaño menor a 10 μm^2 y que no exista distribución bimodal con tamaños superiores a 10 μm^2 . Esto debido a que se observó que precipitados con tamaños mayores a 10 μm^2 tienen una mayor tendencia a fracturarse durante deformación plástica generando microgrietas de mayor tamaño.
- Se determinó que un producto $\text{Ti} \times \text{N}$ inferior a 0.0008 favorece un mejor desempeño en corte, debido a que valores superiores incrementan la temperatura de inicio de precipitación y, por ende, la cantidad de precipitados de TiN en la matriz.
- El porcentaje de delaminación en probetas de tensión se identificó como un posible indicador de la susceptibilidad a desarrollar fisuras en borde, ya que aceros que presentaron una delaminación completa en todo el ancho de la zona de fractura (del 100%) fueron los que mostraron fisuras en borde durante los ensayos de corte. Debido a esto se recomienda evitar utilizar aceros que muestren delaminación completa en el ancho de la probeta de tensión.
- Mediante el análisis de falla de las probetas de corte se identificaron los mecanismos de fractura asociados con la presencia de los precipitados de

TiN. Se observó que los aceros con mayor cantidad de precipitados presentaron una mayor cantidad de microgrietas alineadas con estos. Esto se debe a que los precipitados de TiN sirven como puntos de nucleación durante la deformación de la matriz. Además, al presentar gran cantidad de microgrietas, estas pueden crecer y coalescer formando las fisuras en borde.

- Se identificaron dos tendencias en la fabricación de estos aceros. La primera es mediante la adición de elementos aleantes como Mn, Si, Cr, Ni y Mo para generar una microestructura más refinada y una mayor cantidad de estructuras aciculares, y la segunda, que fue la que se observó en los aceros con fisuras en borde, es mediante la aleación con Ti para promover la precipitación con el N y obtener un reforzamiento a través de la formación de los precipitados de TiN, con estructuras más gruesas y menor contenido de estructuras aciculares. En esta última tendencia, a diferencia del Ti que es agregado intencionalmente como elemento de aleación, el N no se adiciona, su contenido dependerá del proceso de fabricación del acero ya que se absorbe del aire durante el proceso de aceración y puede variar de un proveedor a otro.
- Los aceros C y D mostraron un buen balance entre cantidad de precipitados de TiN y fracción volumétrica de fases, ya que, aunque se encontraron precipitados de TiN en su matriz no mostraron fisuras en borde durante los ensayos de corte.
- Los aceros con presencia de fisuras en borde mostraron menores valores de esfuerzo último a la tensión y una mayor ductilidad debido a su microestructura. Se demostró que los altos valores de deformación total no son un indicativo de un buen desempeño en corte ya que los aceros con los valores más altos fueron los que presentaron estos defectos.
- Los aceros con mayor ductilidad no presentaron grietas en la zona de deformación durante los ensayos de doblez en ninguna de las condiciones

evaluadas, evidenciando que la alta densidad de precipitados en los aceros E y F no tiene efecto negativo en estos ensayos.

- La tenacidad a la fractura de los aceros E y F se vio afectada por la gran cantidad de precipitados de TiN presentes en su matriz.
- Los precipitados de TiN tuvieron un efecto negativo en la capacidad de estiramiento de borde de los aceros E y F. Así mismo, los aceros A y B tuvieron valores similares, sin embargo, este comportamiento se le atribuye a la decohesión de sus componentes microestructurales. Los aceros C y D fueron los que presentaron mejor desempeño en la capacidad de estiramiento en borde. Se concluye que el ensayo de expansión de orificio no es un ensayo válido para definir si un acero tendrá un buen o mal desempeño en corte.

CAPÍTULO 7

TRABAJO FUTURO

Este capítulo tiene como objetivo la orientación del trabajo futuro tomando como base este trabajo de investigación. A continuación, se plantean los puntos clave para futuros trabajos:

- Sabiendo que el comportamiento a corte de un material depende de todos los componentes microestructurales presentes en el acero, se recomienda evaluar los porcentajes de fases presentes en cada uno de los aceros mediante análisis metalográfico y MEB para establecer una comparativa con los porcentajes obtenidos mediante los diagramas de solidificación.
- Las cuchillas utilizadas para este trabajo se encontraban en una condición sin desgaste (radio inicial en el filo de corte de 30–40 μm), sin embargo,

las cuchillas utilizadas a nivel productivo pueden llegar a trabajar con radios de hasta 400 μm que es considerada una condición con desgaste, debido a esto se recomienda realizar ensayos de corte con cuchillas que presenten varias condiciones de desgaste para evaluar el efecto de este parámetro en el comportamiento a corte de los aceros estudiados en este trabajo.

- En este trabajo se evaluó el comportamiento a corte de los aceros mediante la presencia de fisuras en borde, pero no se realizaron mediciones de las características de las zonas de corte como vuelco, zona brillante, zona de fractura y rebaba, por lo que se recomienda realizar estas mediciones en cada condición estudiada para evaluar sus variaciones entre cada claro de corte estudiado. Además, se recomienda evaluar la zona afectada por el corte (SAZ, shear affected zone) mediante mediciones de microdureza para entender las diferencias en el comportamiento a corte de estos aceros.
- Es bien sabido que el claro de corte recomendado para este tipo de aceros es del 12% pero durante producción pueden existir claros de corte mayores, por lo que se recomienda ampliar estos valores por encima del 15% para estudiar el comportamiento de estos aceros frente condiciones atípicas pero posibles durante su procesamiento.
- En este trabajo se realizaron ensayos de corte con cuchillas, sin embargo, durante el procesamiento de estos aceros también se involucra el proceso de punzonado que de igual manera puede ser propenso a la aparición de fisuras en borde, por lo que se recomienda realizar ensayos de punzonado en estos aceros a claros de corte similares a los estudiados en este trabajo y analizar las diferencias entre ambos procesos.
- En este trabajo se evaluaron en algunas zonas las características de morfología, tamaño y punto de inicio en las microgrietas observadas en las probetas de corte, pero no se realizó la medición de su cantidad y

tamaño a lo largo de toda la SAZ, debido a esto se recomienda llevar a cabo una medición de cantidad y longitud de microgrietas después de los ensayos de corte para analizar cómo van evolucionando conforme se aumenta el claro de corte.

- Los ensayos de corte en este trabajo se realizaron de manera transversal a la dirección de laminación, sin embargo, la placa de acero es cortada en múltiples direcciones durante su procesamiento, por lo que se recomienda para trabajo futuro realizar los ensayos de corte en dirección longitudinal y diagonal a la dirección de laminación para evaluar si existe algún efecto en la orientación de la lámina de acero en la formación de fisuras en borde.
- Debido a las dos tendencias observadas en la fabricación de estos aceros, se recomienda evaluar la contribución de las partículas de TiN a su resistencia mecánica para buscar disminuir los contenidos de Ti y N a niveles óptimos y aumentar el contenido de elementos aleantes, buscando un balance entre ambos métodos de endurecimiento.
- En diversos trabajos se ha determinado que la textura tiene un efecto negativo en la propagación de grietas, debido a esto se recomienda llevar a cabo estudios de la textura de los aceros para determinar su efecto en los aceros con alta densidad de precipitados.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Chirinda, G., & Matope, S. (2020). The Lighter the Better: Weight Reduction in the Automotive Industry and its Impact on Fuel Consumption and Climate Change. Proceedings of the 2nd African International Conference on Industrial Engineering and Operations Management, 520–533.
- [2] Okoth, G. H., Ndeda, R., Raghupatruni, P., & Olakanmi, E. O. (2024). Trends in lightweighting for automotive applications: A case study. JOURNAL OF SUSTAINABLE RESEARCH IN ENGINEERING, 8(1), 50–67. <https://jsre.jkuat.ac.ke/index.php/jsre/article/view/187>.
- [3] Kaijalainen, A., Kesti, V., Vierelä, R., Ylitolva, M., Porter, D., & Kömi, J. (2017). The effect of microstructure on the sheared edge quality and hole expansion ratio of hot-rolled 700 MPa steel. Journal of physics. Conference series, 896, 012103. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/896/1/012103>.
- [4] Liu, G., Wang, J., Ji, Y., Hao, R., Li, H., Li, Y., & Jiang, Z. (2021). Hot deformation behavior and microstructure evolution of Fe-5Mn-3Al-0.1C high-strength lightweight steel for automobiles. Materials, 14(10), 2478. <https://doi.org/10.3390/ma14102478>.
- [5] Witik, R. A., Payet, J., Michaud, V., Ludwig, C., & Månson, J.-A. E. (2011). Assessing the life cycle costs and environmental performance of lightweight materials in automobile applications. Composites. Part A, Applied Science and Manufacturing, 42(11), 1694–1709. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.07.024>.
- [6] Roy, P., Mohanty, A. K., & Misra, M. (2023). Prospects of carbon capture, utilization and storage for mitigating climate change. Environmental Science. Advances, 2(3), 409–423. <https://doi.org/10.1039/d2va00236a>.

[7] Hall, D., & Lutsey, N. (2019). Estimating the infrastructure needs and costs for the launch of zero-emission trucks. International Council on Clean Transportation. <http://dx.doi.org/10.13140/RG.2.2.17010.86724>.

[8] Bangde, S., Kini, C. R., & Pai, A. (2020). Reconfigurable Body Exterior Panels: A Review. *Mechanical Engineering Research*, 43(4), 14–23.

[9] Heckmann, M., Birkert, A., Scholle, M., Sobhani, M., Awiszus, B., & Weiland, H. (2018). Method to increase denting stiffness of car body skin panels. *Journal of physics. Conference series*, 1063, 012089. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1063/1/012089>.

[10] Candela, A., Sandrini, G., Gadola, M., Chindamo, D., & Magri, P. (2024). Lightweighting in the automotive industry as a measure for energy efficiency: Review of the main materials and methods. *Heliyon*, 10(8), e29728. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e29728>.

[11] Khusiafan, F. J. (2018). Advance high strength steels: The solution in lightweighting our future automobiles. *International journal of current engineering and technology*, 8(04). <https://doi.org/10.14741/ijcet/v.8.4.15>.

[12] Wang, L., Di, C., Liu, Q., Song, L., & Jiao, F. (2020). Energy saving and emission reduction of study on lightening of dump truck carriage. *IOP conference series. Earth and environmental science*, 512(1), 012003. <https://doi.org/10.1088/1755-1315/512/1/012003>.

[13] Bandivadekar, A., Bodek, K., Cheah, L., Evans, C., Groode, T., Heywood, J., Kasseris, E., Kromer, M. and Weiss, M. (2008). *On the Road in 2035: Reducing Transportation's Petroleum Consumption and GHG Emissions*. Laboratory for Energy and the Environment. Massachusetts Institute of Technology.

[14] Pereira, R., Peixinho, N., & Costa, S. L. (2024). A review of sheet metal forming evaluation of advanced high-strength steels (AHSS). *Metals*, 14(4), 394. <https://doi.org/10.3390/met14040394>.

- [15] Bian, J., Mohrbacher, H., Zhang, J.-S., Zhao, Y.-T., Lu, H.-Z., & Dong, H. (2015). Application potential of high performance steels for weight reduction and efficiency increase in commercial vehicles. *Advances in manufacturing*, 3(1), 27–36. <https://doi.org/10.1007/s40436-015-0102-9>.
- [16] Bhadeshia, H., & Honeycombe, R. (2017). *Steels: Microstructure and Properties* (4a ed.). Butterworth-Heinemann.
- [17] Hu, X., & Feng, Z. (2021). *Advanced high-strength steel - basics and applications in the automotive industry*. Office of Scientific and Technical Information (OSTI). <http://dx.doi.org/10.2172/1813170>.
- [18] Demeri, M. Y. (2013). *Advanced high-strength steels: Science, technology and applications*. ASM International.
- [19] Mori, K.-I., Abe, Y., & Suzui, Y. (2010). Improvement of stretch flangeability of ultra high strength steel sheet by smoothing of sheared edge. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(4), 653–659. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.11.014>.
- [20] Tumuluru, M. (2015). Resistance spot welding techniques for advanced high-strength steels* (AHSS). *En Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)* (pp. 55–70). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/B978-0-85709-436-0.00004-7>.
- [21] Baluch, N., Udin, Z. M., & Abdullah, C. S. (2014). Advanced High Strength Steel in auto industry: An overview. *Engineering technology & Applied science research*, 4(4), 686–689. <https://doi.org/10.48084/etasr.444>.
- [22] Taub, A., De Moor, E., Luo, A., Matlock, D. K., Speer, J. G., & Vaidya, U. (2019). Materials for automotive lightweighting. *Annual Review of Materials Research*, 49(1), 327–359. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070218-010134>.

- [23] Casellas, D., Lara, A., Frómeta, D., Gutiérrez, D., Molas, S., Pérez, L., Rehl, J., & Suppan, C. (2017). Fracture toughness to understand stretch-flangeability and edge cracking resistance in AHSS. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 48(1), 86–94. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3815-x>.
- [24] Salazar, C. A., Colás, R., Quiñones, M. A., Hernández, L. E., & Felde, I. (2024). Characterization of advanced high-strength steels by mechanical testing and fracture analysis. *Heat Treating Conference*, 84901, 346–351. <https://doi.org/10.31399/asm.cp.ifhtse2024p0346>.
- [25] Frómeta, D., Tedesco, M., Calvo, J., Lara, A., Molas, S., & Casellas, D. (2017). Assessing edge cracking resistance in AHSS automotive parts by the Essential Work of Fracture methodology. *Journal of Physics. Conference Series*, 896, 012102. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/896/1/012102>.
- [26] Okano, T., Sakumoto, K., Yamazaki, K., Toyoda, S., & Suzuki, S. (2016). Crack formation and propagation mechanism in the punching process of high tensile strength steel sheet. *Key engineering materials*, 716, 643–651. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.716.643>.
- [27] Pérez-González, F. A., Ramírez-Ramírez, J. H., Hernández, L. E., Quiñones, M. A., Garza-Montes-de-Oca, N. F., & Colás, R. (2023). Characteristics of advanced high-strength steels obtained by the compact strip production route. *Materials Science and Technology*, 39(3), 327–337. <https://doi.org/10.1080/02670836.2022.2111116>.
- [28] Ramírez-Ramírez, J. H., Pérez-González, F. A., Garza-Montes-de-Oca, N. F., Quiñones, M. A., Hernández, L. E., & Colás, R. (2024). Mechanical and microstructural analyses of advanced high-strength steels. *Metallography Microstructure and Analysis*. <https://doi.org/10.1007/s13632-024-01097-8>.
- [29] Salazar, C. A., Ramirez-Ramirez, J. H., Perez-Gonzalez, F. A., Quinones, M. A., Hernandez, L. E., Felde, I., Zapata-Hernandez, O. J., Garza-Montes-de-Oca, N. F., & Colas, R. (2022). Predicting the behaviour of advanced high-strength

steels by mathematical modelling. 2022 IEEE 16th International Symposium on Applied Computational Intelligence and Informatics (SACI), 000017–000022. <http://dx.doi.org/10.1109/SACI55618.2022.9919535>.

[30] Liang, W., Yuan, Q., Zhang, Q., & Qiao, W. (2021). Study on fracture mechanism and microstructural evolution in 780 MPa grade FB steel with a high hole expanding ratio. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30(3), 1641–1651. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05457-1>.

[31] Lucas, E., Drillet, P., & Boi, G. (2019). TiN formation in steels depending of titanium and nitrogen. *Metallurgical research & technology*, 116(5), 516. <https://doi.org/10.1051/metal/2019016>.

[32] Keeler, S., & Kimchi, M. (2017). *Advanced High-Strength Steel Application Guidelines Version 6.0*. WorldAutoSteel.

[33] Sancho, A., Cox, M. J., Cartwright, T., Aldrich-Smith, G. D., Hooper, P. A., Davies, C. M., & Dear, J. P. (2016). Experimental techniques for ductile damage characterisation. *Procedia structural integrity*, 2, 966–973. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2016.06.124>.

[34] Pathak, N. (2018). Characterization and modeling of sheared edge failure in advanced high strength steel. <https://www.semanticscholar.org/paper/6ea87a09eb86fd542fbd0706456d56ae586757d5>.

[35] Paetzold, I., Dittmann, F., Feistle, M., Golle, R., Haefele, P., Hoffmann, H., & Volk, W. (2017). Influence of shear cutting parameters on the fatigue behavior of a dual-phase steel. *Journal of Physics. Conference Series*, 896, 012107. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/896/1/012107>.

[36] Sakumoto, K., Yamazaki, K., Kobayashi, T., & Suzuki, S. (2014). Improvement in punching properties of high tensile strength steel sheet by heat-treatments for reduction of center segregation. *Key engineering materials*, 622–623, 1075–1080. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.622-623.1075>.

- [37] Bhattacharya, D., Roy, T. K., & Mahashabde, V. V. (2016). A study to establish correlation between intercolumnar cracks in slabs and off-center defects in hot-rolled products. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 16(1), 95–103. <https://doi.org/10.1007/s11668-015-0050-5>.
- [38] Guo, F., Liu, W., Wang, X., Misra, R. D. K., & Shang, C. (2019). Controlling variability in mechanical properties of plates by reducing centerline segregation to meet strain-based design of pipeline steel. *Metals*, 9(7), 749. <https://doi.org/10.3390/met9070749>.
- [39] Avramovic-Cingara, G., Ososkov, Y., Jain, M. K., & Wilkinson, D. S. (2009). Effect of martensite distribution on damage behaviour in DP600 dual phase steels. *Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing*, 516(1–2), 7–16. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.03.055>.
- [40] Hudgins, A. W., & Matlock, D. K. (2016). The effects of property differences in multiphase sheet steels on local formability. *Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing*, 654, 169–176. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.035>.
- [41] Sun, J., & Boyd, J. D. (2001). Through-thickness cleavage fracture stress of a Ti-V-N plate steel. *Journal of materials engineering and performance*, 10(3), 337–343. <https://doi.org/10.1361/105994901770345051>.
- [42] Achouri, M., Germain, G., Dal Santo, P., & Saidane, D. (2013). Experimental characterization and numerical modeling of micromechanical damage under different stress states. *Materials in Engineering*, 50, 207–222. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.02.075>.
- [43] Shen, Y., & Hansen, S. S. (1997). Effect of the Ti/N ratio on the hardenability and mechanical properties of a quenched-and-tempered C-Mn-B steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 28(10), 2027–2035. <https://doi.org/10.1007/s11661-997-0159-6>.

- [44] Kim, D. H., Seong, Y., Kim, J. G., Lee, J., Seo, M. H., Hwang, H., & Kim, H. S. (2020). Analysis of bending behavior of TiN particle-reinforced martensitic steel using micro-digital image correlation. *Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing*, 794(139965), 139965. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139965>.
- [45] Yang, L., Webler, B. A., & Cheng, G.-G. (2017). Precipitation behavior of titanium nitride on a primary inclusion particle during solidification of bearing steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 24(7), 685–690. [https://doi.org/10.1016/s1006-706x\(17\)30103-6](https://doi.org/10.1016/s1006-706x(17)30103-6).
- [46] Ghosh, A., Ray, A., Chakrabarti, D., & Davis, C. L. (2013). Cleavage initiation in steel: Competition between large grains and large particles. *Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing*, 561, 126–135. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.11.019>.
- [47] Underwood, E. (1992). Quantitative Metallography. *ASM Handbook, Volume 9: Metallography and Microstructures*, 123–134.
- [48] Yan, W., Shan, Y. Y., & Yang, K. (2006). Effect of TiN inclusions on the impact toughness of low-carbon microalloyed steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(7), 2147–2158. <https://doi.org/10.1007/bf02586135>.
- [49] Liu, T., Long, M.-J., Chen, D.-F., Duan, H.-M., Gui, L.-T., Yu, S., Cao, J.-S., Chen, H.-B., & Fan, H.-L. (2018). Effect of coarse TiN inclusions and microstructure on impact toughness fluctuation in Ti micro-alloyed steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 25(10), 1043–1053. <https://doi.org/10.1007/s42243-018-0149-5>.
- [50] Capurro, C., & Cicutti, C. (2018). Analysis of titanium nitrides precipitated during medium carbon steels solidification. *Journal of materials research and technology*. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.04.010>.
- [51] Zaitsev, A. I., Baklanova, O. N., Koldaev, A. V., Grishin, A. V., Rodionova, I. G., Yashchuk, S. V., & Lyasotskii, I. V. (2016). Microstructure and property

formation for high-strength low-carbon steels microalloyed with titanium and molybdenum. *Metallurgist (USSR)*, 60(5–6), 491–498. <https://doi.org/10.1007/s11015-016-0320-9>.

[52] Liu, T., Long, M.-J., Chen, D.-F., Duan, H.-M., Gui, L.-T., Yu, S., Cao, J.-S., Chen, H.-B., & Fan, H.-L. (2018). Effect of coarse TiN inclusions and microstructure on impact toughness fluctuation in Ti micro-alloyed steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 25(10), 1043–1053. <https://doi.org/10.1007/s42243-018-0149-5>.

[53] Wang, X., Liang, F., Zeng, Y., & Xie, X. (2005). SEM in situ observations to the effects of inclusions on initiation and propagation of the low cyclic fatigue crack in super strength steel. *Acta Metallurgica Sinica -Chinese Edition-*, 41, 1272-1276.

[54] Du, J., Strangwood, M., & Davis, C. L. (2012). Effect of TiN particles and grain size on the charpy impact transition temperature in steels. *Journal of Materials Science & Technology*, 28(10), 878–888. [https://doi.org/10.1016/s1005-0302\(12\)60146-7](https://doi.org/10.1016/s1005-0302(12)60146-7).

[55] Gui, L., Long, M., Zhang, H., Chen, D., Liu, S., Wang, Q., & Duan, H. (2020). Study on the precipitation and coarsening of TiN inclusions in Ti-microalloyed steel by a modified coupling model. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(3), 5499–5514. <https://doi.org/10.1016/j.imrt.2020.03.075>.

[56] Wang, S.-C. (1991). The effect of titanium and nitrogen contents on the microstructure and mechanical properties of plain carbon steels. *Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing*, 145(1), 87–94. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(91\)90298-2](https://doi.org/10.1016/0921-5093(91)90298-2).

[57] Fairchild, D. P., Howden, D. G., & Clark, W. A. T. (2000). The mechanism of brittle fracture in a microalloyed steel: Part I. Inclusion-induced cleavage. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31(3), 641–652. <https://doi.org/10.1007/s11661-000-0007-4>.

- [58] Tervo, H., Kaijalainen, A., Pikkarainen, T., Mehtonen, S., & Porter, D. (2017). Effect of impurity level and inclusions on the ductility and toughness of an ultra-high-strength steel. *Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing*, 697, 184–193. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.05.013>.
- [59] Smokvina Hanza, S., Smoljan, B., Štic, L., & Hajdek, K. (2021). Prediction of microstructure constituents' hardness after the isothermal decomposition of austenite. *Metals*, 11(2), 180. <https://doi.org/10.3390/met11020180>.
- [60] Turkdogan, E.T. (1989). Causes and effects of nitride and carbonitride precipitation during continuous casting. *Iron & Steelmaker*, 16, 61–75.
- [61] Atzema, E. (2022). Trending topics in edge ductility research. *Forming Technology Forum 2022*.
- [62] Feistle, M., Golle, R., & Volk, W. (2022). Edge crack test methods for AHSS steel grades: A review and comparisons. *Journal of Materials Processing Technology*, 302(117488), 117488. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117488>.
- [63] Colás, R. (2024). *Formado de láminas metálicas. Curso Técnico*.
- [64] Quiñones, M., & Salazar, C. (2025). Failure analysis of AHSS of CP grade 780 MPa. *Metalsa technical report*.
- [65] Lundh, H., Bustad, P., Carlsson, B., Engberg, G., Gustafsson, L., & Lidgren, R. (1998). *Sheet Steel Forming Handbook - Size, shearing and plastic forming*. SSAB Tunnpåt AB.
- [66] Chang, Y., Han, S., Li, X., Wang, C., Zheng, G., & Dong, H. (2018). Effect of shearing clearance on formability of sheared edge of the third-generation automotive medium-Mn steel with metastable austenite. *Journal of Materials Processing Technology*, 259, 216–227. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.04.038>.

- [67]** Saunders, N., Guo, U. K. Z., Li, X., Miodownik, A. P., & Schillé, J.-P. (2003). Using JMatPro to model materials properties and behavior. *JOM* (Warrendale, Pa.: 1989), 55(12), 60–65. <https://doi.org/10.1007/s11837-003-0013-2>.
- [68]** ASTM E415 (2014), Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Allow Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry, ASTM International.
- [69]** ASTM E1019 (2018), Standard Test Method for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron, Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Inert Gas Fusion Techniques, ASTM International.
- [70]** ASTM E8 (2022), Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM International.
- [71]** ASTM E23 (2007), Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, ASTM International.
- [72]** ISO 16630 (2017), Metallic materials-Sheet and strip-Hole expanding test, International Standard.
- [73]** ASTM E290 (2004), Test Methods for Bend Testing of Material for Ductility, ASTM International.
- [74]** ASTM E3 (2017), Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, ASTM International.
- [75]** ASTM E45 (2018), Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel, ASTM International.
- [76]** ASTM E112 (2021), Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, ASTM International.
- [77]** El-Dasher, B., Deal, A. (2009). Application of Electron Backscatter Diffraction to Phase Identification. In: Schwartz, A., Kumar, M., Adams, B., Field, D. (eds) *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*. Springer, Boston, MA. https://doi.org/10.1007/978-0-387-88136-2_6.

- [78]** Yang, C., & Liu, Y. (2023). Oxide inclusions in aluminum-deoxidized ultra-low CarbonSteel. *Journal of Physics. Conference Series*, 2587(1), 012053. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/2587/1/012053>.
- [79]** Zambrano, P. C., Delgado, A. L., Guerrero-Mata, M. P., Colás, R., & Leduc, L. A. (2003). Hot rolling of light gauge steel strip. *ISIJ International*, 43(7), 1030–1035. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.1030>.
- [80]** Colás, R. (1998). Mathematical modelling of hot rolling steel strip. *Materials Science and Technology*, 14(5), 388–393. <https://doi.org/10.1179/mst.1998.14.5.388>.
- [81]** Hernandez, L., Guerrero-Malta, M. P., Leduc, L. A., & Colas, R. (2004). A model for the run out table cooling in a compact rolling mill. *Journal de Physique IV (Proceedings)*, 120, 513–518. <https://doi.org/10.1051/jp4:2004120059>.
- [82]** Mori, K.-I., Saito, S., Maki, S., Kishimoto, M., Hayashi, T., & Okumura, T. (2008). Warm and hot punching of ultra high strength steel sheet. *Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity*, 49(564), 56–60. <https://doi.org/10.9773/sosei.49.56>.

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Diagrama de formabilidad global [32].	10
Figura 2.2 Esquema de una microestructura de un acero CP que muestra martensita y austenita retenida en una matriz ferrita – bainita [32].	11
Figura 2.3 Representación esquemática de las etapas de la fractura en materiales dúctiles, a) estado inicial, b) nucleación, c) crecimiento y d) coalescencia [33].	13
Figura 2.4 Estudio de una fractura desarrollada en un AHSS de CP grado 780 MPa debido a presencia de segregación central [29].	14
Figura 2.5 Fisura en borde detectada durante el proceso de corte a nivel industrial asociada con la presencia de los precipitados de TiN [24].	16
Figura 2.6 Obtención del espacio entre precipitados (dp).....	17
Figura 2.7 Relación entre camino libre medio (λ) y espacio entre precipitados (dp).	18
Figura 2.8 Estructura cristalográfica de los precipitados de TiN [31].	19
Figura 2.9 Espectro EDX de un precipitado de TiN encontrado hacia el centro del espesor de un AHSS [27].	19
Figura 2.10 Producto de solubilidad de diferentes nitruros ((M) = concentración en Ti, B, Al, V, (N) = concentración en nitrógeno) dependiente de $1/T$ de líquido a fase ferrita [31].	20
Figura 2.11 Configuración de los procesos de corte y punzonado [63].	22
Figura 2.12 Diferentes zonas de la superficie de corte [63].	24

Figura 2.13 Distribución de la zona brillante (de corte) y oscura (de fractura). Muestra de AHSS de CP grado 780 MPa evaluado a 20% de claro de corte [64].	24
Figura 2.14 Claros de corte recomendados para varios tipos de aceros [63]. ..	26
Figura 2.15 Efecto de las diferentes condiciones del claro de corte en el desgaste de las cuchillas y la longitud de la rebaba en aceros convencionales [63,67].	27
Figura 3.1 Desarrollo experimental del proyecto.....	29
Figura 3.2 Espectrómetro, SPECTRO SPECTROLAB S.....	30
Figura 3.3 Analizador ON (Oxígeno/Nitrógeno), ELTRA ON900.	31
Figura 3.4 Máquina estática para ensayos de tensión, ZWICK ROELL Z250. .	33
Figura 3.5 Probeta para ensayo de tensión rectangular [70].	33
Figura 3.6 Microdurómetro Vickers, Wilson VH3100.	34
Figura 3.7 Máquina de impacto de péndulo, Tinius Olsen IT406.	35
Figura 3.8 Geometría de las probetas para el ensayo de impacto. Espesor de la placa identificado como “t”.	35
Figura 3.9 Dimensiones de probetas para ensayos de expansión de orificio. Dimensiones en milímetros [72].	36
Figura 3.10 Cálculo de la relación de expansión de orificio (HER). Probeta en condición inicial (a) y después de ensayo (b).	37
Figura 3.11 Máquina para ensayos de conformado de chapas metálicas, Zwick Roell BUP1000.	38
Figura 3.12 Configuración de ensayos de doblez [73].	39

Figura 3.13 Máquina de ensayos universales, Tinius Olsen Super L–60.	39
Figura 3.14 Máquina de corte, Struers Discotom 60.....	40
Figura 3.15 Prensa de embutición, Struers Citopress 20.....	40
Figura 3.16 Máquina de pulido, Struers Tegramin 25.....	41
Figura 3.17 Configuración de preparación de muestra para análisis en superficie de corte.....	42
Figura 3.18 Microscopio óptico, Zeiss Axio Imager.D2m.....	42
Figura 3.19 Zonas de fractura evaluadas en probetas de tensión después de realizar el ensayo.....	43
Figura 3.20 Estereomicroscopio óptico, Zeiss Discovery V12.....	43
Figura 3.21 Configuración de preparación de muestras para análisis de probetas de tensión.....	44
Figura 3.22 Configuración de análisis para evaluar cantidad, tamaño y distribución de los precipitados de TiN. Espesor de la placa identificado como “t”.....	45
Figura 3.23 Configuración de análisis para obtener el espacio entre precipitados (<i>dp</i>).....	46
Figura 3.24 Microscopio digital, Keyence VHX–7000.....	47
Figura 3.25 Microscopio electrónico de barrido (MEB), TESCAN VEGA3 SBH.....	47
Figura 3.26 Dimensiones de las placas sometidas a ensayos de corte. La línea punteada marca el ancho de la probeta de corte. Dimensiones en milímetros.....	48
Figura 3.27 Prensa mecánica, KOMATSU OBW–110.....	49

Figura 3.28 Diseño del herramental para evaluación de corte. Dimensiones en milímetros.	49
Figura 3.29 Acomodo de placa de acero en herramental previo a ensayos de corte.....	50
Figura 4.1 Estructura del capítulo de resultados.....	52
Figura 4.2 Curvas esfuerzo – deformación reales de los aceros A–F (a–f, respectivamente) ensayados a 0°, 45° y 90°	54
Figura 4.3 Criterio de evaluación para probetas del ensayo de doblez.	57
Figura 4.4 Micrografías tomadas a 50X ópticas en la sección transversal de la superficie de corte de los aceros A, B y C a diferentes claros de corte (5, 10 y 15%). Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.	60
Figura 4.5 Micrografías tomadas a 50X ópticas en sección transversal de la superficie de corte de los aceros D, E y F a diferentes claros de corte (5, 10 y 15%). Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.	61
Figura 4.6 Micrografías tomadas a 1000X ópticas en sección transversal de la superficie de corte del acero A en condición de corte a 15% de claro. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.	62
Figura 4.7 Micrografías tomadas a 1000X ópticas en sección transversal de la superficie de corte del acero B en condición de corte a 15% de claro. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.	63
Figura 4.8 Micrografías tomadas a 1000X ópticas en sección transversal de la superficie de corte del acero C en condición de corte a 15% de claro. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.	64
Figura 4.9 Micrografías tomadas a 1000X ópticas en sección transversal de la superficie de corte del acero D en condición de corte a 15% de claro. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%.	65

- Figura 4.10 Micrografías tomadas a 1000X ópticas en sección transversal de superficie de corte del acero E en condición de corte a 15% de claro. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%. 66
- Figura 4.11 Micrografías tomadas a 1000X ópticas en sección transversal de superficie de corte del acero F en condición de corte a 15% de claro. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%. 67
- Figura 4.12 Zonas de fractura del acero A. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°. 68
- Figura 4.13 Zonas de fractura del acero B. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°. 68
- Figura 4.14 Zonas de fractura del acero C. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°. 69
- Figura 4.15 Zonas de fractura del acero D. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°. 69
- Figura 4.16 Zonas de fractura del acero E. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°. 70
- Figura 4.17 Zonas de fractura del acero F. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°. 70
- Figura 4.18 Micrografías tomadas a 2000X digitales en superficie y centro de los aceros A, B y C. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%. 71
- Figura 4.19 Micrografías tomadas a 2000X digitales en superficie y centro de los aceros D, E y F. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%. 72
- Figura 4.20 Micrografías tomadas a 2000X digitales en superficie y centro de los aceros A, B y C utilizando el modo óptico efecto de sombra. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%. 73
- Figura 4.21 Micrografías tomadas a 2000X digitales en superficie y centro de los aceros D, E y F utilizando el modo óptico efecto de sombra. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%. 74
- Figura 4.22 Micrografías de la sección transversal de la probeta de tensión obtenida a 0° del acero A tomadas a 150X (a), 500X (b) y 2000X (c) digitales. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%. 75

- Figura 4.23 Micrografías de la sección transversal de la probeta de tensión obtenida a 0° del acero B tomadas a 150X (a), 500X (b) y 2000X (c) digitales. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%. 75
- Figura 4.24 Micrografías de la sección transversal de la probeta de tensión obtenida a 0° del acero C tomadas a 150X (a), 500X (b) y 2000X (c) digitales. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%. 76
- Figura 4.25 Micrografías de la sección transversal de la probeta de tensión obtenida a 0° del acero D tomadas a 150X (a), 500X (b) y 2000X (c) digitales. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%. 77
- Figura 4.26 Micrografías de la sección transversal de la probeta de tensión obtenida a 0° del acero E tomadas a 150X (a), 500X (b) y 2000X (c) digitales. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%. 78
- Figura 4.27 Micrografías de la sección transversal de la probeta de tensión obtenida a 0° del acero F tomadas a 150X (a), 500X (b) y 2000X (c) digitales. Microestructura revelada mediante ataque químico de Nital al 3%. 79
- Figura 4.28 Distribución de precipitados de TiN en el acero A. Zonas evaluadas en la superficie (a–c), a $\frac{1}{4}$ (d–f) y a $\frac{1}{2}$ (g–i) del espesor. 80
- Figura 4.29 Distribución de precipitados de TiN en el acero B. Zonas evaluadas en la superficie (a–c), a $\frac{1}{4}$ (d–f) y a $\frac{1}{2}$ (g–i) del espesor. 81
- Figura 4.30 Distribución de precipitados de TiN en el acero C. Zonas evaluadas en la superficie (a–c), a $\frac{1}{4}$ (d–f) y a $\frac{1}{2}$ (g–i) del espesor. 82
- Figura 4.31 Distribución de precipitados de TiN en el acero D. Zonas evaluadas en la superficie (a–c), a $\frac{1}{4}$ (d–f) y a $\frac{1}{2}$ (g–i) del espesor. 83
- Figura 4.32 Distribución de precipitados de TiN en el acero E. Zonas evaluadas en la superficie (a–c), a $\frac{1}{4}$ (d–f) y a $\frac{1}{2}$ (g–i) del espesor. 84
- Figura 4.33 Distribución de precipitados de TiN en el acero F. Zonas evaluadas en la superficie (a–c), a $\frac{1}{4}$ (d–f) y a $\frac{1}{2}$ (g–i) del espesor. 85

Figura 4.34 Distribución de tamaño de precipitados de TiN en el acero B dividido por zona evaluada, superficie (a), $\frac{1}{4}$ (b), $\frac{1}{2}$ (c) y total (d).	86
Figura 4.35 Distribución de tamaño de precipitados de TiN en el acero C dividido por zona evaluada, superficie (a), $\frac{1}{4}$ (b), $\frac{1}{2}$ (c) y total (d).	87
Figura 4.36 Distribución de tamaño de precipitados de TiN en el acero D dividido por zona evaluada, superficie (a), $\frac{1}{4}$ (b), $\frac{1}{2}$ (c) y total (d).	88
Figura 4.37 Distribución de tamaño de precipitados de TiN en el acero E dividido por zona evaluada, superficie (a), $\frac{1}{4}$ (b), $\frac{1}{2}$ (c) y total (d).	89
Figura 4.38 Distribución de tamaño de precipitados de TiN en el acero F dividido por zona evaluada, superficie (a), $\frac{1}{4}$ (b), $\frac{1}{2}$ (c) y total (d).	90
Figura 4.39 Espacio entre precipitados de TiN dividido por zona evaluada, superficie (a), $\frac{1}{4}$ (b) y $\frac{1}{2}$ (c) del espesor.	91
Figura 4.40 Camino libre medio entre precipitados de TiN dividido por zona evaluada, superficie (a), $\frac{1}{4}$ (b) y $\frac{1}{2}$ (c) del espesor.	92
Figura 4.41 Correlación del espacio entre precipitados y camino libre medio entre ellos.	93
Figura 4.42 Partículas encontradas en la Figura 4.27 (Acero F) que estaban alineadas y fracturadas (a), como lo indica su perfil (b) resultaron ser TiN, como lo muestra el mapeo de rayos X con técnica EDS (c) [24,28].	94
Figura 5.1 Tamaño promedio de precipitados de TiN.	97
Figura 5.2 Cantidad de precipitados de TiN.	97
Figura 5.3 Comparativa de la distribución de precipitados de TiN de los aceros A–F. Zonas evaluadas en la superficie, a $\frac{1}{4}$ y a $\frac{1}{2}$ del espesor.	98
Figura 5.4 Valores promedio del camino libre medio entre precipitados por zona evaluada.	99

Figura 5.5 Temperaturas de inicio de precipitación de los precipitados de TiN en función de los contenidos de Ti y N.	100
Figura 5.6 Micrografía tomada a 2000X digitales en sección transversal de la superficie de corte del acero F en condición de corte a 15% de claro. Microestructura sin ataque químico.	102
Figura 5.7 Porcentaje de delaminación en probetas de tensión después del ensayo.	103
Figura 5.8 Contenidos de Ti (a) y N (b) de los aceros estudiados.	105
Figura 5.9 Producto Ti x N (a) y suma de los elementos Mn, Si, Cr, Ni y Mo (b).	105
Figura 5.10 Relación entre el producto Ti x N y la cantidad total de precipitados de TiN presentes en las diferentes zonas evaluadas de los aceros.	106
Figura 5.11 Producto Ti x N de aceros estudiados.	107
Figura 5.12 Curvas CCT de los aceros A–F. Las curvas de enfriamiento en la superficie y centro de la placa de acero son agregadas como referencia.	109
Figura 5.13 Fracción volumétrica prevista para varios componentes microestructurales en función de su velocidad de enfriamiento para los aceros A–F. Se muestran estructuras como ferrita (f), perlita (p), bainita (b), martensita (m) y austenita (a).	111
Figura 5.14 Fracción volumétrica de estructuras presentes en los aceros en la superficie (a) y centro (b) de la placa.	112
Figura 5.15 Análisis de las estructuras presentes en la superficie de los aceros, fases (a) y precipitados de TiN (b).	113
Figura 5.16 Resultados del ensayo de tensión realizado en dirección longitudinal (0°), esfuerzo a la cedencia, σ_y (a), esfuerzo ultimo a la tensión, σ_u (b) y deformación total, ϵ_t (c).	114

Figura 5.17 Tenacidad al impacto normalizada. Resultados de ensayos realizados en dirección longitudinal (0°).	115
Figura 5.18 Resultados de ensayos de expansión de orificio.	116
Figura A.1 Curvas esfuerzo – deformación ingenieriles de los aceros A–F (a–f, respectivamente) ensayados a 0°, 45° y 90°.	150
Figura A.2 Zonas de fractura del acero A. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.	151
Figura A.3 Zonas de fractura del acero B. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.	152
Figura A.4 Zonas de fractura del acero C. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.	153
Figura A.5 Zonas de fractura del acero D. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.	154
Figura A.6 Zonas de fractura del acero E. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.	155
Figura A.7 Zonas de fractura del acero F. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.	156
Figura B.1 Probetas de doblez después del ensayo del acero A.	160
Figura B.2 Probetas de doblez después del ensayo del acero B.	161
Figura B.3 Probetas de doblez después del ensayo del acero C.	161
Figura B.4 Probetas de doblez después del ensayo del acero D.	161
Figura B.5 Probetas de doblez después del ensayo del acero E.	162
Figura B.6 Probetas de doblez después del ensayo del acero F.	162

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1 Mecanismos de formación de microgrietas en diferentes aceros.	15
Tabla 2.2. Efecto de la condición del claro de corte en diversas características de los aceros de CP grado 780 MPa, (Ø) Nada, (↑) Alto, (↔) Medio y (↓) Bajo.	26
Tabla 3.1. Características de los aceros estudiados.....	29
Tabla 4.1. Composición química de los aceros (% en masa).	52
Tabla 4.2 Propiedades mecánicas reales de los aceros estudiados.....	53
Tabla 4.3 Resultados de microdureza HV. Distancia entre indentaciones de 0.25 mm.....	55
Tabla 4.4. Resultados del ensayo de impacto.	56
Tabla 4.5 Resultados de los ensayos de expansión de orificio.....	56
Tabla 4.6 Resultados del ensayo de dobléz de los aceros A–F. Probetas catalogadas como “Rechazado” se identifican como “R” y las muestras catalogadas como “Aceptado” se identifican como “OK”.	57
Tabla 4.7 Contenido de inclusiones de los aceros estudiados.	58
Tabla 4.8 Tamaño de grano en superficie y centro el espesor de los aceros estudiados.	58
Tabla 5.1 Resumen de resultados de ensayos de corte realizados a diferentes claros.	96
Tabla A.1 Propiedades mecánicas ingenieriles obtenidas de manera longitudinal (0°) en los aceros estudiados.	148

Tabla A.2 Propiedades mecánicas ingenieriles obtenidas de manera diagonal (45°) en los aceros estudiados.	149
Tabla A.3 Propiedades mecánicas ingenieriles obtenidas de manera transversal (90°) en los aceros estudiados.	149
Tabla B.1 Resultados del ensayo de dobléz de los aceros A–F. Probetas catalogadas como “Rechazado” se identifican como “R” y las muestras catalogadas como “Aceptado” se identifican como “OK”.	157
Tabla B.2 Resultados del ensayo de dobléz del acero A.	157
Tabla B.3 Resultados del ensayo de dobléz del acero B.	158
Tabla B.4 Resultados del ensayo de dobléz del acero C.	158
Tabla B.5 Resultados del ensayo de dobléz del acero D.	159
Tabla B.6 Resultados del ensayo de dobléz del acero E.	159
Tabla B.7 Resultados del ensayo de dobléz del acero F.	160
Tabla C.1 Temperaturas de inicio de precipitación de los precipitados de TiN.	163

NOMENCLATURA

Ag	Deformación uniforme (%)
AHSS	Aceros avanzados de alta resistencia (Advanced High–Strength Steels)
AlN	Nitruro de aluminio
BN	Nitruro de boro
C	Carbono
CCT	Curvas de transformación por enfriamiento continuo (Continuous Cooling Transformation)
CO₂	Dióxido de carbono
CP	Aceros de fase compleja (Complex Phase)
Cr	Cromo
DP	Aceros de doble fase (Dual Phase)
d_p	Espacio entre precipitados
EDS/EDX	Espectroscopia de Rayos X por Dispersión de Energía
EI	Deformación total (%)
FB	Aceros ferríticos – bainíticos (Ferritic – Bainitic)
FCC	Estructura cúbica centrada en las caras
HER	Relación de expansión de orificio (%)
HSLA	Acero de alta resistencia y baja aleación (High–Strength Low–Alloy)
L	Longitud de la línea de prueba
MEB	Microscopía electrónica de barrido
MS	Aceros Martensíticos (Martensitic)
Mn	Manganeso
Mo	Molibdeno
N	Nitrógeno
Nb	Niobio

<i>Ni</i>	Níquel
<i>N_p</i>	Número de precipitados interceptados
<i>ON</i>	Oxígeno/Nitrógeno
<i>SAZ</i>	Zona afectada por el corte (Shear Affected Zone)
<i>Si</i>	Silicio
<i>T</i>	Temperatura absoluta (K)
<i>t</i>	Espesor de la placa (mm)
<i>TRIP</i>	Aceros de plasticidad inducida por deformación (Transformation Induced Plasticity)
<i>TSH</i>	Temperatura de solidificación del hierro
<i>TWIP</i>	Aceros de plasticidad inducida por anclaje (Twinning Induced Plasticity)
<i>Ti</i>	Titanio
<i>TiC</i>	Carburo de titanio
<i>TiN</i>	Nitruro de titanio
<i>UTS</i>	Esfuerzo último a la tensión (MPa)
<i>V</i>	Vanadio
<i>X_v</i>	Fracción volumétrica de precipitados
<i>YS</i>	Esfuerzo de cedencia o fluencia (MPa)
<i>α</i>	Coeficiente de equilibrio propuesto por Turkdogan para ecuación 3
<i>β</i>	Coeficiente de equilibrio propuesto por Turkdogan para ecuación 3
<i>ε_l</i>	Deformación hasta el final del efecto Lüders (%)
<i>ε_t</i>	Deformación total (%)
<i>ε_u</i>	Deformación uniforme (%)
<i>ε_y</i>	Deformación al punto de cedencia (%)
<i>λ</i>	Camino libre medio
<i>σ_u</i>	Esfuerzo último a la tensión (MPa)
<i>σ_y</i>	Esfuerzo de cedencia o fluencia (MPa)

APÉNDICE A

Las propiedades mecánicas ingenieriles de las 3 direcciones evaluadas se muestran en las Tablas A.1–A.3. Las curvas ingenieriles se muestran en las Figura A.1.

Tabla A.1 Propiedades mecánicas ingenieriles obtenidas de manera longitudinal (0°) en los aceros estudiados.

Acero	YS (MPa)		UTS (MPa)		El (%)		Ag (%)		valor n		valor r	
	694		916		14.6		7.1		0.096		0.675	
A	688	687	920	914	14.5	14.6	7.1	7.0	0.102	0.100	0.688	0.687
	677		904		14.8		6.9		0.102		0.697	
	717		825		17.6		9.7		0.089		0.607	
B	716	720	824	827	16.9	17.1	9.3	9.4	0.088	0.088	0.630	0.619
	726		832		16.7		9.3		0.086		0.619	
	801		843		16.7		9.4		0.083		0.487	
C	822	800	873	854	14.6	14.7	8.0	8.1	0.076	0.077	0.513	0.487
	777		845		12.6		7.0		0.072		0.462	
	731		811		16.8		8.0		0.055		0.703	
D	728	730	801	807	15.1	16.5	8.0	8.0	0.053	0.054	0.498	0.636
	731		808		17.6		8.1		0.054		0.706	
	677		784		20.3		11.1		0.087		0.728	
E	679	674	785	780	19.4	20.1	11.0	11.2	0.086	0.087	0.735	0.759
	666		771		20.5		11.4		0.089		0.815	
	748		786		21.3		11.8		0.094		0.601	
F	726	738	779	782	21.0	20.9	11.9	11.8	0.095	0.094	0.619	0.610
	741		780		20.4		11.7		0.093		0.609	

Tabla A.2 Propiedades mecánicas ingenieriles obtenidas de manera diagonal (45°) en los aceros estudiados.

Acero	YS (MPa)	UTS (MPa)	EI (%)	Ag (%)	valor n	valor r						
A	677	896	14.7	6.5	0.101	1.090						
	667	669	887	889	15.2	15.4	6.7	6.8	0.102	0.102	1.137	1.136
	663		884		16.3		7.2		0.102		1.180	
B	641		793		22.1		12.2		0.116		0.954	
	654	647	805	798	20.1	21.0	11.6	11.9	0.115	0.116	0.946	0.948
	646		797		20.7		12.0		0.116		0.944	
C	696		749		18.0		8.5		0.073		1.435	
	700	701	752	754	17.1	17.8	8.1	8.5	0.072	0.074	1.259	1.319
	708		761		18.1		8.9		0.076		1.262	
D	715		791		16.9		7.7		0.053		1.247	
	714	715	791	791	17.5	17.4	7.6	7.8	0.053	0.053	1.298	1.272
	716		791		17.6		8.1		0.053		1.271	
E	715		797		19.8		10.2		0.075		1.056	
	723	721	803	802	22.7	21.3	10.7	10.6	0.075	0.075	1.189	1.175
	726		804		21.3		10.8		0.074		1.280	
F	779	779	790	790	21.3	21.3	10.8	10.8	0.070	0.070	1.099	1.099

Tabla A.3 Propiedades mecánicas ingenieriles obtenidas de manera transversal (90°) en los aceros estudiados.

Acero	YS (MPa)	UTS (MPa)	EI (%)	Ag (%)	valor n	valor r						
A	706		924		11.7		5.6		0.099		0.709	
	704	703	923	923	11.8	11.7	5.7	5.7	0.099	0.099	0.693	0.685
	701		921		11.6		5.7		0.100		0.652	
B	735		853		15.7		9.4		0.090		0.847	
	735	737	851	849	15.6	15.5	9.9	9.4	0.092	0.089	0.738	0.795
	740		844		15.3		8.9		0.085		0.801	
C	745		804		11.9		6.0		0.061		0.662	
	747	745	806	805	11.7	11.8	5.7	5.9	0.059	0.060	0.842	0.730
	745		803		11.9		5.8		0.061		0.686	
D	751		829		13.4		6.4		0.050		0.931	
	755	752	832	829	13.4	13.5	6.3	6.4	0.049	0.049	0.895	0.912
	752		826		13.6		6.4		0.048		0.911	
E	756		836		20.5		9.8		0.070		0.872	
	765	760	844	839	17.9	18.4	8.9	9.2	0.066	0.067	0.873	0.862
	760		838		16.9		8.7		0.064		0.842	
F	761		810		17.6		10.1		0.080		0.793	
	750	753	800	803	18.4	17.6	10.6	10.1	0.081	0.079	0.742	0.755
	750		798		16.8		9.7		0.077		0.729	

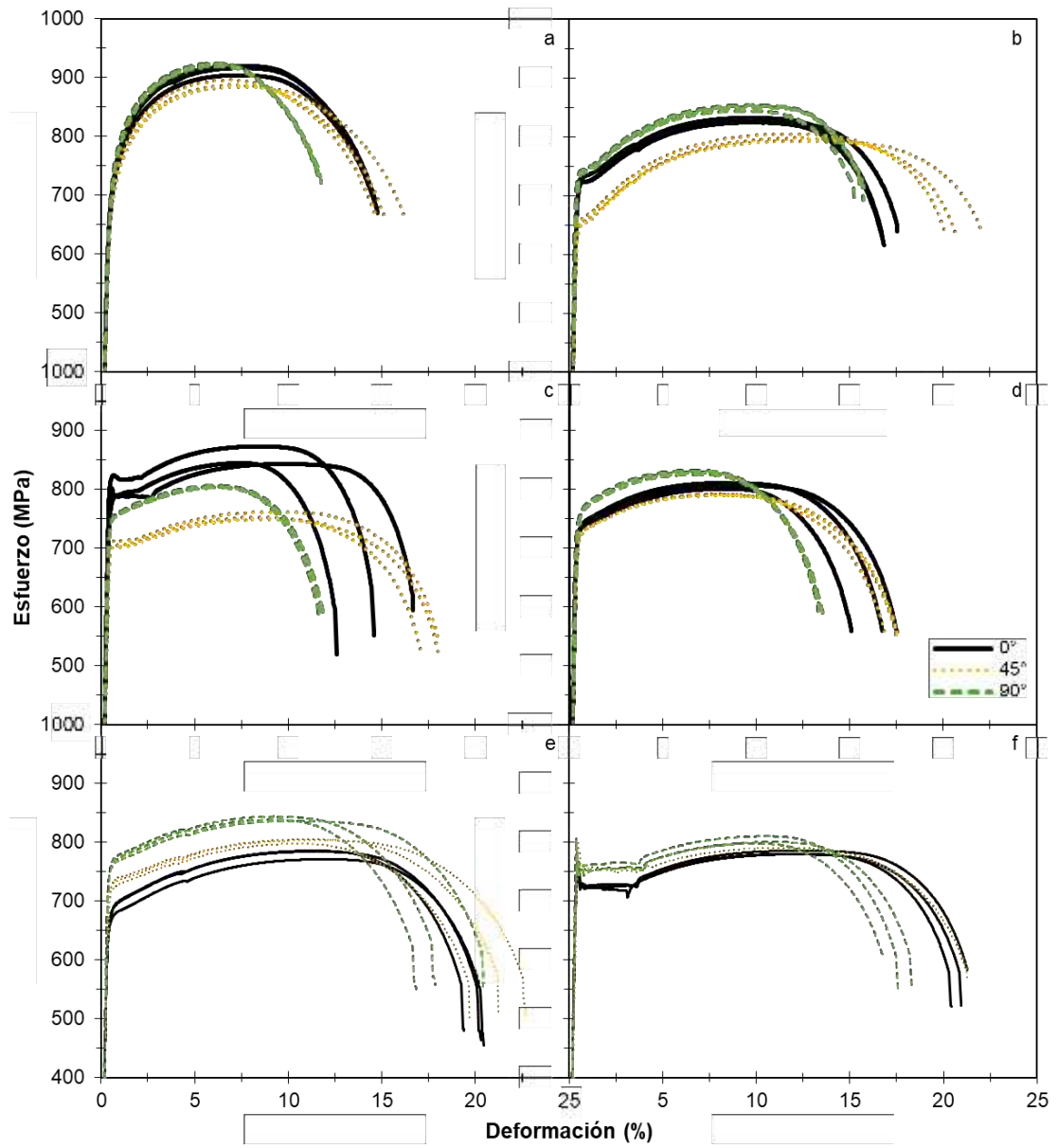


Figura A.1 Curvas esfuerzo – deformación ingenieriles de los aceros A–F (a–f, respectivamente) ensayados a 0°, 45° y 90°.

Las fotos de las zonas de fractura de las probetas de tensión se muestran en las Figuras A.2–A.7.

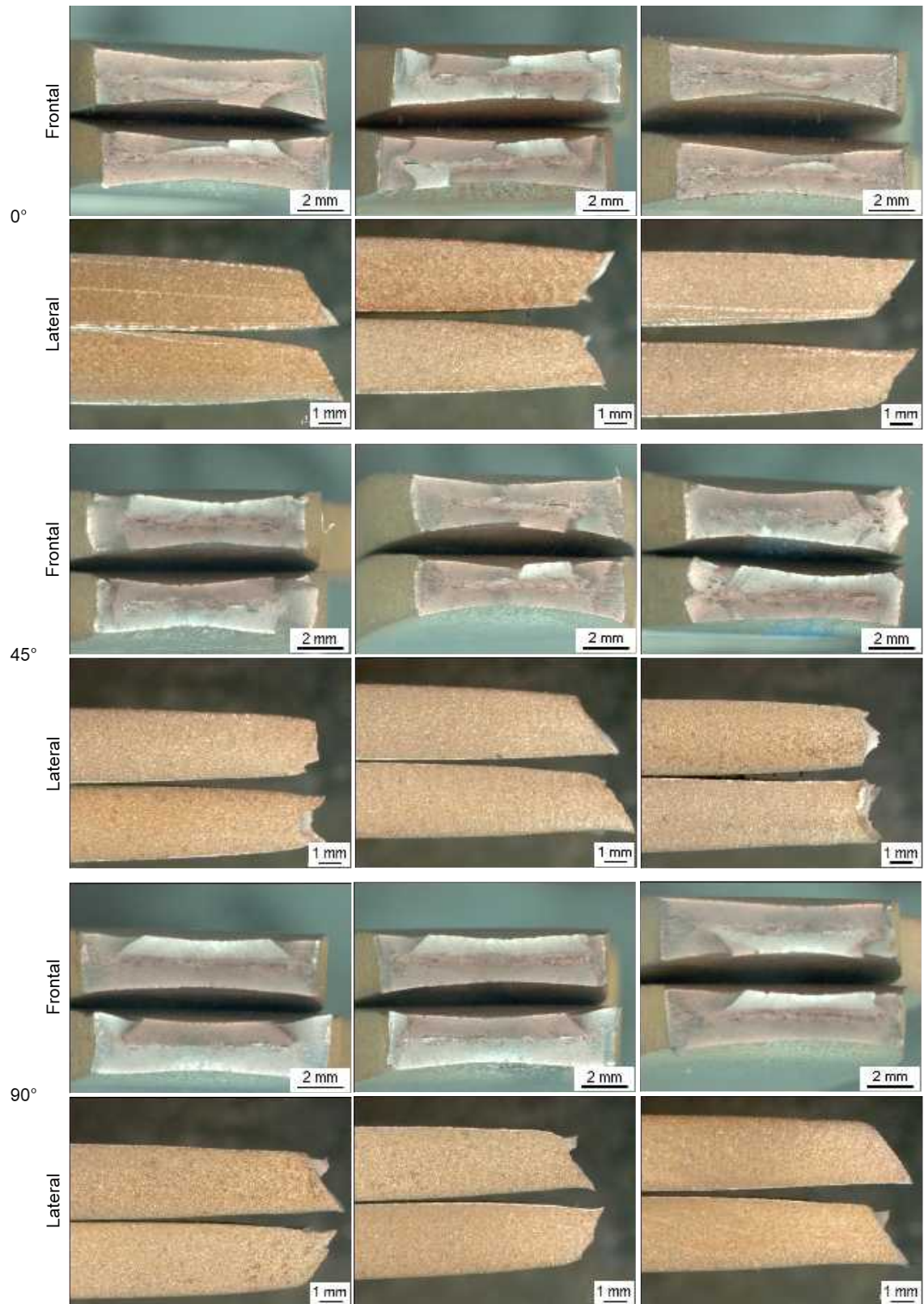


Figura A.2 Zonas de fractura del acero A. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.

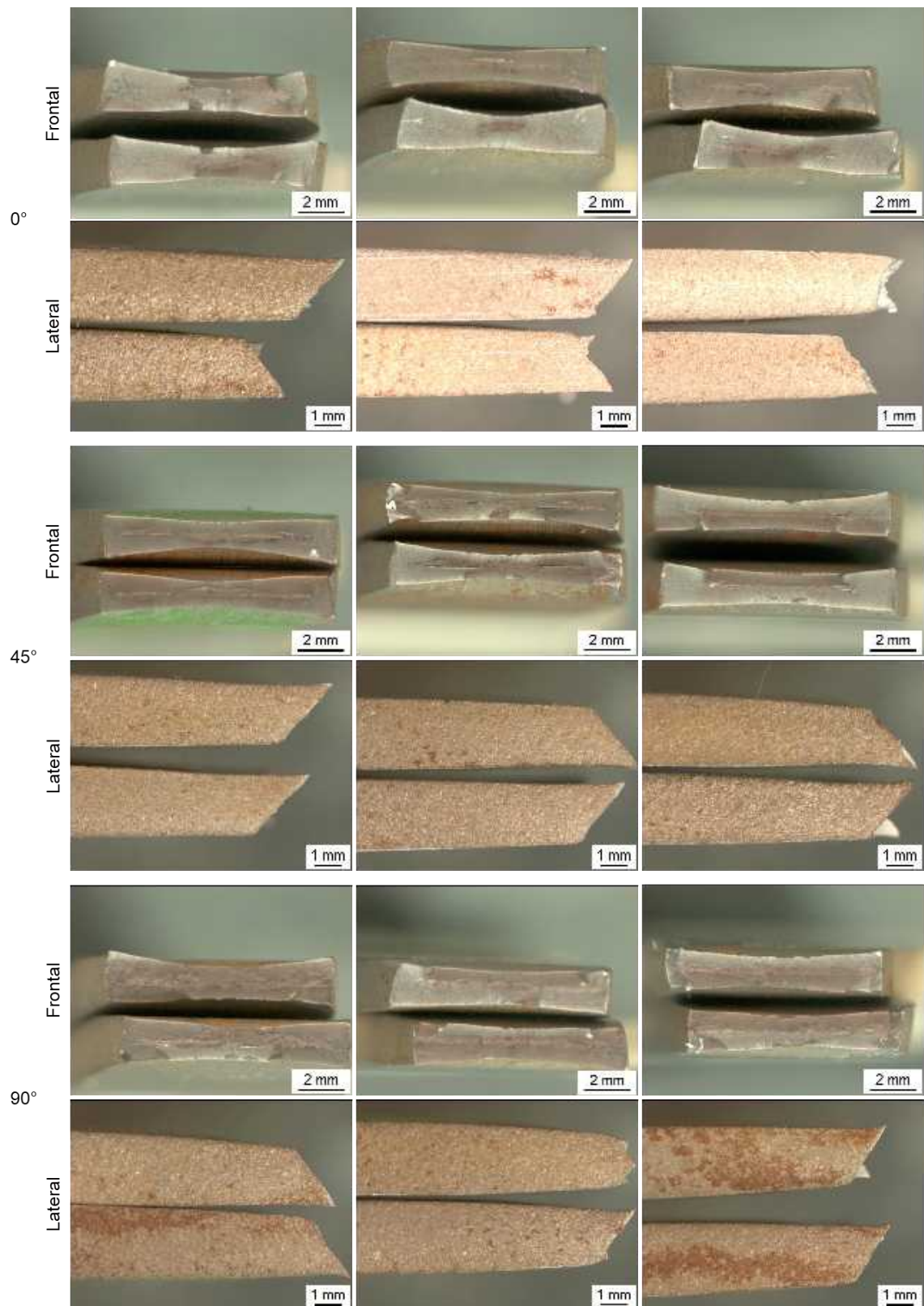


Figura A.3 Zonas de fractura del acero B. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.

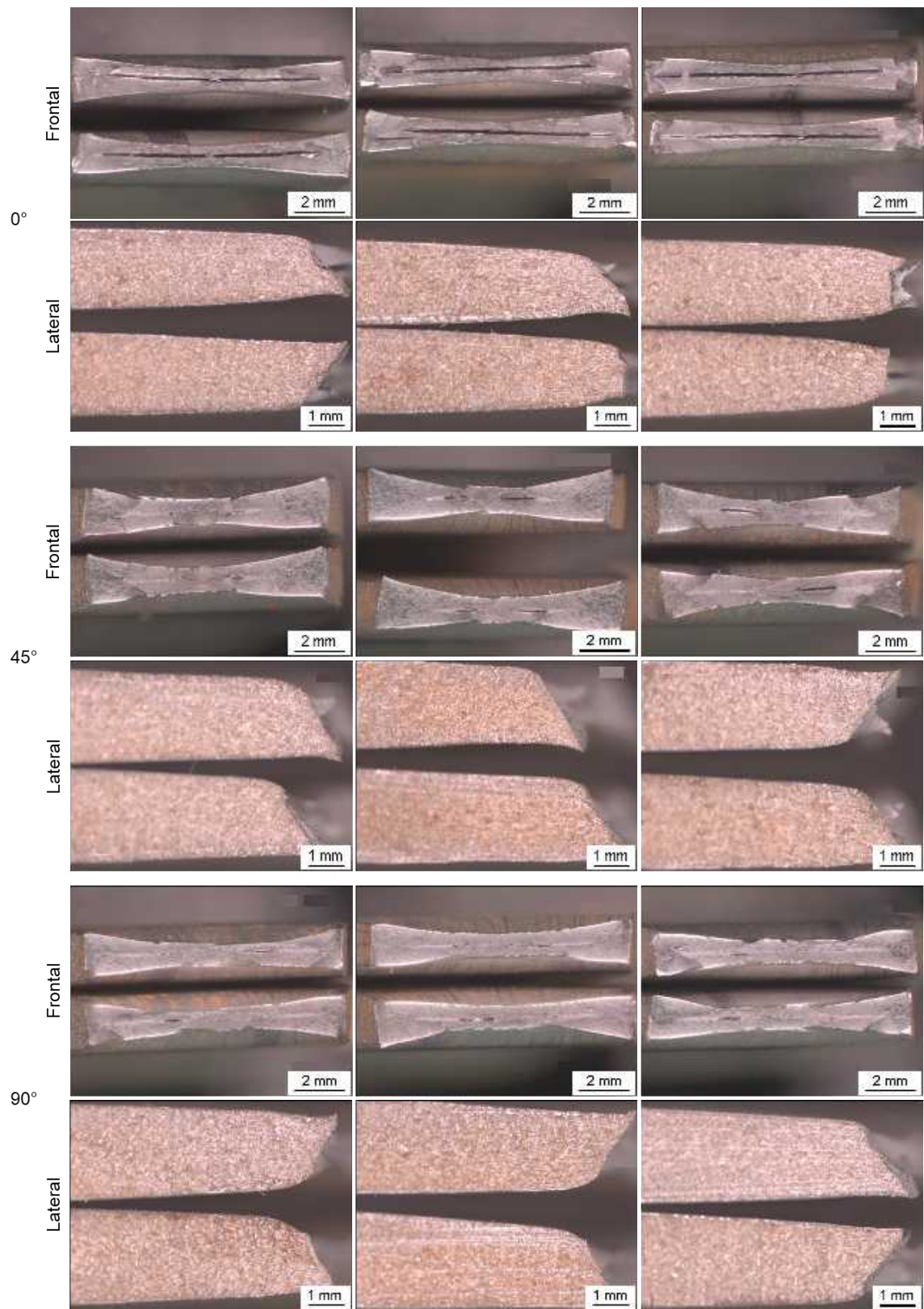


Figura A.4 Zonas de fractura del acero C. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.

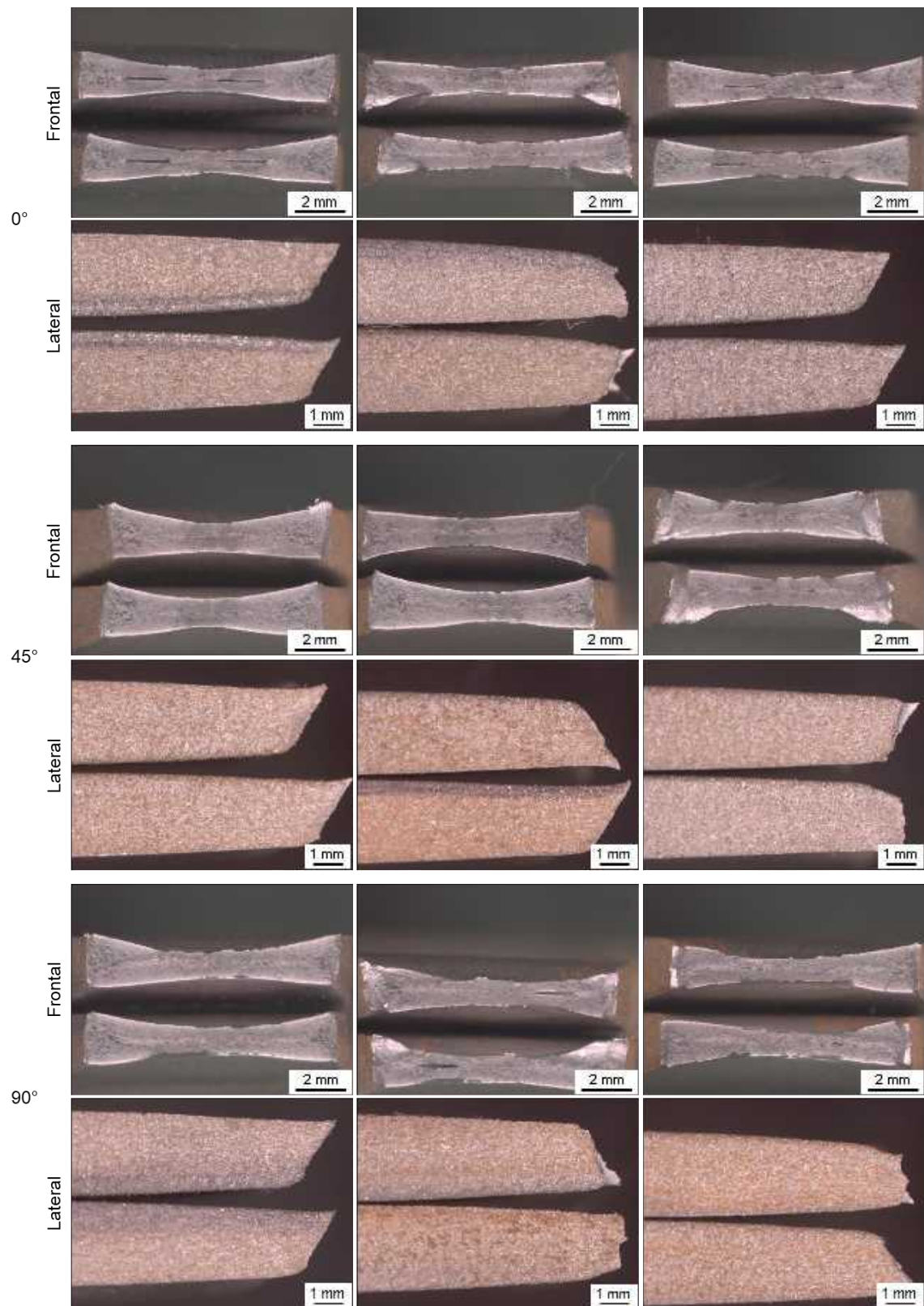


Figura A.5 Zonas de fractura del acero D. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.

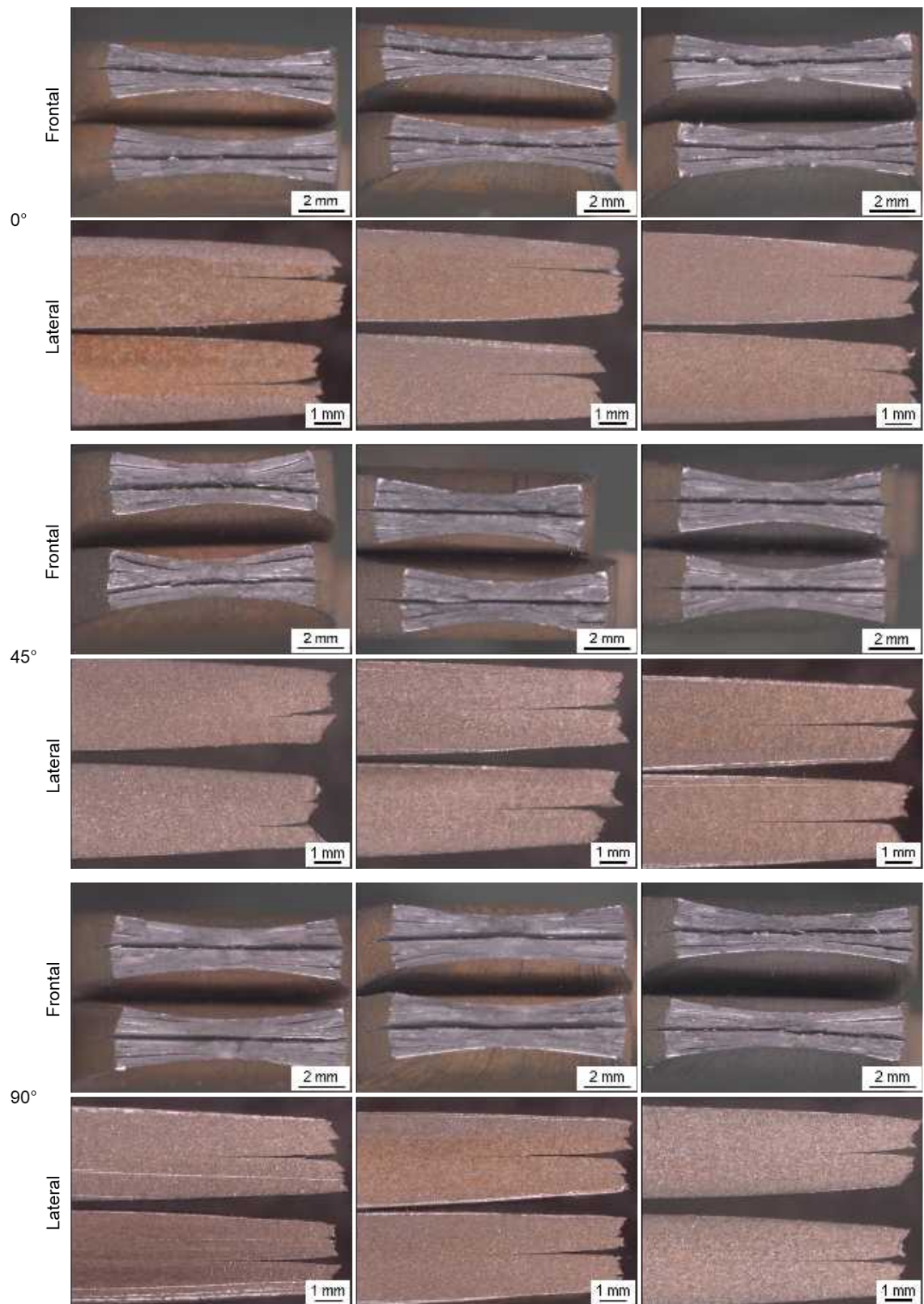


Figura A.6 Zonas de fractura del acero E. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.

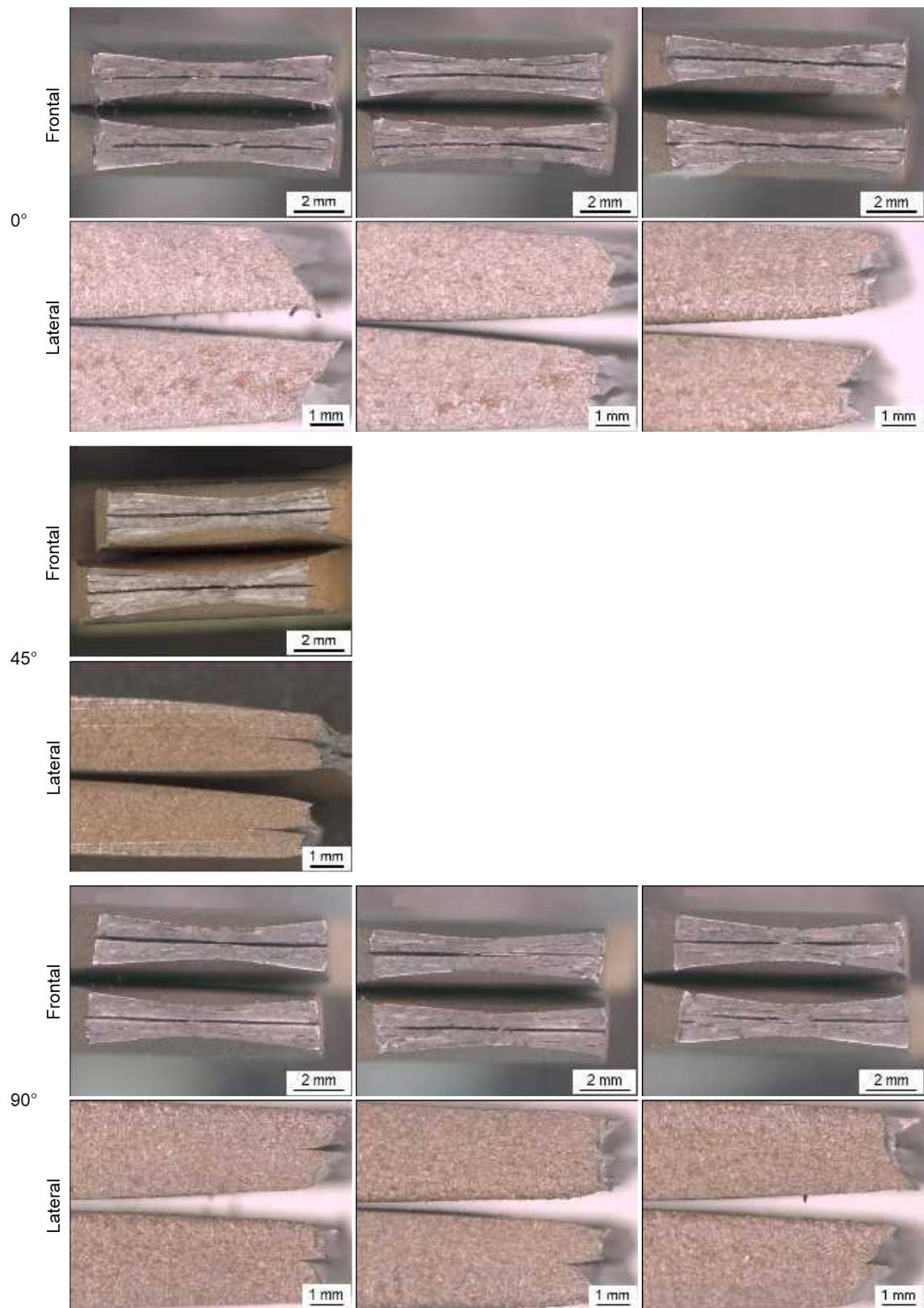


Figura A.7 Zonas de fractura del acero F. Vista frontal y lateral a 0, 45 y 90°.

APÉNDICE B

Los resultados de los ensayos de doblez se muestran de manera resumida en la Tabla B.1. Los resultados detallados de cada uno de los aceros se muestran en las Tablas B.2–B.7.

Tabla B.1 Resultados del ensayo de doblez de los aceros A–F. Probetas catalogadas como “Rechazado” se identifican como “R” y las muestras catalogadas como “Aceptado” se identifican como “OK”.

Dirección		0°								90°							
		0		2.9		3.2		6.4		0		2.9		3.2		6.4	
Acero	A	R	R	OK	OK	OK	OK	OK	OK	R	R	R	R	R	R	OK	OK
	B	OK	R	OK	OK	OK	OK	OK	OK	R	R	OK	OK	OK	OK	OK	OK
	C	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK
	D	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	R	R	OK	OK	OK	OK	OK	OK
	E	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK
	F	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK	OK

Tabla B.2 Resultados del ensayo de doblez del acero A.

Acero	Dirección	Angulo de doblez	Radio del mandril (mm)	Distancia entre soportes (mm)	Resultado
A	Longitudinal	180°	0.0	-	Rechazado
	Longitudinal	180°	0.0	-	Rechazado
	Transversal	180°	0.0	-	Rechazado
	Transversal	180°	0.0	-	Rechazado
	Longitudinal	180°	2.9	15.70	Aceptado
	Longitudinal	180°	2.9	15.70	Aceptado
	Transversal	180°	2.9	15.70	Rechazado
	Transversal	180°	2.9	15.70	Rechazado
	Longitudinal	180°	3.2	16.26	Aceptado
	Longitudinal	180°	3.2	16.26	Aceptado
	Transversal	180°	3.2	16.26	Rechazado
	Transversal	180°	3.2	16.26	Rechazado
	Longitudinal	180°	6.4	22.61	Aceptado
	Longitudinal	180°	6.4	22.61	Aceptado
	Transversal	180°	6.4	22.61	Aceptado
Transversal	180°	6.4	22.61	Aceptado	

Tabla B.3 Resultados del ensayo de doblez del acero B.

Acero	Dirección	Angulo de doblez	Radio del mandril (mm)	Distancia entre soportes (mm)	Resultado
B	Longitudinal	180°	0.0	-	Aceptado
	Longitudinal	180°	0.0	-	Rechazado
	Transversal	180°	0.0	-	Rechazado
	Transversal	180°	0.0	-	Rechazado
	Longitudinal	180°	2.9	15.70	Aceptado
	Longitudinal	180°	2.9	15.70	Aceptado
	Transversal	180°	2.9	15.70	Aceptado
	Transversal	180°	2.9	15.70	Aceptado
	Longitudinal	180°	3.2	16.26	Aceptado
	Longitudinal	180°	3.2	16.26	Aceptado
	Transversal	180°	3.2	16.26	Aceptado
	Transversal	180°	3.2	16.26	Aceptado
	Longitudinal	180°	6.4	22.61	Aceptado
	Longitudinal	180°	6.4	22.61	Aceptado
	Transversal	180°	6.4	22.61	Aceptado
	Transversal	180°	6.4	22.61	Aceptado

Tabla B.4 Resultados del ensayo de doblez del acero C.

Acero	Dirección	Angulo de doblez	Radio del mandril (mm)	Distancia entre soportes (mm)	Resultado
C	Longitudinal	180°	0.0	-	Aceptado
	Longitudinal	180°	0.0	-	Aceptado
	Transversal	180°	0.0	-	Aceptado
	Transversal	180°	0.0	-	Aceptado
	Longitudinal	180°	2.9	15.24	Aceptado
	Longitudinal	180°	2.9	15.24	Aceptado
	Transversal	180°	2.9	15.24	Aceptado
	Transversal	180°	2.9	15.24	Aceptado
	Longitudinal	180°	3.2	15.80	Aceptado
	Longitudinal	180°	3.2	15.80	Aceptado
	Transversal	180°	3.2	15.80	Aceptado
	Transversal	180°	3.2	15.80	Aceptado
	Longitudinal	180°	6.4	22.15	Aceptado
	Longitudinal	180°	6.4	22.15	Aceptado
	Transversal	180°	6.4	22.15	Aceptado
	Transversal	180°	6.4	22.15	Aceptado

Tabla B.5 Resultados del ensayo de doblez del acero D.

Acero	Dirección	Angulo de doblez	Radio del mandril (mm)	Distancia entre soportes (mm)	Resultado
D	Longitudinal	180°	0.0	-	Aceptado
	Longitudinal	180°	0.0	-	Aceptado
	Transversal	180°	0.0	-	Rechazado
	Transversal	180°	0.0	-	Rechazado
	Longitudinal	180°	2.9	16.01	Aceptado
	Longitudinal	180°	2.9	16.01	Aceptado
	Transversal	180°	2.9	16.01	Aceptado
	Transversal	180°	2.9	16.01	Aceptado
	Longitudinal	180°	3.2	16.57	Aceptado
	Longitudinal	180°	3.2	16.57	Aceptado
	Transversal	180°	3.2	16.57	Aceptado
	Transversal	180°	3.2	16.57	Aceptado
	Longitudinal	180°	6.4	22.92	Aceptado
	Longitudinal	180°	6.4	22.92	Aceptado
	Transversal	180°	6.4	22.92	Aceptado
	Transversal	180°	6.4	22.92	Aceptado

Tabla B.6 Resultados del ensayo de doblez del acero E.

Acero	Dirección	Angulo de doblez	Radio del mandril (mm)	Distancia entre soportes (mm)	Resultado
E	Longitudinal	180°	0.0	-	Aceptado
	Longitudinal	180°	0.0	-	Aceptado
	Transversal	180°	0.0	-	Aceptado
	Transversal	180°	0.0	-	Aceptado
	Longitudinal	180°	2.9	18.75	Aceptado
	Longitudinal	180°	2.9	18.75	Aceptado
	Transversal	180°	2.9	18.75	Aceptado
	Transversal	180°	2.9	18.75	Aceptado
	Longitudinal	180°	3.2	19.30	Aceptado
	Longitudinal	180°	3.2	19.30	Aceptado
	Transversal	180°	3.2	19.30	Aceptado
	Transversal	180°	3.2	19.30	Aceptado
	Longitudinal	180°	6.4	25.65	Aceptado
	Longitudinal	180°	6.4	25.65	Aceptado
	Transversal	180°	6.4	25.65	Aceptado
	Transversal	180°	6.4	25.65	Aceptado

Tabla B.7 Resultados del ensayo de doblez del acero F.

Acero	Dirección	Angulo de doblez	Radio del mandril (mm)	Distancia entre soportes (mm)	Resultado
F	Longitudinal	180°	0.0	-	Aceptado
	Longitudinal	180°	0.0	-	Aceptado
	Transversal	180°	0.0	-	Aceptado
	Transversal	180°	0.0	-	Aceptado
	Longitudinal	180°	2.9	15.70	Aceptado
	Longitudinal	180°	2.9	15.70	Aceptado
	Transversal	180°	2.9	15.70	Aceptado
	Transversal	180°	2.9	15.70	Aceptado
	Longitudinal	180°	3.2	16.26	Aceptado
	Longitudinal	180°	3.2	16.26	Aceptado
	Transversal	180°	3.2	16.26	Aceptado
	Transversal	180°	3.2	16.26	Aceptado
	Longitudinal	180°	6.4	22.61	Aceptado
	Longitudinal	180°	6.4	22.61	Aceptado
	Transversal	180°	6.4	22.61	Aceptado
	Transversal	180°	6.4	22.61	Aceptado

Las fotografías de las probetas de doblez después del ensayo se muestran en las Figuras B.1–B.6.

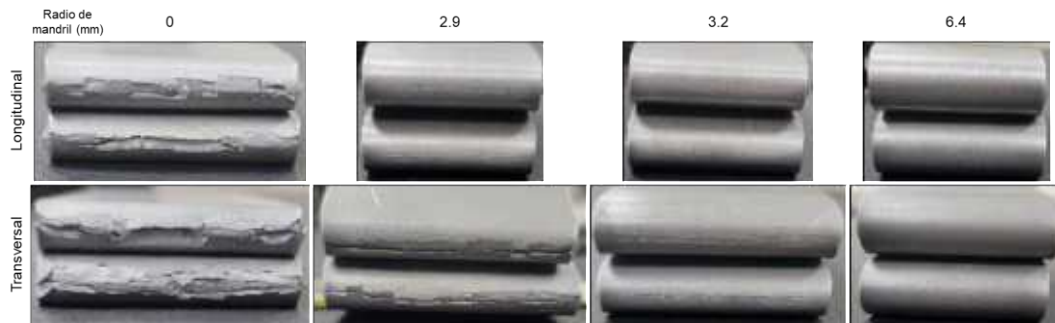


Figura B.1 Probetas de doblez después del ensayo del acero A.

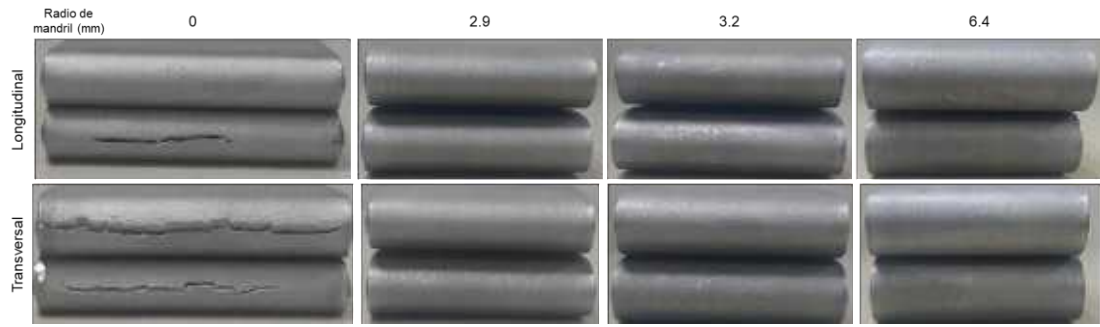


Figura B.2 Probetas de doblez después del ensayo del acero B.



Figura B.3 Probetas de doblez después del ensayo del acero C.



Figura B.4 Probetas de doblez después del ensayo del acero D.

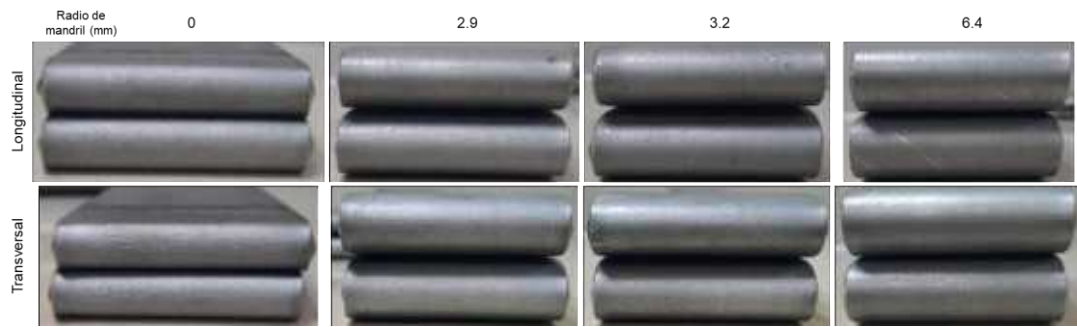


Figura B.5 Probetas de doblez después del ensayo del acero E.

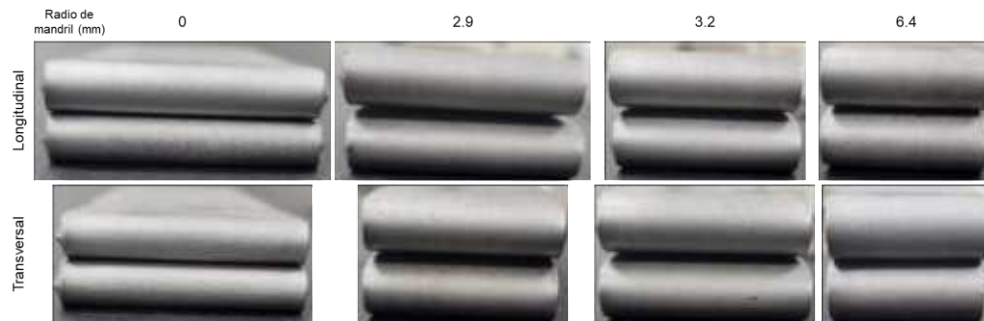


Figura B.6 Probetas de doblez después del ensayo del acero F.

APÉNDICE C

En la Tabla C.1 se muestran las temperaturas de inicio de precipitación de precipitados TiN de los aceros estudiados.

Tabla C.1 Temperaturas de inicio de precipitación de los precipitados de TiN.

Acero	Composición química (%)		Temperatura de inicio de precipitación de partículas TiN (°C)
	Ti	N	
A	0.015	0.0061	1399.8
B	0.090	0.0025	1472.0
C	0.105	0.0035	1514.1
D	0.165	0.0040	1567.1
E	0.143	0.0071	1608.1
F	0.146	0.0081	1623.1

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

César Antonio Salazar García

Candidato para el Grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

Tesis: “Efecto de los precipitados de nitruro de titanio en la formación de fisuras en borde en aceros avanzados de alta resistencia grado 780 MPa con aplicaciones automotrices”.

César Antonio Salazar García nació el 09 de febrero de 1996 en la ciudad de San Nicolás de los Garza, Nuevo León. Hijo del Sr. Carlos Salazar Carcaño y la Sra. Carmela García Espinoza. En 2022 contrae matrimonio con Andrea Reynosa Pedraza.

Cursó sus estudios de Ingeniería en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León, obteniendo el título de Ingeniero en Mecatrónica en el año 2018.

En Agosto del año 2018 inicia sus estudios de posgrado en la Maestría en Ciencias de la Ingeniería con Orientación en Materiales, obteniendo el título de Maestro en Ciencias de la Ingeniería con Orientación en Materiales en el año 2021.

En Enero del año 2021 continua con sus estudios de posgrado en el Doctorado en Ingeniería de Materiales. Ambos posgrados becados por el Consejo Nacional de Humanidades, Ciencias y Tecnologías (CONAHCYT).

Realizó una estancia de investigación durante 2023–2024 en la Universidad de Óbuda en Budapest, Hungría.

Durante sus estudios de Doctorado participó en la publicación de 5 trabajos académicos, que incluyen artículos en revistas científicas y contribuciones a memorias de congresos. Asimismo, presentó 4 ponencias en conferencias nacionales e internacionales, en las que difundió resultados de este trabajo de investigación.

A partir del año 2023 se desempeña en el ramo automotriz como especialista en las áreas de materiales ferrosos, no ferrosos y de corrosión.