

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
FACULTAD DE INGENIERIA EN MECANICA Y ELECTRICA



EFFECTO DEL DAÑO INDUCIDO POR CIZALLADO SOBRE LA DUCTILIDAD DE  
BORDE DEL ACERO HSLA 80 EVALUADA MEDIANTE EL ENSAYO DE  
EXPANSIÓN DE ORIFICIOS

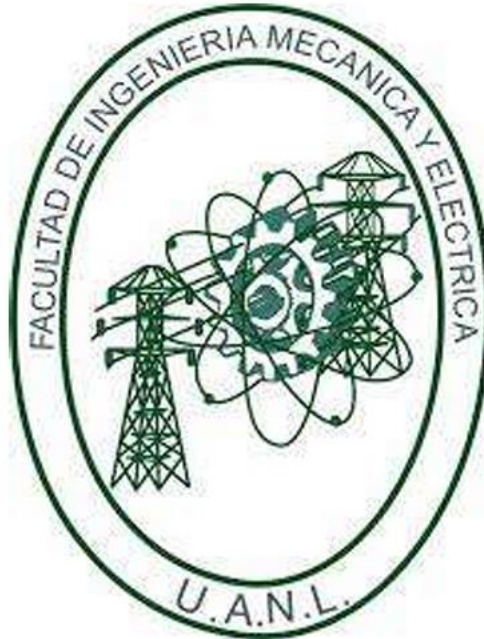
POR

TANIA ANAI ALATRISTE CABALLERO

COMO REQUISITO PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRIA EN CIENCIAS  
DE LA INGENIERÍA CON ORIENTACIÓN EN MATERIALES.

MARZO 2026

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
FACULTAD DE INGENIERIA EN MECANICA Y ELECTRICA  
SUBDIRECCION DE ESTUDIOS DE POSGRADO



EFFECTO DEL DAÑO INDUCIDO POR CIZALLADO SOBRE LA DUCTILIDAD DE  
BORDE DEL ACERO HSLA 80 EVALUADA MEDIANTE EL ENSAYO DE  
EXPANSIÓN DE ORIFICIOS

POR

TANIA ANAI ALATRISTE CABALLERO

COMO REQUISITO PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRIA EN CIENCIAS  
DE LA INGENIERÍA CON ORIENTACIÓN EN 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 del daño inducido por cizallado sobre la ductilidad de borde del acero HSLA 80 evaluada mediante el ensayo de expansión de orificios", realizada por la estudiante Tania Anai Alatraste Caballero, con número de matrícula 1673875, sea aceptada para su defensa como requisito parcial para obtener el grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería con orientación en Materiales.

**El Comité de Evaluación de Tesis**


Dr. Rafael David Mercado Solís  
Director

Dr. Moisés Hinojosa Rivera  
Revisor

Dr. Luis Adolfo Leduc Lezama  
Revisor

MC Luis Zhorel Cruz Pitta  
Revisor

Vo.Bo.

  
\_\_\_\_\_  
Dr. Simón Martínez Martínez  
Subdirector de Estudios de Posgrado



Institución 190001

Programa 557546

Acta Núm. 4653

Ciudad Universitaria, a 27 de marzo de 2026

## **Dedicatoria**

A mis padres, por siempre creer en mi y brindarme su comprensión en esta etapa.

A mi novio, por su compañía, paciencia y respaldo a lo largo de este proceso.

A mi hermana y a mis sobrinos, por su ánimo constante y por creer en mí.

## **Agradecimientos**

A TERNIUM, por brindarme la oportunidad de continuar mi desarrollo profesional. En especial, a la Dirección de Calidad, por creer en mí, brindarme su apoyo y facilitar la realización de este proyecto.

A mi asesor, por su orientación, paciencia y valiosas recomendaciones durante el desarrollo de este trabajo, y por motivarme a concluirlo.

A mis revisores, por su tiempo, observaciones y la retroalimentación recibida.

# TABLA DE CONTENIDO

1.	Resumen.....	9
2.	Introducción .....	10
2.1	Planteamiento del problema.....	10
2.2	Hipótesis.....	10
2.3	Objetivo general .....	10
2.4	Objetivos específicos .....	10
3.	Revisión de literatura .....	12
3.1	Introducción .....	12
3.1.1	Importancia tecnológica de la formabilidad de HSLA para uso automotriz 12	
3.1.2	Punto negativo: la formabilidad de los bordes cizallados .....	14
3.2	Aspectos de la formabilidad en los aceros .....	14
3.2.1	Comportamiento esfuerzo-deformación uniaxial.....	14
3.2.2	Formabilidad global .....	17
3.2.3	Formabilidad local .....	19
3.2.4	Diagrama de formabilidad local/global (Hance).....	21
3.3	Ensayos para evaluar la ductilidad de borde.....	23
3.3.1	Ensayo de expansión de orificio .....	23
3.3.2	Otros métodos no estandarizados.....	24
3.4	Ductilidad en bordes cizallados .....	27
3.4.1	Corte por cizalla .....	27
3.4.2	Mecanizado no tradicional (NTM).....	29
3.4.3	Influencia de la zona afectada por el cizallamiento (SAZ).....	30
3.4.4	Revisión de investigaciones previas respecto a los efectos de la condición de borde en la capacidad de ductilidad de borde.....	31
3.4.5	Revisión de estrategias metalúrgicas para mejorar la ductilidad de borde en aceros 31	
4.	Procedimiento experimental.....	34
4.1	Selección de materiales.....	35
4.2	Técnicas de caracterización.....	35
4.2.1	Preparación metalográfica.....	35
4.2.2	Microscopía óptica (MO).....	36
4.2.3	Microscopía electrónica de barrido (MEB) .....	36
4.2.4	Medición de microdureza.....	36

4.2.5	Fractografía .....	36
4.3	Caracterización del material base.....	36
4.4	Ensayo de tensión.....	37
4.5	Ensayos de expansión de orificio .....	38
4.5.1	Preparación de orificios.....	38
4.5.2	Expansión.....	39
4.6	Caracterización final .....	39
4.6.1	Muestras perforadas .....	39
4.6.2	Muestras expandidas .....	40
5.	Resultados .....	41
5.1	Análisis microestructural .....	41
5.2	Ensayos de tensión .....	44
5.2.1	Fractografías.....	46
5.3	Ensayos de expansión de orificio .....	48
5.3.1	Preparación de orificios.....	48
5.3.2	Expansión.....	49
5.4	Caracterización final .....	52
5.4.1	Caracterización de borde cizallado .....	52
5.4.2	Evolución de la calidad de borde cizallado.....	57
5.4.3	Microdurezas.....	63
5.4.4	Fractografías en las muestras expandidas .....	65
6.	Discusión.....	67
6.1	Aspectos mecánicos .....	67
6.1.1	La influencia del corte y propiedades mecánicas en la ductilidad de borde 67	
6.2	Características metalúrgicas.....	69
6.2.1	Segregación, bandeamiento y distribución de fases.....	69
6.2.2	Inclusiones y precipitados como nucleadores de daño .....	71
7.	Recomendaciones.....	73
7.1	Optimización de los Procesos de Corte y Manufactura .....	73
7.2	Diseño Metalúrgico del HSLA 80.....	74
8.	Trabajo a futuro.....	76
9.	Conclusiones .....	78
10.	Anexos .....	80
	Anexo I: limpieza interna de los lotes evaluados.....	80

11. Referencias.....81

# 1. Resumen

Los aceros HSLA (High Strength Low Alloy) de alta resistencia se emplean en la industria automotriz por su combinación de resistencia mecánica, tenacidad y buena soldabilidad, lo que permite reducir el peso de componentes estructurales sin comprometer su integridad. Sin embargo, presentan una limitación importante: la ductilidad de sus bordes cortados por cizalla es reducida, provocando que durante operaciones de conformado en frío como el estampado, esos bordes tiendan a agrietarse. En este trabajo, se estudió el efecto del daño, entendido como el conjunto de alteraciones microestructurales y mecánicas inducidas por el proceso de corte que degradan la capacidad del borde para deformarse plásticamente sin fracturarse, sobre la ductilidad de borde del acero HSLA grado 80. El objetivo general fue establecer la relación entre las características microestructurales del acero, el daño de corte acumulado en el borde y su influencia sobre la capacidad de expansión del orificio, medida mediante el ensayo de expansión de orificios (Hole Expansion Test, ISO 16630). Para ello, se caracterizó el material base (microestructura y propiedades mecánicas) y se prepararon probetas con orificios generados por dos métodos: punzonado mecánico (con distintas condiciones de corte parcial y total) y electroerosión por hilo (EDM) como referencia sin daño. Posteriormente, se midió la ductilidad de borde a través del porcentaje de expansión de orificio (HER) y se evaluó la zona afectada al corte (SAZ) mediante microdureza, metalografía y fractografía. Los resultados mostraron que los orificios cortados sin deformación (EDM) alcanzaron expansiones promedio ~182%, mientras que los orificios punzonados lograron apenas ~37%, evidenciando que el daño inducido por cizallado reduce la ductilidad de borde a cerca de una quinta parte de su potencial intrínseco. Asimismo, se observó que las variaciones microestructurales entre distintos lotes del acero tuvieron poca influencia en el HER bajo condiciones de corte por cizalla, pues la iniciación de grietas estuvo dominada por defectos locales (precipitaciones duras de TiN e inclusiones) y la extensión de la SAZ. En conclusión, la ductilidad de borde del HSLA 80 está determinada principalmente por el daño acumulado durante el proceso de corte y su interacción con la microestructura del material. Este estudio valida dicha hipótesis y aporta conocimientos que orientan hacia el control del daño de borde (mediante optimización del proceso de corte y del diseño metalúrgico) para mejorar la formabilidad de los aceros HSLA en aplicaciones automotrices exigentes.

## 2.Introducción

### 2.1 Planteamiento del problema

Los aceros HSLA (High Strength Low Alloy) laminados en caliente son aceros de bajo contenido de carbono microaleados típicamente con Nb, V y Ti. Gracias a su microestructura refinada mediante tratamiento termomecánico, logran una alta resistencia mecánica sin sacrificar severamente la ductilidad ni la soldabilidad. Estas propiedades han impulsado su uso extensivo en la industria automotriz, especialmente en componentes de soporte de carga como rieles de chasis, largueros, refuerzos de carrocería y sistemas de suspensión, donde el grado HSLA 80 permite reducir el espesor y el peso de las piezas manteniendo su integridad estructural [1]. Sin embargo, a pesar de sus ventajas en resistencia y peso ligero, este tipo de acero presenta una limitación crítica relacionada con la formabilidad local: la ductilidad de sus bordes cortados por cizalla suele ser deficiente [2]. En aplicaciones estructurales automotrices, las piezas suelen someterse a corte por punzonado seguido de conformado en frío, condiciones bajo las cuales los bordes cortados pueden fisurarse al ser estirados, afectando negativamente la integridad del componente final [3]. En este contexto, la ductilidad de borde se convierte en una propiedad clave para el diseño y la fabricación de piezas estampadas complejas. La tendencia al agrietamiento de bordes cizallados en aceros de alta resistencia plantea la necesidad de comprender en detalle los factores que la afectan, ya que la falla en un borde durante el conformado puede comprometer la seguridad y desempeño del componente. Por consiguiente, es fundamental investigar cómo la microestructura del material y las condiciones del proceso de corte influyen en la generación de daño en el borde y, por ende, en la resistencia de dicho borde al agrietamiento durante el servicio.

### 2.2 Hipótesis

El valor del Índice de Expansión de Orificio (HER) en el acero HSLA 80 está determinado por el grado de daño acumulado durante el proceso de cizallado, el cual depende directamente de las características microestructurales del material y de la extensión de la zona afectada por el corte (SAZ).

### 2.3 Objetivo general

Establecer la relación entre las características microestructurales del acero HSLA 80, el daño inducido durante el cizallado y su influencia sobre la ductilidad de borde evaluada mediante el ensayo de expansión de orificios.

### 2.4 Objetivos específicos

1. Establecer la variación de las propiedades mecánicas del acero HSLA 80 laminado según la orientación ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  y  $90^\circ$  respecto a la dirección de laminación), considerando parámetros de resistencia y ductilidad.
2. Identificar los constituyentes de fase, distribución de granos y posibles heterogeneidades asociadas a la respuesta mecánica y al daño en borde.

3. Evaluar la extensión de la zona afectada por el corte (SAZ) y el modo de fractura inducido en bordes generados por cizallado (a 8%, 23% y 100% del espesor) y por EDM.
4. Comparar el valor del HER entre ambos métodos de corte, correlacionando los resultados con la SAZ, la morfología de fractura y las curvas fuerza-desplazamiento registradas durante el ensayo de expansión conforme a la norma ISO 16630.
5. Establecer relaciones cuantitativas entre la microestructura, el daño inducido por corte y la capacidad de expansión de borde, con el fin de validar la hipótesis de que el HER está determinado por el grado de daño acumulado en el borde y su vínculo con la SAZ y la microestructura.

## 3.Revisión de literatura

### 3.1 Introducción

Los aceros HSLA laminados en caliente (High Strength Low Alloy) son aceros de bajo carbono microaleados típicamente con niobio (Nb), vanadio (V) y titanio (Ti). Su bajo contenido de carbono ( $\sim 0.05\text{--}0.10\%$ ) garantiza excelente soldabilidad, mientras que las pequeñas adiciones microaleantes forman carburos y carbonitruros dispersos que les confieren alta resistencia mecánica sin sacrificar severamente la ductilidad [4]. Gracias a estas propiedades de alta resistencia, combinada con tenacidad y formabilidad moderada, los aceros HSLA como el grado 80 se emplean en componentes automotrices (chasis, largueros, refuerzos estructurales), permitiendo reducir peso manteniendo la integridad y la soldabilidad en servicios exigentes [4]. Este capítulo aborda la formabilidad de estos aceros, enfatizando tanto su trasfondo metalúrgico como el problema particular de la ductilidad en bordes cortados por cizalla en aplicaciones automotrices de alta resistencia

#### 3.1.1 Importancia tecnológica de la formabilidad de HSLA para uso automotriz

Los grados HSLA son aceros ferríticos de baja aleación reforzados mediante microaleación con Nb, V y Ti [4]. Estos elementos forman precipitados finos de carburo, nitruro o carbonitruro (p. ej., NbC, VN, TiN) que juegan un papel central en los mecanismos de endurecimiento. En primer lugar, generan endurecimiento por precipitación: una densa dispersión de partículas nanométricas coherentes o semicoherentes con la matriz que obstaculizan el movimiento de dislocaciones y aumentan significativamente la resistencia. De hecho, se ha reportado que esta precipitación puede elevar el límite elástico en  $\sim 158$  MPa en aceros microaleados debido a la distribución uniforme de carburos nanoscópicos [5]. En segundo lugar, los HSLA exhiben endurecimiento por solución sólida aportado por átomos intersticiales (C, N) y sustitucionales (Mn, Si, etc.) disueltos en la ferrita, que contribuye junto con los precipitados a la alta resistencia total del material [6]. Finalmente, operan mecanismos de refinamiento de grano: el control termomecánico del tamaño de grano ferrítico produce un gran número de fronteras de grano que refuerzan el acero conforme la relación de Hall-Petch [6]. En conjunto, estos mecanismos permiten que los HSLA alcancen resistencias elevadas conservando la ductilidad, lo cual es importante en procesos de conformado automotriz.

El procesamiento típico de los aceros HSLA para maximizar estas propiedades es la laminación controlada mediante procesos termomecánicos (Thermo-Mechanical Controlled Processing, TMCP) [4]. En un ciclo TMCP, representado en la Figura 1, el acero se recalienta inicialmente ( $\sim 1200$  °C) para austenitizar y disolver los precipitados microaleantes preexistentes. Luego se realiza una laminación en caliente en el rango austenítico con reducciones escalonadas: las primeras pasadas a temperaturas elevadas permiten la recrystalización de la austenita, pero las pasadas finales se llevan a cabo por debajo de la temperatura crítica de no-recrystalización ( $T_{nr}$ ) para deformar en el régimen

no recristalizado. Esta deformación en austenita pancaking genera una estructura austenítica aplanada con abundantes sitios de nucleación para la transformación. Después, se aplica un enfriamiento acelerado controlado en la mesa de enfriamiento para transformar rápidamente la austenita en ferrita/perlita fina antes de que crezca excesivamente. Finalmente, el material se enrolla en caliente a una temperatura moderada, lo que permite la precipitación en enfriamiento durante el enrollado de carburos/nitruros ultrafinos en la ferrita. Este tratamiento termomecánico produce una ferrita de grano refinado reforzada con precipitados dispersos.

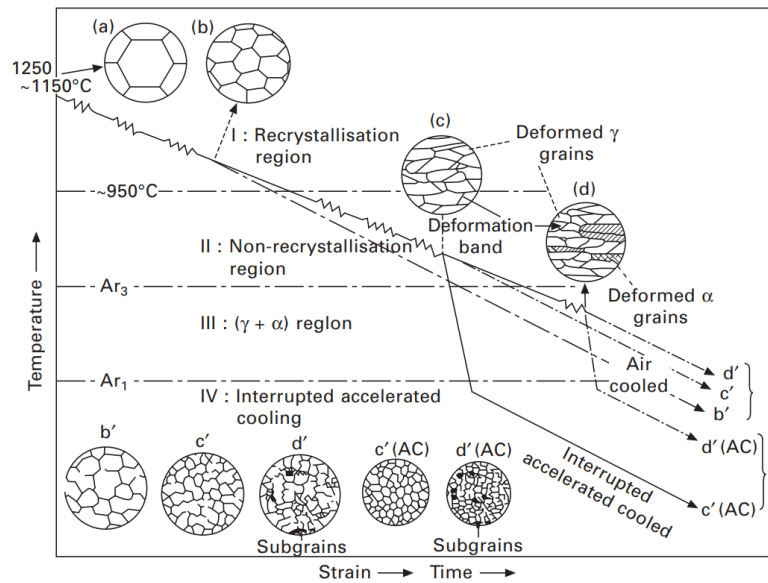


Figura 1. Diagrama que compara los cambios en el tamaño de grano austenítico y forma en el tamaño y forma del grano ferrítico después de diferentes TMCP. Tamaño de grano ferrito para b' 6-12  $\mu\text{m}$ , c' 5-10  $\mu\text{m}$ , d' 4-6  $\mu\text{m}$ , c' (AC) 4-8  $\mu\text{m}$ . Reproducido de [7].

Los precipitados microaleantes juegan múltiples roles metalúrgicos en este proceso: partículas grandes de TiN formadas durante la colada o el recalentamiento actúan como inhibidores del crecimiento de grano austenítico al pinzar sus fronteras (evitando el crecimiento anormal durante el calentamiento) [8], mientras que precipitados más pequeños de NbC o VN precipitados durante o después de la laminación inducen recuperación controlada y retraso de recristalización en la austenita deformada, promoviendo un tamaño de grano más fino tras la transformación ferrítica [5]. Adicionalmente, ciertos precipitados pueden servir como núcleos heterogéneos para la nucleación de ferrita intragranular (p. ej., partículas de TiN o MnS favorecen la nucleación de ferrita acicular en algunos aceros)[4] lo que refina aún más la microestructura. En suma, mediante la microaleación y el TMCP se combinan endurecimientos por precipitación, solución sólida y grano fino para lograr en el HSLA 80 una resistencia comparable a la de algunos aceros de última generación, pero con mejor soldabilidad debido a su bajo carbono y adecuada formabilidad para estampado en frío [4]. Estas características explican su amplia utilización en la industria automotriz en componentes de soporte de carga, donde el HSLA 80 compite ventajosamente gracias a su alta resistencia, buena soldabilidad y formabilidad aceptable, permitiendo reducir el espesor y peso de rieles de

chasis, largueros, refuerzos de carrocería y sistemas de suspensión sin comprometer la seguridad estructural.

### 3.1.2 Punto negativo: la formabilidad de los bordes cizallados.

A pesar de sus ventajas en términos de resistencia mecánica y reducción de peso, algunos aceros microaleados presentan limitaciones importantes en los procesos de conformado, especialmente en relación con la resistencia al agrietamiento en bordes y otros modos de fractura localizada [2], [9]. Este problema es crítico en aplicaciones estructurales de la industria automotriz, como componentes de chasis, suspensión y brazos de control, donde las piezas son comúnmente sometidas a procesos de corte por cizallamiento seguidos de conformado en frío. En estas condiciones, los bordes cortados pueden fisurarse al ser estirados, afectando negativamente la integridad del componente final. En este escenario, la ductilidad de borde (stretch-flangeability) [10] se convierte en una propiedad clave para el diseño y fabricación de piezas complejas mediante prensado. Por ello, este trabajo se centrará en el análisis de los factores que condicionan la formabilidad de los bordes, con especial atención a la microestructura del acero y a la calidad del corte, los cuales influyen directamente en la generación de daño y en la resistencia al agrietamiento durante el conformado.

## 3.2 Aspectos de la formabilidad en los aceros

### 3.2.1 Comportamiento esfuerzo-deformación uniaxial

Para evaluar cómo la deformación afecta la resistencia de los materiales, se utilizan principalmente ensayos de tensión, los cuales deben realizarse de manera consistente y estandarizada. Organizaciones como ASTM, ISO, DIN y JIS han establecido normas para garantizar la correcta interpretación de los resultados [11], [12].

En los ensayos de tensión, una muestra (Figura 2) se coloca entre dos mordazas de una máquina universal que aplica una carga creciente a lo largo del eje longitudinal hasta que el material se fractura. La probeta puede ser cilíndrica o rectangular, y sus dimensiones dependen del estándar utilizado. Durante la prueba, la deformación se concentra en la región central reducida, se mide la carga aplicada con una célula de carga y el alargamiento de la probeta con un extensómetro, generando una curva esfuerzo-deformación [12], [13]. Las fórmulas para calcular el esfuerzo y la deformación de ingeniería son la 1 y la 2 [13], [14].

$$\text{Esfuerzo de ingeniería} = S = \frac{F}{A_0} \quad (1)$$

$$\text{Deformación de ingeniería} = e = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (2)$$

Donde  $A_0$  es el área transversal de la muestra inicial,  $l_0$  es la longitud inicial,  $\Delta l$  es el cambio en la longitud después de que se aplica una fuerza  $F$ .

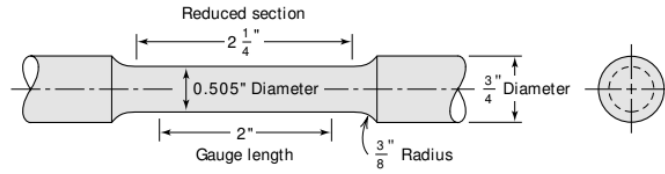


Figura 2. Probeta para ensayo de tensión. Reproducido de [15].

Los parámetros que se utilizan para describir la curva esfuerzo-deformación, representados en la Figura 3, son los siguientes:

- Resistencia de cedencia (RC): es el esfuerzo necesario para iniciar la deformación plástica, relacionado con el deslizamiento de dislocaciones. Debido a la dificultad de determinar con precisión el límite elástico, se utiliza un desplazamiento de 0.2% para establecerlo, trazando una línea paralela a la parte lineal de la curva esfuerzo-deformación. El punto de intersección define el esfuerzo de cedencia [11], [13], [14].
- Resistencia de tensión (RT): Es el punto máximo de la curva esfuerzo-deformación. En materiales dúctiles, la deformación no es uniforme; una región se deforma más que otras, lo que provoca una reducción local del área transversal, conocida como cuello “necking”. Esto sucede porque, al reducirse el área, la fuerza necesaria para continuar la deformación disminuye, lo que provoca una caída en el esfuerzo de ingeniería [11], [13], [14].
- Ductilidad: es la capacidad de un material para deformarse sin fracturarse. Se mide mediante el porcentaje de elongación (ecuación 3), que cuantifica la deformación plástica al medir la distancia entre las marcas de calibración antes y después del ensayo, y el porcentaje de reducción de área, por sus siglas en inglés *ROA* (ecuación 4), que mide el adelgazamiento de la sección transversal de la probeta durante el ensayo [11], [13], [14].

$$E = \frac{l_f - l_0}{l_0} \times 100 \quad (3)$$

$$ROA = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100 \quad (4)$$

Siendo  $l_f$  la distancia entre las marcas de calibración después de que la muestra se rompa,  $A_f$  el área de la sección transversal después de la fractura.

- Módulo de Young: es la pendiente de la zona elástica de la curva esfuerzo-deformación, a esta relación se le conoce como la Ley de Hooke mostrada en la ecuación 5. Este mide la rigidez del material y depende de las fuerzas de enlace entre los átomos [13].

$$E = \frac{S}{e} \quad (5)$$

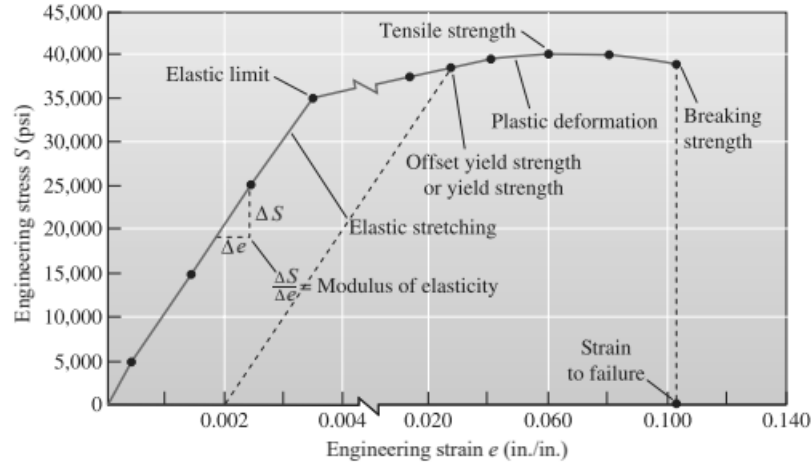


Figura 3 Curva esfuerzo-deformación de ingeniería. Reproducido de [15]

En el ensayo de tensión, a medida que el material se deforma, su área transversal disminuye, lo que reduce el esfuerzo. En el cálculo del esfuerzo y la deformación verdadera, se considera la variación de la geometría del material durante la deformación. Antes de la formación del cuello, los esfuerzos y las deformaciones de ingeniería se relacionan con los valores verdaderos mediante las ecuaciones 6 y 7 [11], [13].

$$\text{Esfuerzo verdadero } \sigma_T = S(1 + e) \quad (6)$$

$$\text{Deformación verdadera } \varepsilon_T = \ln(1 + e) \quad (7)$$

Después del RT, cuando ocurre la deformación en la probeta, las expresiones son:

$$\sigma_T = \frac{F}{A_i} \quad (8)$$

$$\varepsilon_T = \ln \frac{A_i}{A_0} \quad (9)$$

Donde  $F$  es la carga,  $A_i$  es el área instantánea,  $A_0$  es el área inicial.

La respuesta de un material metálico al trabajo en frío se describe mediante el exponente de endurecimiento por deformación (valor  $n$ ), que es la pendiente de la parte plástica de la curva esfuerzo-deformación verdadera. Esta relación sigue la ley de potencias, expresada en la ecuación de Hollomon (ecuación 10) [11], [13], [14].

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (10)$$

Donde  $K$  es el coeficiente de resistencia (el esfuerzo cuando  $\varepsilon = 1$ ), y  $n$  es el exponente de endurecimiento. Los metales experimentan endurecimiento por deformación debido a la interacción y multiplicación de dislocaciones. Un valor  $n$  mayor indica mejor formabilidad durante el estiramiento [11], [13], [14].

Por otro lado, el índice de deformación plástica coeficiente de Lankford ( $r$ ) describe la capacidad del material para deformarse plásticamente durante el estirado, y se asocia con su resistencia al adelgazamiento. Este parámetro se define como la razón entre la deformación verdadera en el ancho y la deformación verdadera en el espesor, de acuerdo con la ecuación 11 [15].

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\ln \frac{w}{w_0}}{\ln \frac{h}{h_0}} \quad (11)$$

Donde  $w$  es el ancho y  $h$  es el espesor de la probeta utilizada, los subíndices 0 corresponden a los valores iniciales de la probeta.

Para caracterizar el comportamiento anisotrópico de láminas metálicas, el valor  $r$  se determina en distintas orientaciones respecto a la dirección de laminación. El parámetro  $rm$  (anisotropía normal promedio) corresponde al promedio ponderado de  $r$  en las tres direcciones, se calcula mediante la ecuación 12.

$$rm = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (12)$$

Asimismo, la anisotropía planar  $\Delta r$  cuantifica la variación de  $r$  con la orientación y se relaciona con la tendencia al oreado durante procesos de embutición (ecuación 13).

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2} \quad (13)$$

Donde  $r_0, r_{45}$  y  $r_{90}$  son los valores del coeficiente  $r$  medidos en probetas sometidas a tensión uniaxial con el eje de carga orientado a  $0^\circ$  (dirección de laminación, RD),  $45^\circ$  y  $90^\circ$  (dirección transversal, TD), respectivamente.

### 3.2.2 Formabilidad global

La formabilidad global se caracteriza por ensayos que permiten a las muestras deformarse en grandes áreas antes de fallar, como el estirado, el embutido profundo y la prueba de Nakajima. El rendimiento del material en estos ensayos depende principalmente de un alto potencial de endurecimiento por trabajo (valor  $n$  elevado), lo que permite distribuir la deformación de manera homogénea. Además del valor  $n$ , la formabilidad global también depende de la elongación uniforme (UE) obtenida en pruebas de tensión o el nivel de la curva de límite de formación obtenido en la prueba de Nakajima. Aunque la elongación total (TE) también se asocia con la formabilidad global, incluye tanto la elongación uniforme como una contribución derivada de la deformación local que ocurre después del cuello [16], [17]

**Curva de Límite de Formabilidad (FLC):** La formabilidad del acero se define como su capacidad para someterse a deformación plástica sin sufrir formación de cuello o fisuras [18]. Existen dos tipos de cuello: el difuso y el local. En el cuello difuso, también conocido como elongación uniforme, la deformación afecta tanto el ancho como el espesor de la pieza y ocurre cuando se alcanza el RT. Por otro lado, en el cuello local, la deformación se concentra en una pequeña zona, afectando solo el espesor y causando adelgazamiento. En una probeta de tensión, primero se presenta el cuello difuso antes de la formación del cuello local, como se muestra en la Figura 4 [11], [19], [20]

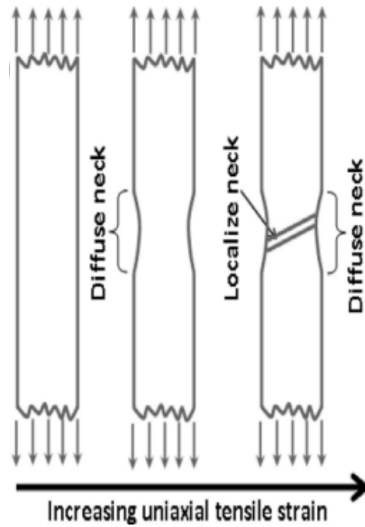
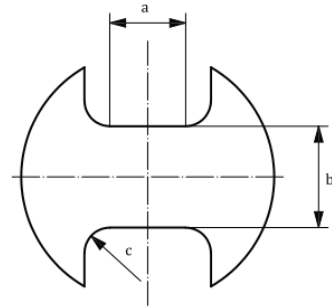


Figura 4. Ensayo de tensión uniaxial, cuello difuso y local. Reproducido de [21]

El acero puede deformarse sin fallar hasta un límite determinado por la Curva de Límite de Formabilidad (FLC, por sus siglas en inglés). Este límite está principalmente asociado con el cuello local y se representa como una curva de la deformación mayor  $\varepsilon_1$  cuando ocurre el cuello local, para todos los valores de la deformación menor  $\varepsilon_2$ . La FLC se divide en dos ramas: la rama derecha, válida para deformaciones mayores y menores positivas, donde las razones de deformación van desde deformación plana hasta estiramiento biaxial completo,  $\alpha = 1$ ; y la rama izquierda, válida para deformaciones mayores positivas y menores negativas, que representa trayectorias de deformación con razones  $\alpha = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1}$  que varían desde tensión uniaxial,  $\alpha = -0.5$  hasta deformación plana,  $\alpha = 0$  [19].

La FLC permite identificar las combinaciones críticas de deformación mayor,  $\varepsilon_1$ , y menor,  $\varepsilon_2$ , que una lámina metálica puede soportar antes de presentar cuello local. Su construcción se basa en ensayos con trayectorias de deformación proporcional, como los métodos de Marciniak (punzón plano) y Nakajima (punzón hemisférico) de acuerdo con la norma ISO 12004 [22]. Se emplean probetas como las de la Figura 5, de diferentes anchos para inducir distintos estados de deformación, incluyendo condiciones uniaxiales, biaxiales y de esfuerzo plano. La zona uniaxial y biaxial se obtienen con probetas con el mismo radio y zona calibrada, mientras que la condición de esfuerzo plano se genera con probetas del mismo ancho que el punzón. Durante la prueba, la deformación se mide mediante técnicas como marcaje electroquímico, correlación digital de imágenes (DIC) o software de análisis de grillado. Los puntos de deformación justo antes del cuello se grafican en el plano  $\varepsilon_1$ - $\varepsilon_2$  para formar el FLC. En aplicaciones industriales, se aplica un margen de seguridad del 10% por debajo de esta curva para evitar fallos durante el conformado, como se indica en la Figura 6 [19], [22].



- a Shaft length.
- b Remaining blank width.
- c Fillet radius.

Figura 5. Geometría de la probeta. Reproducido de [22]

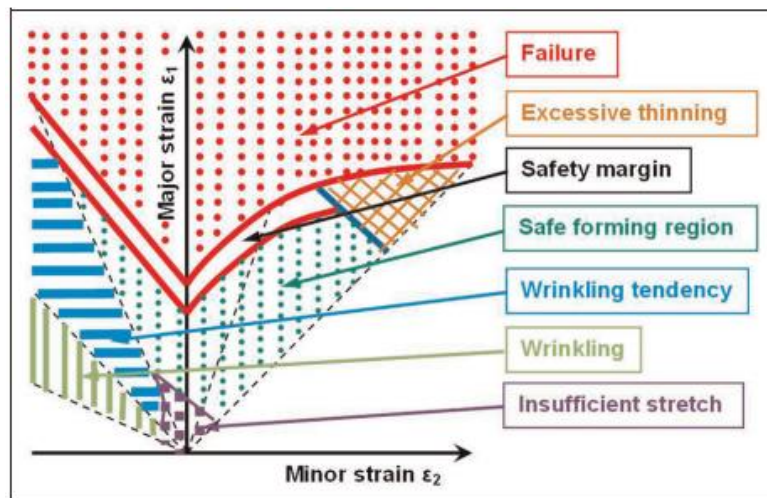


Figura 6. Representación de la FLC indicando zona segura de conformado. Reproducido de [19]

### 3.2.3 Formabilidad local

La formabilidad local se refiere a la capacidad de un material para sufrir deformación plástica en una zona localizada sin fracturarse [18]. Los modos de conformado local incluyen operaciones como el reborde estirado, la extrusión de orificios y las operaciones de doblado con radios estrechos. Las pruebas de formabilidad local incluyen la prueba de expansión de orificio (ISO 16630 [23]) y diversas pruebas de doblado (ASTM E290 [24]) las cuales suelen no ser suficientemente confiables, ya que los resultados pueden verse fuertemente influenciados por la técnica de preparación de las probetas y la subjetividad humana [16], [17]. Como consecuencia, algunos autores han introducido medidas para determinar la formabilidad local basados en la información obtenida en ensayos de tensión, que se encuentran resumidas en la Tabla 1. Estas consisten en medir la reducción de área en especímenes fracturados, en la sección 7.12.3 de la norma ASTM E8[25] se propone la fórmula 14, ya que se asume que el área transversal fracturada tiene una forma parabólica.

$$t_f = t_e = \frac{1}{6}(t_1 + 4t_2 + t_3) \quad (14)$$

Donde  $t_1, t_2$  y  $t_3$  son el espesor proyectado en la superficie de fractura como se muestra en la Figura 7. Se recomienda la medición de estos parámetros con microscopio para mayor precisión.

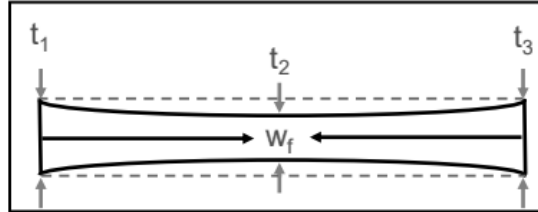


Figura 7. Representación de la superficie de fractura “parabólica”. Recuperada de [16]

Tabla 1. Medidas de la formabilidad local.

Medida	Autor	Fórmula
Deformación verdadera por fractura (TFS)	Hance [16]	$TFS (\varepsilon_f = \ln \left( \frac{A_0}{A_f} \right))$
Deformación de espesor en la fractura	Larour [26]	$e_3 = \frac{t_0 - t_f}{t_0}$
Deformación verdadera del espesor en la fractura ( $\varepsilon_{3f}$ )	Heibel [18]	$\varepsilon_{3f} = \ln \left( \frac{t_0}{t_f} \right)$

De acuerdo con Hance y coaut. El TFS es la deformación verdadera (logarítmica) asociada con la elongación en el momento de la fractura en una longitud calibrada cero ( $e_0$ ), donde  $e_0$  es un valor conceptual del porcentaje de reducción de área (Ecuación 4) ingenieril basado en una longitud calibrada infinitesimal en una prueba de tensión [16],[27].  $A_0$  y  $A_f$  son las áreas transversales antes y después del ensayo, respectivamente, considerando un volumen constante. Entonces, TFS es:

$$TFS = \ln(1 + e_0) = \ln \left( \frac{A_0}{A_f} \right) \quad (15)$$

La deformación de espesor en la fractura [26], denotada como  $e_3$ , entre el espesor original  $t_0$  y el espesor al momento de la fractura  $t_f$ , se define como:

$$e_3 = \frac{t_0 - t_f}{t_0} \quad (16)$$

La deformación logarítmica del espesor se define basándose en  $\ln \left( \frac{t_f}{t_0} \right)$ :

$$\varepsilon_{3,log} = -\ln(1 - e_3) \quad (17)$$

La deformación verdadera por [18] del espesor se define:

$$\varepsilon_{3f} = \ln \left( \frac{t_0}{t_f} \right) \quad (18)$$

Larour y coaut.[26] realizaron una investigación sobre la relación entre la deformación de espesor en la fractura, en porcentaje  $e_3$  y logarítmico  $\varepsilon_{3,log}$  medida en ensayos de tensión y el índice HER (Hole Expansion Ratio) determinado según la norma ISO 16630 [23], en

aceros AHSS y UHSS laminados en frío con resistencias a la tracción entre 600 y 1200 MPa (Figura 8). A través de esta correlación, se identificó que existe una dependencia lineal tanto en formato porcentual como logarítmico entre el valor HER y la deformación en espesor a la fractura, alcanzando un coeficiente de correlación ( $R^2$ ) mayor a 0.6 en condiciones tanto mecanizadas como punzonadas. Se sugiere incluso que la correlación podría mejorar si se considera la dirección transversal en los ensayos. Así, tanto los ensayos de expansión de orificios como los de tensión permiten caracterizar la deformación por adelgazamiento en condiciones de carga uniaxial, siendo útiles para evaluar la formabilidad local.

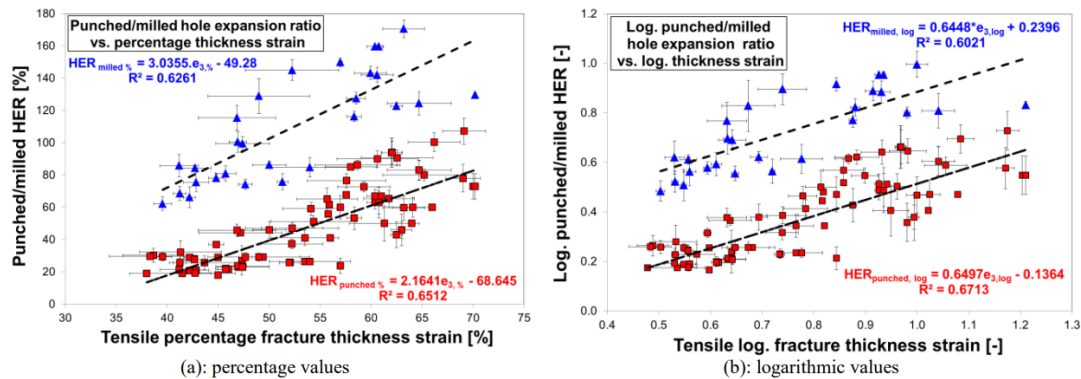


Figura 8. Relación entre HER y deformación absoluta porcentual. Recuperado de [26].

Autores como Heibel y coaut. [18] y Gruenbaum y coaut.[9] encontraron una correlación entre la deformación verdadera en espesor al momento de la fractura ( $\epsilon_{3f}$ ) y el porcentaje de expansión de oficio (HER) en aceros DP y CP >600 MPa como se muestra en la Figura 9, lo cual respalda el uso de  $\epsilon_{3f}$  como parámetro representativo para evaluar de forma cualitativa la sensibilidad al agrietamiento de borde en aceros multifásicos.

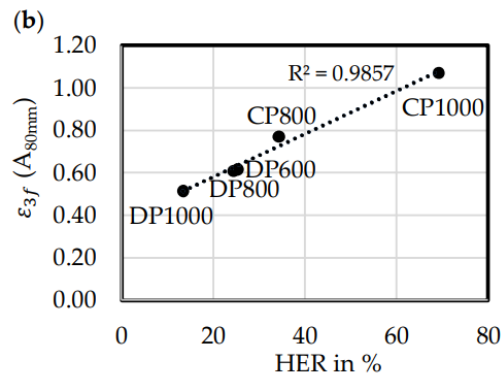


Figura 9. Correlación deformación verdadera en espesor al momento de la fractura ( $\epsilon_{3f}$ ) vs HER. Recuperado de [18].

### 3.2.4 Diagrama de formabilidad local/global (Hance)

Hance desarrolló un sistema con el propósito de clasificar y evaluar la formabilidad de los AHSS. La clasificación de la formabilidad se basa en la relación de deformación

local/global, mientras que la calificación de la formabilidad se basa en el índice de formabilidad ( $F.I.$ ). La relación entre la deformación de fractura verdadera (TFS) y la deformación uniforme verdadera ( $\epsilon_u$ ) es útil para entender las características relativas de conformabilidad intrínseca. Los materiales con valores más altos de TFS se espera que se comporten mejor en condiciones de estiramiento de bordes y doblado con radios cerrados, mientras que los materiales con mayores valores de deformación uniforme (valor  $n$ ), son más adecuados para el conformado y pueden distribuir la deformación de manera más uniforme [16], [28].

La deformación uniforme verdadera se define por:

$$\epsilon_u = \ln \left( 1 + \frac{UE}{100} \right) \quad (19)$$

Donde  $UE$  es el porcentaje de elongación uniforme. La relación formabilidad local/global se define por:

$$\text{Deformacion local/global} = \frac{TFS}{\epsilon_u} \quad (20)$$

Y el índice de formabilidad ( $F.I.$ ) se define por:

$$F.I. = \sqrt{\epsilon_u * TFS} \quad (21)$$

Este índice facilita una medición práctica de la conformabilidad general, considerando tanto la formabilidad local como la global. Los mapas en la Figura 10 muestran cómo la relación de deformación local/global y el índice de formabilidad se utilizan para clasificar y evaluar la conformabilidad. La Figura 10 (a) presenta cuatro regiones delimitadas por líneas discontinuas que representan relaciones específicas de deformación local/global. La línea " $TFS/\epsilon_u = 10$ " indica la "conformabilidad equilibrada", separando arbitrariamente la conformabilidad local y global en el mapa (basado en acero suave:  $TFS/\epsilon_u \sim 10$ ). La Figura 10 (b) muestra cuatro regiones separadas por contornos que representan valores constantes del índice de conformabilidad. Aunque las evaluaciones cualitativas en cada región pueden parecer arbitrarias, reflejan experiencias prácticas de desempeño [16].

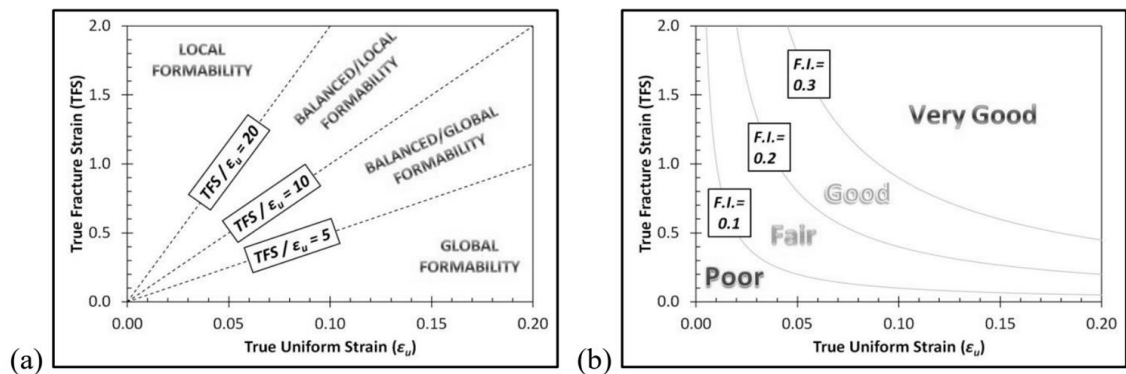


Figura 10. Sistema de clasificación y evaluación de conformabilidad para aceros de alta resistencia avanzada: (a) clasificación según la relación de deformación local/global ( $TFS/\epsilon_u$ ), y (b) evaluación según el índice de conformabilidad ( $F.I.$ ). Reproducido de [16].

### 3.3 Ensayos para evaluar la ductilidad de borde

#### 3.3.1 Ensayo de expansión de orificio

La prueba de expansión de orificio, HET (del inglés, Hole Expansion Test), conforme a la norma ISO 16630 [23], es el único ensayo estandarizado para estimar la ductilidad de borde en materiales metálicos[17]. Este ensayo se divide en dos partes:

1. Perforado: Consiste en perforar una muestra metálica plana, con un claro ( $c$ ) del 12% entre el dado y el punzón ( $c = 12 \pm 2\%$  para espesor  $< 2$  mm y  $c = 12 \pm 1\%$  para espesor  $\geq 2$  mm). El orificio debe ubicarse en el centro de la probeta y tener un diámetro de 10 mm. La probeta debe medir, como mínimo, 45 mm desde el centro del agujero hasta los bordes. En el caso de que la probeta tenga más de un agujero, la distancia entre ellos debe ser superior a 90 mm. La representación de la probeta se muestra en la Figura 11 [23].

El claro se define por:

$$c = \frac{d_d - d_p}{2t} \times 100 \quad (22)$$

$c$  = claro, expresado en porcentaje

$d_d$  = es el diámetro interior del dado, en mm

$d_p$  = es el diámetro del punzón, mide 10 mm

$t$  = espesor de la probeta, en mm

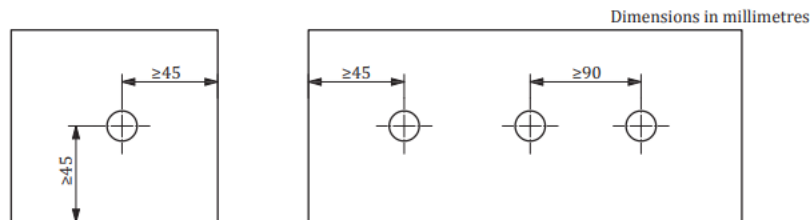


Figura 11. Probeta para ensayo de expansión de orificios. Recuperado de [23].

2. Expansión: En esta fase, la probeta se sostiene y se somete a una expansión del agujero mediante un punzón cónico con un ángulo de  $60^\circ$  (Figura 12). La expansión se detiene cuando el operador detecta la aparición de una grieta que atraviesa el espesor de la lámina. Esta grieta debe tener una abertura máxima de 0.1 mm en el diámetro interior.

Al finalizar el ensayo, se mide la proporción de expansión del orificio (Hole Expansion Ratio, HER)

$$\lambda = \frac{D_h - D_o}{D_o} \times 100 \quad (23)$$

$\lambda = \text{HER}$

$D_0 =$  diámetro del hueco original (10 mm)

$D_h =$  diámetro después de la ruptura

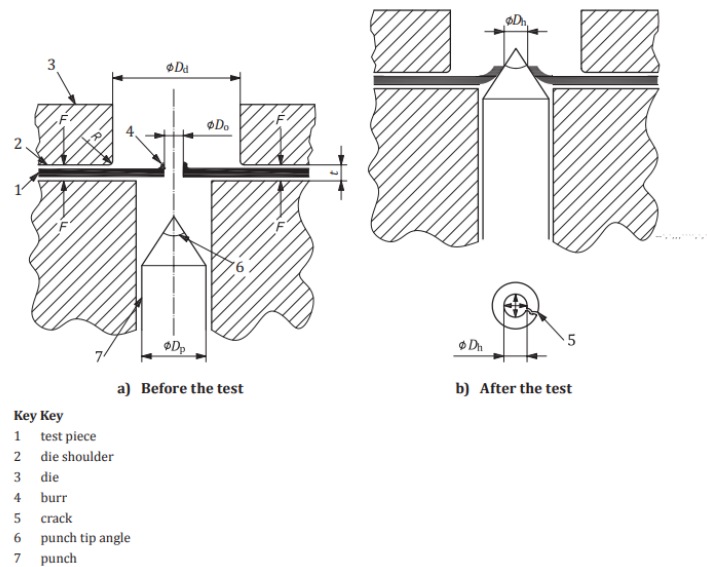


Figura 12. Expansión de la probeta perforada. Recuperado de [23].

### 3.3.2 Otros métodos no estandarizados

La evaluación de la ductilidad de borde o sensibilidad de agrietamiento de borde (Edge Crack Sensitivity, ECS) en aceros avanzados de alta resistencia ha adquirido gran relevancia recientemente. Como se mencionó anteriormente, el HET es el único ensayo estandarizado para su evaluación, sin embargo, este ha sido criticado por la dispersión y variabilidad de sus resultados, esto ha impulsado el desarrollo de los ensayos alternativos resumidos en la Tabla 2. Estos métodos difieren en la geometría de la probeta, estado de tensión aplicado, presencia de fricción y técnicas de medición de deformación. Destaca especialmente la correlación digital de imágenes (DIC), técnica que mide con precisión y localización las deformaciones mediante un patrón moteado registrado digitalmente durante la prueba, obteniendo como variable de salida la deformación máxima ( $\epsilon_1$ ) [29], [30].

En la Figura 13 se presentan ensayos que generan deformaciones biaxiales/multiaxiales, algunos derivados del HET, como el HET con punzón Nakajima [31] Y KWI con punzón cilíndrico [32], ambos asistidos por DIC, que reduce la variabilidad de resultados por el uso de un sistema de cámaras. El Collar Forming Test (CFT) [33], [34], basado en la norma DIN 8484-5, permite flexibilidad mediante el uso de diversos punzones. El Diabolo Test [35] ofrece tensión plana definida y reproducible. El Half Dome Test [36] simula el proceso de conformado de bordes real, además de presentar robustez. No obstante, estos métodos presentan limitaciones como la falta de estandarización, fricción inevitable en el

borde, dependen de una adecuada mano de obra, elevados gradientes de deformación generando resultados menos objetivos y herramental costoso o difícil de conseguir [37].

En contraste, métodos basados en tensión uniaxial (Figura 14) como el Edge-Fracture-Tensile Test (EFTT) [37], Sheared Edge Tension Test [32] y el Open Hole Tensile Test (OHTT) o Kobe Test [29], [30], [32], [38] (derivado de normas para materiales compuestos), brindan condiciones ideales de evaluación, sin fricción y con deformaciones uniformes, resultando en mediciones más claras, reproducibles y comparables. Estos métodos permiten diferenciar claramente fallas generales del material de aquellas específicamente inducidas por la sensibilidad del borde cizallado, siendo ideales para aplicaciones industriales prácticas.

Tabla 2. Ensayos no estandarizados para medir ECS.

Ensayo	Probeta	Descripción	DIC	Variable Obtenida
KWI Test	Igual a HET	Igual a HET, pero la expansión es con punzón cilíndrico. Se obtiene tensión cuasi-uniaxial	Sí	HER
HET con punzón Nakajima y DIC	Similar a HET, con orificio punzonado (20 mm)	Igual a HET, pero la expansión es con punzón esférico (Nakajima) con diámetro de 100 mm	Sí	HER, $\epsilon_1$
Collar Forming Test (CFT)	Similar a HET, con orificio punzonado (50 mm)	Igual al HET, con se puede usar punzón esférico, cónico o plano	No	HER, altura del collar
Diabolo Test	Rectangular con borde cizallado	Deformación con punzón tipo diábolo en tensión plana, se detiene cuando detecta adelgazamiento	Sí	$\epsilon_1$
Half Dome Test	Rectangular con borde cizallado	Conformado con punzón hemisférico (tipo domo)	Sí	$\epsilon_1$
Open Hole Tensile Test (OHTT)	Rectangular con orificio central cizallado (10 mm)	Ensayo de tensión uniaxial	Sí	$\epsilon_1$ , esfuerzo a la fractura

Edge-Fracture-Tensile Test (EFTT)	Rectangular, un borde cizallado, otro fresado	Ensayo de tensión uniaxial	Sí	$\epsilon_1$ , $K_{ec}$ (Edge Crack Sensitivity Factor)
Sheared Edge Tension Test	Rectangular con bordes cizallados	Ensayo de tensión uniaxial	No	SELS (Sheared Edge Limit Strain)

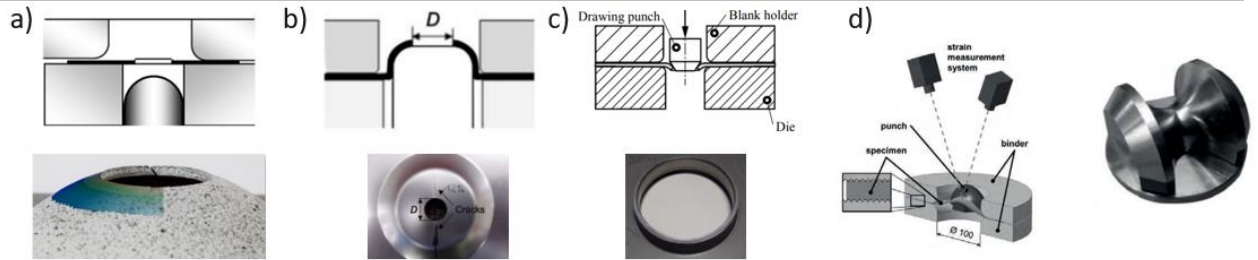


Figura 13. Ensayos que generan deformaciones biaxiales/multi-axiales a) HET punzón Nakajima [31]; b) KWI test [32]; Collar [31], [33]; Diabolo [35]

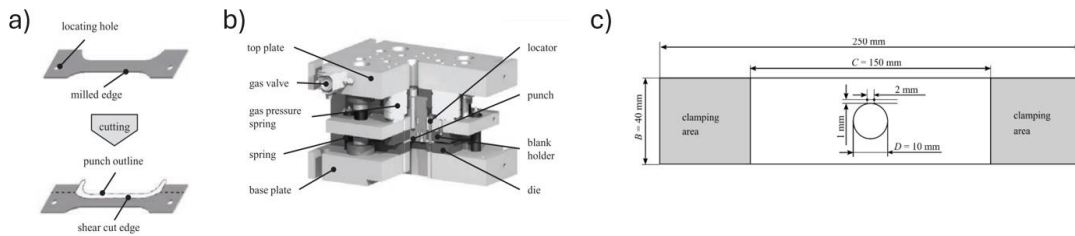


Figura 14. Ensayos con deformación uniaxial a) Probeta EFTT; b) Herramienta para cortar bordes en EFTT [39]; c) probeta OHTT[38]

Ningún método aún es completamente bajo dispersión, fácil estandarización y detalle local sin requerir equipamiento complejo. El HET ISO 16630 [23] es la referencia normativa para la ductilidad de borde, pero su integración con DIC (y variantes Nakajima) mejora su precisión. Las pruebas basadas en tracción uniaxial pura (EFTT) ofrecen un estado de carga limpio y resolución espacial óptima de  $\epsilon$  locales, aunque su disponibilidad está restringida a laboratorios especializados. La tendencia actual es combinar métodos normados con técnicas avanzadas de DIC para obtener tanto una métrica global ( $\lambda$ ) como un mapa detallado de deformación local, indispensable para optimizar parámetros de corte y predecir grietas de borde en aceros avanzados.

## 3.4 Ductilidad en bordes cizallados

### 3.4.1 Corte por cizalla

La ductilidad de borde es la capacidad del acero para ser conformado sin fracturarse ni adelgazarse en la zona del borde cizallado. En los aceros de alta resistencia, esta propiedad es limitada, lo que dificulta su conformado después de operaciones de corte. En la industria automotriz, el punzonado o troquelado son comunes en la preparación de blancos, lo que representa un punto de partida desafiante para los procesos de estampado [40]. El corte por cizalla ocurre en varias etapas (Figura 15): contacto inicial del punzón, deformación elástica y plástica, inicio del cizallamiento con formación de grietas, perforación completa y desprendimiento de la pieza cortada [41]

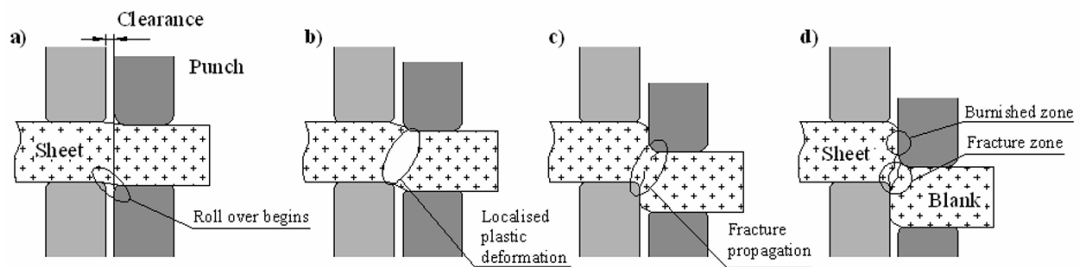


Figura 15. Pasos del corte por cizallamiento, a) contacto, b) etapa de intrusión, c) etapa de fractura, d) separación final. Recuperado de [42].

Durante el corte, las fuerzas implicadas (Figura 16) incluyen componentes verticales  $F_V$  y horizontales  $F_H$  concentradas en una pequeña área cerca del borde cortado. Estas fuerzas generan un momento de flexión, lo que puede causar inclinación en la pieza de trabajo, compensado por esfuerzos de contraflexión. La fricción ( $\mu F_V$  y  $\mu F_H$ ) incrementa adicionalmente la presión y fuerza requeridas. Estas fuerzas pueden calcularse utilizando fórmulas específicas relacionadas con la geometría del corte y propiedades del material [41]. Cuando el punzón y el dado son planos y el punzón tiene los ángulos adecuados, la fuerza requerida en el proceso se puede calcular con la fórmula:

$$F = LtS_s \quad (24)$$

El esfuerzo de compresión del punzón se puede calcular por la formula:

$$S_p = \frac{F}{A_p} \quad (25)$$

Donde  $F$  es la fuerza requerida para el troquelado,  $L$  es la longitud total del corte (perímetro),  $t$  es el espesor del acero,  $S_s$  es el esfuerzo cortante del material y  $A_p$  es el área transversal del punzón [41].

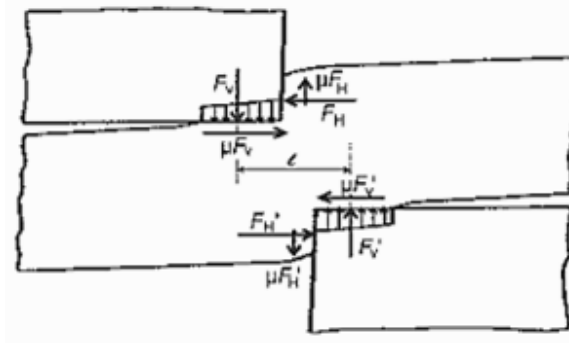


Figura 16. Distribución de fuerzas en la pieza de trabajo durante el corte por cizallamiento. Recuperado de [41].

La calidad del borde resultante se evalúa generalmente por las zonas de la Figura 17: doblez (deformación plástica), zona de corte (área lisa generada durante el cizallamiento), fractura (zona rugosa causada por grietas), rebaba (resultado de deformación plástica excesiva), profundidad de penetración de grieta, y cizallamiento secundario (resultado de grietas incompletas). La proporción y calidad de estas zonas dependen de factores críticos como el claro entre el punzón y matriz, propiedades del material y radio del punzón. Para mejorar la calidad del corte, es preferible una mayor zona de corte y menor rebaba [41].

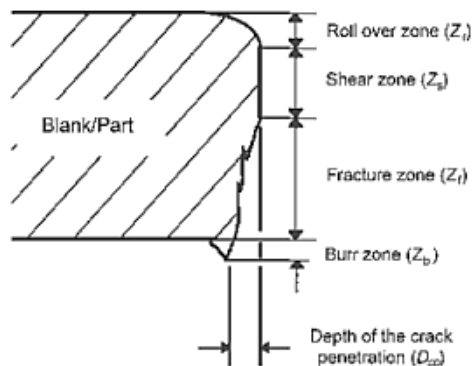


Figura 17. Zonas de un borde cizallado. Recuperado de [41].

Factores como el claro entre matriz y punzón, desgaste y geometría de las herramientas, y las propiedades mecánicas del acero tienen gran influencia en la calidad del corte. Ajustar estos factores adecuadamente es clave para minimizar el deterioro de herramientas, optimizar la calidad del borde y reducir la fuerza máxima requerida durante el proceso [11], [41].

Durante el troquelado, se registra una curva de carga-desplazamiento que refleja las etapas del proceso, como se muestra en la Figura 18:

1. Deformación elástica: el material responde elásticamente al contacto inicial del punzón.
2. Deformación plástica y endurecimiento: al superar el límite elástico, el material fluye plásticamente, generando un endurecimiento por deformación que aumenta la fuerza de corte, aunque aún no se ha iniciado el cizallamiento.

3. Inicio del cizallamiento: la presión impide el flujo plástico, comienza el corte efectivo y la sección transversal se reduce, disminuyendo progresivamente la fuerza requerida.
4. Fractura final: cuando las grietas se encuentran, ocurre una fractura total y la pieza se separa completamente, reduciendo rápidamente la fuerza de corte [41].

Para disminuir la fuerza máxima requerida durante el proceso, se recomienda utilizar diseños específicos de punzones, como geometrías escalonadas o con ángulos en los bordes, distribuyendo la carga en mayor profundidad [41].

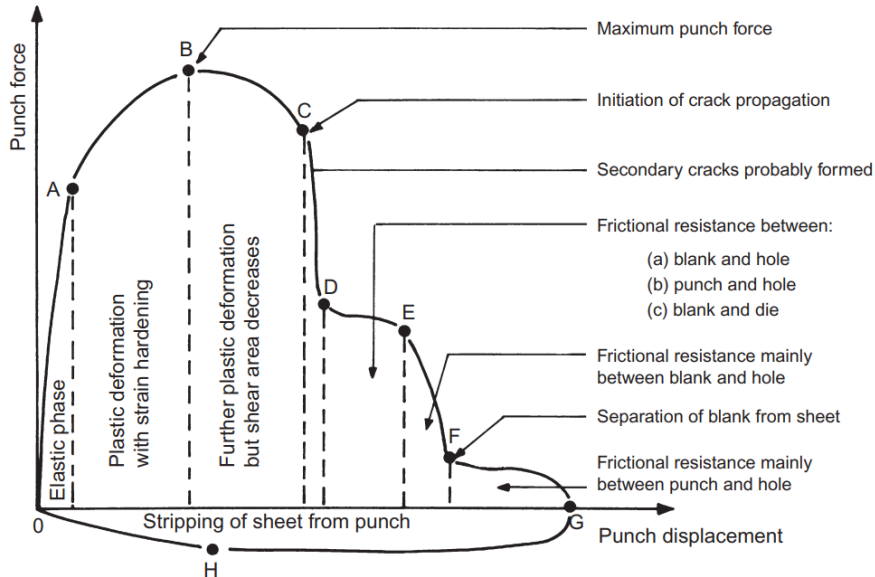


Figura 18. Grafica carga-desplazamiento en el proceso de troquelado. Reproducido de [43]

### 3.4.2 Mecanizado no tradicional (NTM)

Desde la Segunda Guerra Mundial, se han desarrollado procesos de mecanizado no tradicional (NTM, por sus siglas en inglés) para abordar limitaciones de los métodos convencionales. Estos procesos permiten trabajar con materiales de alta dureza o frágiles, obtener acabados precisos y fabricar geometrías complejas, aunque suelen tener menor velocidad de avance y mayor consumo energético. El NTM se clasifica en cuatro tipos según el mecanismo de remoción [44].

1. Químico: Reacción química entre un reactivo líquido y la pieza de trabajo, que produce grabado.
2. Electroquímico: Reacción electrolítica en la superficie de la pieza de trabajo que elimina material.
3. Térmico: Altas temperaturas localizadas que evaporan el material.
4. Mecánico: Abrasivos o líquidos a alta velocidad que eliminan material.

Uno de los métodos más representativos es el mecanizado por descarga eléctrica (EDM) mostrado en la Figura 19, que remueve material mediante chispas eléctricas entre un electrodo y una pieza conductora sumergida en fluido dieléctrico. Este proceso, desarrollado formalmente en los años 40, permite erosionar el material sin contacto físico,

generando cráteres y virutas esféricas. Existen dos variantes principales: EDM por penetración, donde el electrodo tiene la forma deseada, y EDM por hilo, que corta el material con un alambre conductor guiado por CNC. Aunque es un proceso lento y puede generar una zona afectada por el calor, es ampliamente utilizado para fabricar troqueles y componentes de alta precisión debido a su capacidad de mecanizar materiales complejos sin rebabas ni distorsiones [44].

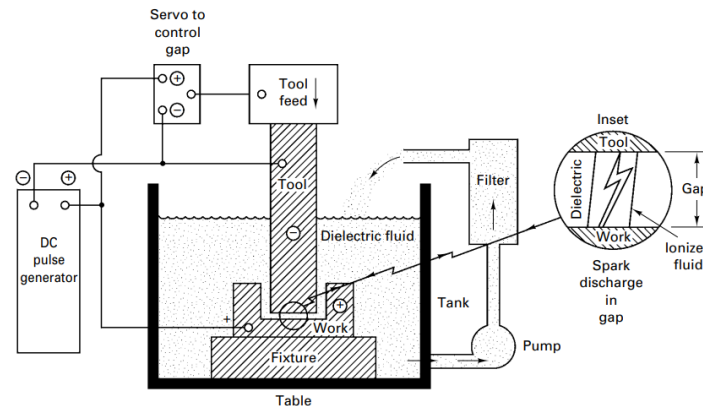


Figura 19. Mecanizado por EDM o por erosión por chispa de metal, utilizando descargas de chispas de alta frecuencia en un dieléctrico, entre la herramienta conformada (cátodo) y la pieza de trabajo (ánodo). La mesa puede realizar movimientos en X–Y. Recuperado de [44].

### 3.4.3 Influencia de la zona afectada por el cizallamiento (SAZ)

La Zona Afectada por el Cizallamiento (SAZ) es la región adyacente al borde cortado que experimenta deformación plástica significativa y endurecimiento por trabajo debido al contacto entre el punzón y la matriz durante el proceso de cizallado. El impacto de la SAZ en la formabilidad de borde se atribuye principalmente a tres factores: rugosidad superficial e imperfecciones, deformación plástica con endurecimiento, y nucleación y crecimiento de microvacíos durante el proceso de corte. El material endurecido en la SAZ facilita la nucleación prematura de microvacíos, que crecen rápidamente al aplicar cargas de tensión como en ensayos de expansión de orificio [45]. La profundidad de la SAZ puede determinarse mediante distintos métodos: (1) distancia desde la superficie cortada hasta donde la dureza no incrementa por el cizallado, (2) distancia hasta donde el límite de estirado del borde cortado iguala al del material, o (3) distancia desde la superficie cortada hasta donde el cizallado no ha aumentado la deformación principal [46]. La profundidad de la SAZ depende del espesor y grado del acero. Por ejemplo, en aceros de doble fase observaron que el DP780 (1.5 mm) alcanza la dureza del material base a 0.5 mm del borde cortado, mientras que el DP600 (1.8 mm) lo hace a 0.9 mm, debido a diferencias en sus microestructuras (fracciones de ferrita y martensita) [45]. Finalmente, la presencia de una SAZ altamente endurecida afecta negativamente la trayectoria de deformación durante pruebas de expansión de orificio, limitando la formabilidad local y disminuyendo los valores de HER. Eliminar la SAZ aumenta notablemente la formabilidad, aunque esto implicaría incrementos significativos en costos industriales [46] [47].

### 3.4.4 Revisión de investigaciones previas respecto a los efectos de la condición de borde en la capacidad de ductilidad de borde

Diversos estudios han demostrado que la condición del borde después del corte tiene impacto en la capacidad de expansión de borde de los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS). En el trabajo de [20], se comparó el efecto del método de corte en un acero ferrita-martensita (FM) de 3.8 mm de espesor y un acero ferrita-bainita (FB) de 3.3 mm. Se observó que los bordes generados por punzonado, los cuales presentan una zona afectada por el corte (SAZ), mostraron mayor daño y una respuesta menos dúctil. En contraste, los bordes obtenidos por perforación (sin SAZ) no presentaron indicios de daño y alcanzaron valores superiores del índice de expansión de orificio (HER), lo que resalta la ventaja de métodos de corte que minimizan el daño inducido. Sin embargo, incluso bajo condiciones libres de daño previo, se identificaron diferencias en el HER entre aceros con distinta microestructura, lo que evidencia que las características metalúrgicas del material también juegan un papel determinante en la ductilidad de borde.

En un estudio posterior [48], se propuso evaluar la ductilidad de borde comparando el HER real, obtenido mediante punzonado, con el HER intrínseco ( $HER_0$ ), determinado a partir de orificios realizados por mecanizado por descarga eléctrica (EDM), libre de daño mecánico. Esta metodología fue aplicada a aceros de fase compleja (CP) y martensítico (MT) bajo diferentes condiciones metalúrgicas. Los resultados mostraron que el  $HER_0$  se correlaciona con la ductilidad en dirección transversal (TD), lo que sugiere que la iniciación de grietas está vinculada a fenómenos de cavitación inducida por deformación plástica.

### 3.4.5 Revisión de estrategias metalúrgicas para mejorar la ductilidad de borde en aceros

La microestructura de los aceros juega un papel determinante en su capacidad para resistir la formación y propagación de daño localizado durante procesos de conformado en frío, como lo es la expansión de orificios. A pesar de que muchas investigaciones han enfocado sus análisis en propiedades mecánicas convencionales RC o RT, diversos estudios han mostrado que estas no predicen la ductilidad local de los materiales [49], [50]. Este capítulo sintetiza los hallazgos relevantes en la literatura respecto a los efectos de las fases presentes, la segregación química, la presencia de inclusiones no metálicas y los precipitados, así como las estrategias metalúrgicas propuestas para optimizar el HER.

#### **1. Influencia de las fases y su distribución**

La proporción y morfología de las fases constituyentes, como ferrita, martensita, bainita y austenita retenida, tienen un impacto directo en la capacidad de expansión de orificios. Pushkareva y coaut. [49] demostraron que en aceros DP con alta fracción de martensita

(>60 %), obtenidos mediante recocido intercrítico seguido de temple y revenido, es posible alcanzar valores elevados de HER (hasta 77 %), siempre que se controle adecuadamente el tratamiento térmico. Se observó que temperaturas de recocido más altas permiten combinar alta resistencia a la tracción (>1.400 MPa) con una mejor ductilidad de borde, destacando la importancia del equilibrio microestructural para lograr una buena conformabilidad sin comprometer la resistencia.

En aceros CP, donde la bainita es la fase predominante, se ha encontrado que una microestructura homogénea mejora significativamente el HER. En particular, se reportaron valores de hasta 106 % cuando la bainita representaba el 85 % de la microestructura, con baja presencia de ferrita y fase martensita [10]. En contraste, aumentos en la fracción de ferrita o MA resultaron en disminuciones progresivas del HER, lo que se atribuye a la heterogeneidad mecánica entre fases y a la generación de concentraciones de tensión en los límites de fase.

Comparaciones entre aceros DP1000 y CP1000 refuerzan esta conclusión: el CP1000, con una estructura más homogénea y rica en bainita (93.5 %), mostró menor sensibilidad al estado de esfuerzo y menor acumulación de daño, mientras que el DP1000, con martensita distribuida en una matriz ferrítica, presentó nucleación de vacíos en los límites de fase y mayor vulnerabilidad al agrietamiento [51].

Adicionalmente, estudios microestructurales después del punzonado han mostrado que, en aceros DP, el daño se localiza preferentemente en los bordes de los granos de ferrita y martensita, donde se concentran tensiones y se generan cavidades nucleadas por incompatibilidad plástica. En comparación, aceros CP con una microestructura más uniforme presentaron menor acumulación de daño en el borde y mayor HER, confirmando que la distribución homogénea de fases duras reduce la sensibilidad a defectos generados durante el corte [50].

Otra variable clave es la morfología de la martensita. Estudios sobre aceros DP con distintos niveles de microaleación y tratamientos térmicos indicaron que morfologías desfavorables, como la martensita tipo “collar de perlas”, disminuyen significativamente el HER [52].

## **2. Segregación y bandas de composición**

La segregación química, tanto regional como a lo largo del espesor de la lámina, puede originar bandas microestructurales de diferente resistencia, afectando negativamente la ductilidad de borde. Un estudio que evaluó aceros con distintos contenidos de carbono (0.064 % a 0.101 %) reveló que la segregación de C y Mn en zonas a 1/4 del espesor induce la formación de bandas de perlita y ferrita, con diferencias marcadas de dureza entre ellas, favoreciendo la delaminación durante la expansión de orificios. Estas bandas no se eliminan completamente mediante tratamiento térmico convencional. Sin embargo, la aplicación de un tratamiento de homogeneización a 1300 °C durante 3 horas logró eliminar la segregación de carbono. Se recomendó también el uso de microaleantes como Ti y Nb para formar carbonitruros estables que mitiguen los efectos de la segregación y mejoren la homogeneidad, así como disminución en el contenido de carbono [53].

### **3. Inclusiones no metálicas**

Las inclusiones duras, como óxidos complejos ( $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ ) y sulfuros de manganeso ( $\text{MnS}$ ), han sido identificadas como sitios críticos para la nucleación de vacíos durante la expansión de orificios [10], [51], [54]. Los  $\text{MnS}$ , especialmente cuando presentan morfología elongada y alineación en la dirección de laminación, promueven la iniciación de grietas bajo tensiones localizadas. Su efecto es más severo cuando se encuentran en microestructuras heterogéneas o adyacentes a fases duras. En consecuencia, su control en tamaño y forma mediante la adición de Ca es clave para mejorar la resistencia al agrietamiento.

### **4. Precipitados y elementos microaleantes**

Los elementos microaleantes como Nb y Ti influyen tanto en la precipitación como en la evolución microestructural durante el procesamiento térmico. Si bien su presencia puede ser beneficiosa para el refinamiento de grano y el fortalecimiento por precipitación, su uso inadecuado puede generar efectos adversos en la ductilidad de borde. Por ejemplo, en [54], los aceros aleados con Ti presentaron menor tamaño de cavidades, distribución más uniforme de grietas y mayor HER respecto a los aceros con Nb, que también promovió la formación de colonias texturales con granos orientados en la misma dirección cristalográfica, lo cual facilitó la propagación de grietas. En cambio, el uso combinado de Ti y Nb permitió obtener una microestructura más refinada y sin colonias alargadas, alcanzando el mejor HER (205 %) al balancear las ventajas de ambos elementos. Asimismo, la cantidad de Nb debe ser cuidadosamente optimizada. En [52], donde se hicieron estudios en aceros DP con diferentes concentraciones de microaleantes se observó que 200 ppm de Nb mejoraron la HER por refinamiento de grano, mientras que 400 ppm deterioraron la ductilidad debido a una mayor conectividad entre martensita fina y menor elongación total.

Los nitruros de titanio ( $\text{TiN}$ ), por su parte, representan una clase particular de precipitados duros que pueden comportarse como inclusiones perjudiciales si no se controlan adecuadamente. Se ha observado que  $\text{TiN}$  con tamaños grandes o formas irregulares tienden a fracturarse durante la expansión del borde, actuando como núcleos de daño y facilitando la nucleación de grietas [10],[54]. Su efecto negativo puede mitigarse mediante el control del tamaño del precipitado a través de la cinética de enfriamiento, y manteniendo bajos niveles de nitrógeno y titanio libre.

## 4. Procedimiento experimental

El presente trabajo experimental se diseñó con el objetivo de estudiar la influencia de las propiedades mecánicas, microestructura y método de corte sobre la capacidad de expansión de orificios en un acero HSLA 80. A continuación, se describen los procedimientos aplicados para la caracterización del material, los ensayos mecánicos y metalográficos, y las pruebas específicas de ductilidad de borde.

Tabla 3. Tabla resumen de experimentos

<b>Etapa</b>	<b>Objetivo</b>	<b>Procedimiento resumido</b>	<b>Normas / Equipos</b>	<b>Salidas</b>
Selección de lotes	Definir matriz experimental	4 lotes HSLA 80 representativos	SAE J2340 (referencia)	Lotes 1–4
Caracterización inicial	Describir condición metalúrgica base	MO/MEB/EDS para fases, grano, segregación/precipitados; evaluación de inclusiones; microdureza base	ASTM E562, E112, E45; MO + MEB/EDS	Microestructura a base
Ensayo de tensión	Medir propiedades mecánicas	Tensión 0°, 45°, 90° + fractografías	ASTM E8; máquina universal, estereoscopia	RC, RT, EU, E%, ROA, TFS
Preparación del borde	Comparar métodos de corte	Orificios por punzonado vs EDM; punzonado interrumpido (8%, 23%, 100%) y SAZ A/B/C	ISO 16630; EDM	Bordes con/sin daño + curvas F-d (punzonado)
Expansión de orificio	Ductilidad de borde	Expansión con punzón cónico, detección de grieta, cálculo HER	ISO 16630; VideoXtens	HER + curvas F-d
Caracterización final	Relacionar daño–SAZ–HER	Metalografía/MEB/fractografía en bordes y fracturas; mapas/perfiles de microdureza en SAZ	MO + MEB; HV0.2	Analizar SAZ + modo de fractura

## 4.1 Selección de materiales

El material evaluado corresponde a un acero HSLA 80 con espesor nominal de 4.2 mm. La composición química de referencia se presenta en la Tabla 4. Todos los materiales fueron procesados en el mismo laminador en caliente, equipado con siete castillos en el molino acabador, bajo condiciones controladas de temperatura de acabado de 880 °C y temperatura de enrollado de 620 °C. La selección de muestras se realizó con base en la especificación SAE J2340 – 550X [55] para aceros HSLA laminados en caliente. Esta norma establece como referencia una resistencia a la cedencia (RC) en el rango de 550-680 MPa, una resistencia última a la tensión (RT) mínima de 620 MPa y una elongación total (E%) mínima de 18%, evaluadas conforme a la norma ASTM E8[25] en dirección longitudinal. Bajo este criterio, se seleccionaron cuatro rollos representativos que cubren el límite superior, inferior y valores intermedios de las propiedades mecánicas, con el propósito de analizar su influencia en la ductilidad de borde. Los materiales seleccionados se presentan en la Tabla 5.

Tabla 4. Composición química.

% C		% Mn		% Al + Si		% Nb+V+Ti	
Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max
0.07	0.1	1.43	1.55	0.03	0.25	0.16	0.2

Tabla 5. Propiedades mecánicas de los lotes seleccionados.

Lote	RC (MPa)	RT (MPa)	EU %	E %
1	592	658	13	24
2	552	652	10	20
3	660	724	6	6
4	625	674	8	20

## 4.2 Técnicas de caracterización

Con el fin de analizar la microestructura y el comportamiento del acero HSLA 80 antes y después de los ensayos mecánicos, se aplicaron diversas técnicas de caracterización microestructural y mecánica. Esta sección describe los métodos utilizados, los equipos empleados y los estándares normativos que guiaron su ejecución.

### 4.2.1 Preparación metalográfica

Las muestras fueron embebidas en resina, desbastadas con lijas de carburo de silicio de grano decreciente y posteriormente pulidas con abrasivo de suspensión de diamante hasta obtener un acabado espejo. En los casos requeridos, se realizó ataque químico con una solución de Nital al 3 % con el objetivo de resaltar los contornos de grano, las fases presentes y defectos asociados al proceso de corte o deformación.

#### 4.2.2 Microscopía óptica (MO)

La observación de las muestras se realizó con un microscopio óptico digital Olympus BX53. Se emplearon aumentos de 50×, 200×, 500× y 1000×, según la resolución requerida. La cuantificación de fases se realizó mediante conteo de puntos conforme a la norma ASTM E562 [56] a una magnificación de 500X, mientras que el tamaño de grano se determinó según ASTM E112 [57]. La evaluación de inclusiones no metálicas se llevó a cabo siguiendo los lineamientos de ASTM E45 [58].

#### 4.2.3 Microscopia electrónica de barrido (MEB)

Para observaciones de mayor resolución y análisis puntual de composición, se utilizó un microscopio electrónico de barrido JEOL IT-3000LV en modo de alto vacío. Las imágenes fueron capturadas con detectores secundarios (SE) y retrodispersados (BSE). Adicionalmente, se realizó espectroscopía de dispersión de energía de rayos X (EDS) con el fin de identificar la composición química de los precipitados y segregaciones presentes en el acero. El análisis EDS se efectuó a un voltaje de 10 kV, utilizando el método de cuantificación eZAF Smart Quant Results.

#### 4.2.4 Medición de microdureza

Las mediciones de microdureza se realizaron con un microdurómetro Wilson VH3300, empleando indentaciones tipo Vickers (HV) con una carga de 0.2 kgf (HV0.2). Según el propósito del análisis, se utilizaron tanto perfiles lineales como mapeos bidimensionales en forma de rejilla. La configuración de los patrones de indentación se llevó a cabo mediante el software DiaMet, que también permitió posicionarlos con precisión sobre zonas de interés, incluyendo superficies con geometría irregular mediante herramientas de escaneo de contorno.

#### 4.2.5 Fractografía

Se emplearon técnicas de fractografía para examinar las superficies de fractura generadas en los distintos ensayos mecánicos y procesos de corte. Las observaciones se realizaron mediante microscopía óptica (Zeiss Smartzoom 5), estereoscopia (Zeiss Stemi 2000-C) y microscopía electrónica de barrido (JEOL IT-3000LV), seleccionando el equipo según el nivel de detalle requerido. El análisis se efectuó directamente sobre las superficies de fractura expuestas después de los ensayos, sin necesidad de preparación metalográfica. Las muestras únicamente fueron seccionadas cuando fue necesario ajustar su tamaño al campo de observación del equipo. En cada caso, se eligieron zonas representativas de la fractura con el fin de identificar características morfológicas asociadas a los mecanismos de falla y al historial de deformación del material.

### 4.3 Caracterización del material base

La caracterización inicial del acero HSLA 80 tuvo como objetivo documentar su condición metalúrgica en el estado de entrega, antes de cualquier deformación mecánica o proceso de corte. Para ello, se extrajeron muestras en orientación longitudinal y transversal, considerando distintas posiciones a lo largo del espesor de la lámina (cara superior, centro y cara inferior) como se muestra en la Figura 20.

Las muestras fueron preparadas según los procedimientos detallados en la Sección 3.2. Se realizaron observaciones por microscopía óptica y MEB para identificar la morfología de las fases, el tamaño de grano y la distribución de inclusiones. Se aplicaron los métodos normalizados para cuantificación de fracciones de fase, análisis de inclusiones y evaluación del tamaño de grano.

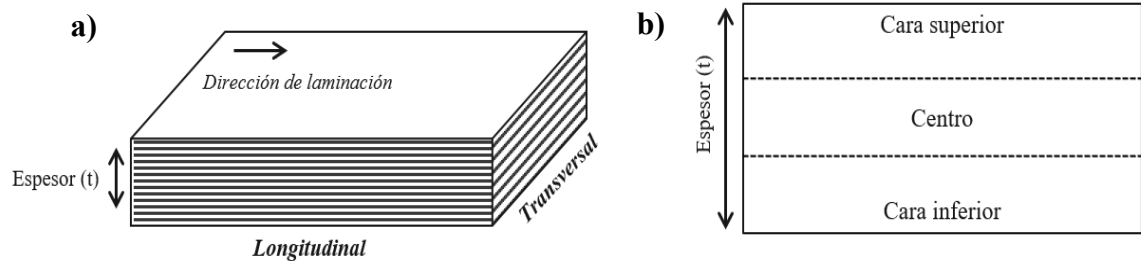


Figura 20. a) Orientación de las muestras con respecto a la dirección de laminación, indicando las secciones longitudinal y transversal. b) Ubicación de las zonas analizadas a través del espesor del material: cara superior, centro y cara inferior.

#### 4.4 Ensayo de tensión

Los ensayos de tensión uniaxial se realizaron conforme a la norma ASTM E8/E8M [25]. Se emplearon probetas planas de geometría estándar, cuya configuración se muestra en la Figura 21, con las siguientes dimensiones:  $G = 50$  mm,  $W = 12.5$  mm,  $T = 4.2$  mm,  $R = 12.5$  mm,  $L = 200$  mm,  $A = 75$  mm,  $B = 50$  mm y  $C = 20$  mm. Las probetas se ensayaron en las tres direcciones principales del material:  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  y  $90^\circ$  respecto a la dirección de laminación. Previo a cada prueba se determinaron el espesor y el ancho mediante un micrómetro Mitutoyo Absolute AOS Digimatic, con lo cual se calculó el área inicial ( $A_0$ ). Los ensayos se llevaron a cabo en una máquina universal Zwick Z250 RED, empleando una velocidad de desplazamiento de 28 mm/min. La deformación se midió mediante un extensómetro BT2-EXMACRO.ETH.011. Una vez finalizado cada ensayo, se analizaron las superficies de fractura mediante un microscopio óptico, utilizando la herramienta de medición de área parabólica del software para determinar el área final ( $A_f$ ).

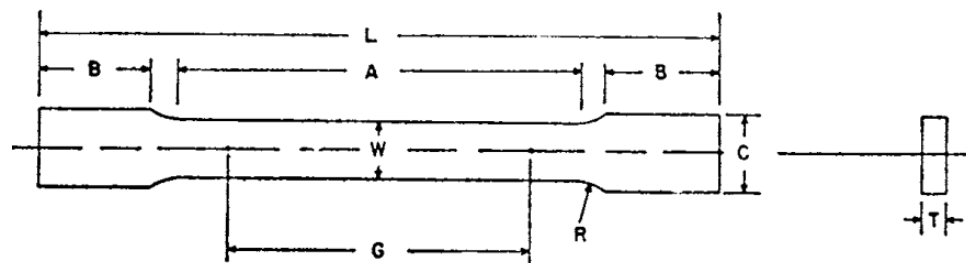


Figura 21. Probeta empleada para el ensayo de tensión. Reproducido de [25]

## 4.5 Ensayos de expansión de orificio

Los ensayos de expansión de orificio se realizaron conforme a la norma ISO 16630 utilizando una máquina de embutido BUP 1000 (Zwick/Roell) equipada con el software testXpert III y salidas BNC calibradas a 16 bits. Esta configuración permitió registrar con precisión la fuerza y el desplazamiento del punzón durante el perforado y durante la expansión. Las probetas se obtuvieron del material base en forma de láminas cuadradas de  $90 \times 90$  mm, y los datos experimentales fueron exportados directamente desde el software para su análisis.

### 4.5.1 Preparación de orificios

El orificio inicial se generó mediante dos métodos:

1. Perforado por cizallamiento: empleando un juego punzón–matriz con un claro del 11.8 %, calculado con la Ecuación 22, según la geometría establecida en la norma ISO 16630 [23] ( $d_d = 11$  mm,  $d_p = 10$  mm,  $t = 4.2$  mm). Todas las probetas fueron perforadas en la misma campaña, de manera consecutiva, comenzando con las del lote 1 hasta el lote 4 para garantizar que las condiciones del herramental fueran comparables.
2. El segundo método consistió en el corte por descarga eléctrica (EDM), utilizado para obtener un borde libre de deformación plástica y sin zonas afectadas por cizallamiento; estas probetas se tomaron como condición de referencia o “borde ideal”. El hilo empleado es de  $\varnothing 0.25$  mm y dieléctrico de agua desionizada.

Además, con el propósito de estudiar la evolución del daño inducido en la zona afectada por el corte (SAZ) durante el perforado, se realizaron ensayos interrumpidos al  $\approx 8$  % y 23 % de penetración del punzón respecto al espesor total de la lámina ( $t = 4.2$  mm). Se pretendía evaluar más intervalos de penetración; sin embargo, para niveles superiores el proceso de fractura se inicia de forma incipiente y no es posible obtener secciones intermedias que se puedan analizar.

Estas condiciones representan estados intermedios del proceso de corte, el daño se encuentra en diferentes grados de desarrollo. Para fines de análisis, la SAZ se dividió en tres subregiones que permiten describir el progreso del daño dentro del espesor:

- Zona A: “SAZ superior”, correspondiente al inicio del contacto punzón–material. En las probetas fracturadas al 100 % coincide con la zona de corte.
- Zona B: “SAZ intermedia”, asociada a la acumulación progresiva de deformación. Corresponde a la zona de fractura superior de la probeta perforada al 100 %.
- Zona C: “SAZ inferior”, región próxima al inicio de la fractura y a la formación de la rebaba en las probetas perforadas al 100%.

Además de las probetas en niveles interrumpidos, se conservaron probetas perforadas completamente (100 %) y probetas obtenidas por EDM, las cuales sirven como referencias límite para comparar la evolución microestructural del proceso.

La Figura 22 a) resume esquemáticamente el proceso de corte por cizallamiento, en la 22 b) se ilustra la vista transversal de una probeta con perforado interrumpido al 8% y 23% del espesor, indicando las zonas de interés de análisis (A, B y C) por último, en la 22 c) se muestra la vista transversal de la probeta completamente cizallada, indicando las zonas del corte reportadas en la literatura.

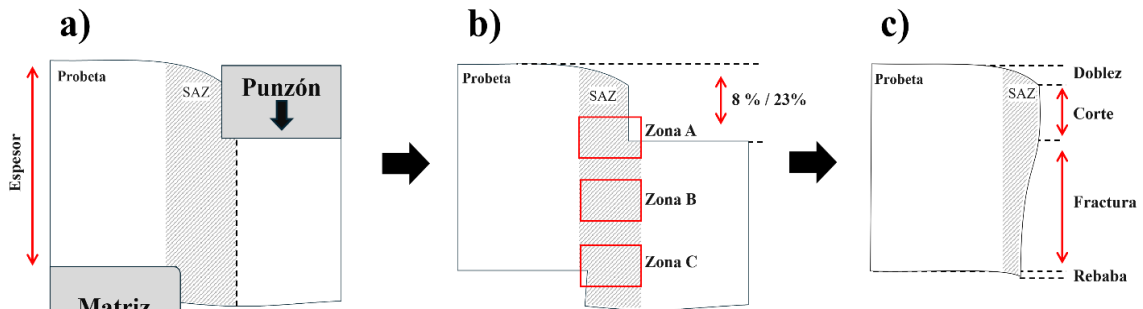


Figura 22. Esquema del a) Proceso de corte por cizallamiento, b) Probeta de perforado interrumpido (8 % / 23 %) y c) Probeta de perforado completo (100%) indicando las zonas de interés.

#### 4.5.2 Expansión

Una vez generado el orificio, las probetas se sometieron al ensayo de expansión utilizando un punzón cónico, siguiendo los lineamientos de la norma ISO 16630. El ensayo se condujo a una velocidad constante de 0.7 mm/s, mientras que el crecimiento del orificio se registró mediante el sistema óptico VideoXtens X601 (Opto Engineering), equipado con lente telecéntrica y operando a 16 fps. Este sistema permitió detectar con alta precisión el instante en el que apareció la primera grieta que atravesó completamente el espesor de la lámina. El grado de expansión se cuantificó mediante el parámetro Hole Expansion Ratio (HER). Para cada lote se ensayaron al menos cinco probetas con borde cizallado, tres con borde EDM, de manera consecutiva durante la misma campaña.

#### 4.6 Caracterización final

Una vez realizados los ensayos de perforado y expansión de orificio, se procedió a la caracterización metalográfica y fractográfica de las muestras con el objetivo de evaluar los cambios inducidos por el proceso de corte y el comportamiento del borde durante la expansión.

##### 4.6.1 Muestras perforadas

Se realizaron fractografías con un estereoscopio para observar la pared de corte en las muestras perforadas por cizallamiento. También, se prepararon secciones transversales de probetas cortadas mediante punzonado en distintas condiciones: cortes interrumpidos al 8 % y 23 % del espesor y corte completo (100 %) para analizar las zonas de interés indicadas en la Figura 22 b) y c). Estas muestras fueron embebidas en resina, seccionadas, pulidas y atacadas químicamente para su observación por microscopía óptica y MEB.

Para la evaluación de la SAZ resaltada en las Figura 22 b) y c), se realizaron mapeos de microdureza mediante el software DiaMet, configurando patrones de indentación en forma de rejilla. En las muestras perforadas al 100 %, se estableció una distancia de 0.03 mm desde el borde cortado y un espaciado entre huellas de 0.08 mm. Para las muestras perforadas al 90 %, se mantuvo la misma distancia al borde (0.03 mm), pero con un espaciado mayor entre indentaciones, de 0.15 mm. En ambos casos, el patrón se posicionó sobre la región de interés utilizando la herramienta de escaneo de contorno del software, lo que permitió detectar y ajustar el patrón a geometrías de borde irregulares. Adicionalmente, se realizaron mediciones de dureza en el acero base para establecer una referencia. Para ello, se aplicó un patrón lineal con la misma configuración de carga y espaciado, realizando una sola línea de indentaciones a lo largo del espesor en una zona sin deformación, con un total de 14 huellas equidistantes.

#### 4.6.2 Muestras expandidas

Para analizar el efecto de la microestructura en la ductilidad de borde, las muestras ensayadas en expansión de orificio que fueron perforadas con EDM, fueron seccionadas para analizar las zonas de falla. Las superficies de fractura se observaron por MEB para identificar características morfológicas asociadas al modo de fractura.

# 5. Resultados

## 5.1 Análisis microestructural

La microestructura de los cuatro lotes analizados corresponde a la típica de un acero laminado en caliente de tipo ferrítico–perlítico [4]. En las micrografías de la Figura 23 se observa, en todos los casos, una matriz predominante de ferrita poligonal, acompañada por colonias de perlita distribuidas de manera irregular. En algunos lotes, la perlita presenta además una tendencia al bandeamiento, con alineación preferente respecto de la dirección de laminación. El tamaño de grano, determinado conforme a ASTM E112, se mantuvo constante entre lotes, direcciones y posiciones a través del espesor, con un valor promedio de ASTM 11.5. Este resultado sugiere condiciones de procesamiento termomecánico comparables entre los rollos evaluados.

La fracción volumétrica de perlita por lote se resume en la Figura 24, diferenciando entre las direcciones longitudinal y transversal, y entre superficie (promedio de cara superior e inferior) y centro del espesor. En general, los valores obtenidos en ambas direcciones fueron similares, lo que indica que no existe una anisotropía relevante en términos de proporción de fases. En todos los materiales se registró un incremento de perlita en la zona central respecto de la superficie. Este comportamiento es consistente con la segregación macroestructural característica de aceros laminados en caliente: durante la solidificación del planchón y el procesamiento posterior, elementos como C y Mn tienden a concentrarse hacia el centro, favoreciendo localmente la formación de perlita [59].

Esta interpretación se respaldó mediante análisis EDS realizados sobre la línea segregada (Figura 25), donde se evidenció un enriquecimiento local de Mn asociado a regiones con presencia de colonias perlíticas. En particular, los lotes 1, 2 y 4 presentaron una línea de segregación central alineada con la dirección de laminación, además de bandeamiento observable tanto en dirección longitudinal como transversal. En contraste, el lote 3 mostró bandeamiento leve en ambas direcciones y una distribución de perlita más difusa. En términos cuantitativos, los mayores contenidos de perlita en el centro se registraron en los lotes 3 ( $\approx 11\text{--}14\%$ ) y 2 ( $\approx 9\text{--}10\%$ ). El lote 2 exhibió el mayor contraste entre superficie ( $\approx 3\text{--}4\%$ ) y centro ( $\approx 9\text{--}10\%$ ), mientras que el lote 3 fue el que presentó el comportamiento más homogéneo a través del espesor.

Además, en las zonas donde aparece el bandeamiento se identificaron precipitados ricos en Ti correspondientes a la fase  $(\text{Ti,Nb})\text{N}$  (tipo TiN con sustitución parcial de Nb). Estos precipitados se observaron preferentemente asociados a las bandas perlíticas, midiendo hasta  $10\ \mu\text{m}$  como se aprecia en el ejemplo del lote 2 en la Figura 26 a), b) y c), y su identificación fue respaldada mediante análisis EDS en el área señalada.

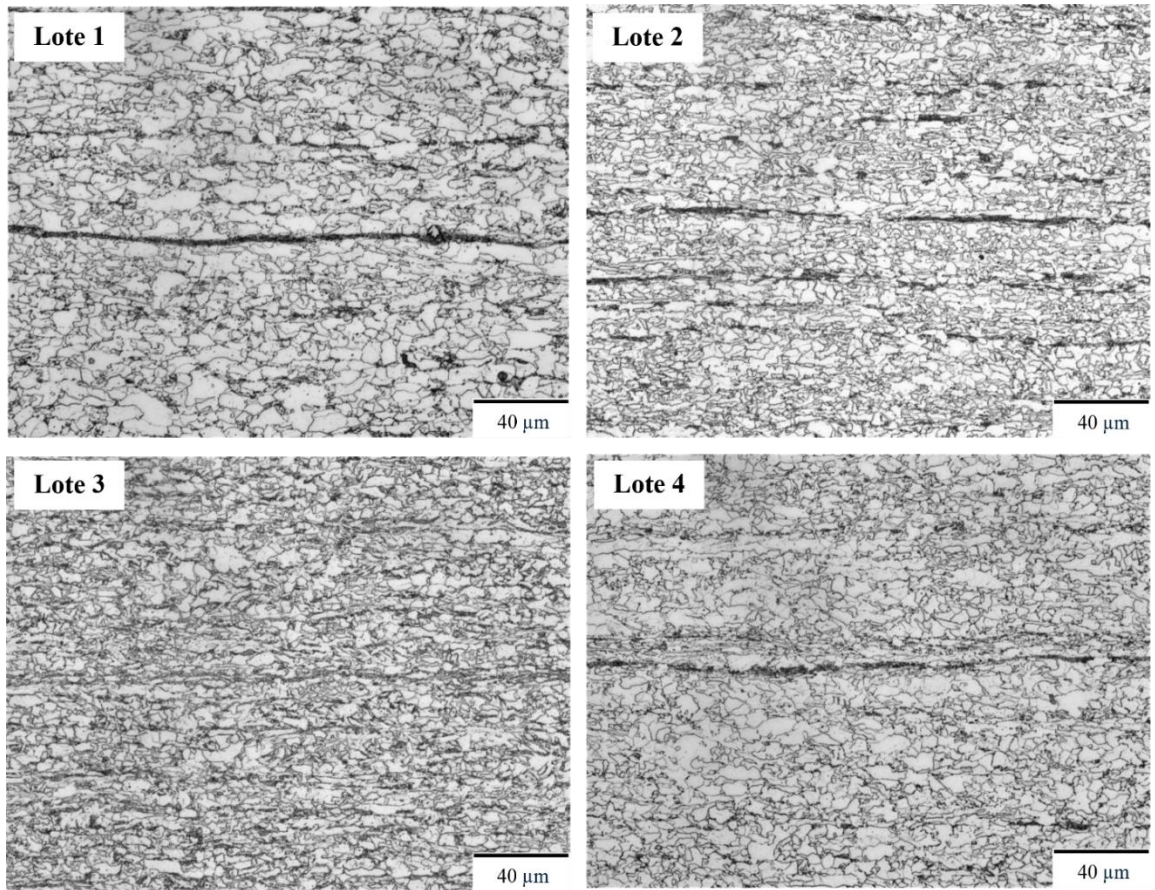


Figura 23. Microestructuras tomadas en microscopio óptico en dirección longitudinal al centro del espesor en cada uno de los lotes. El color blanco corresponde a la matriz de ferrita, mientras que las islas y bandas negras son la perlita.

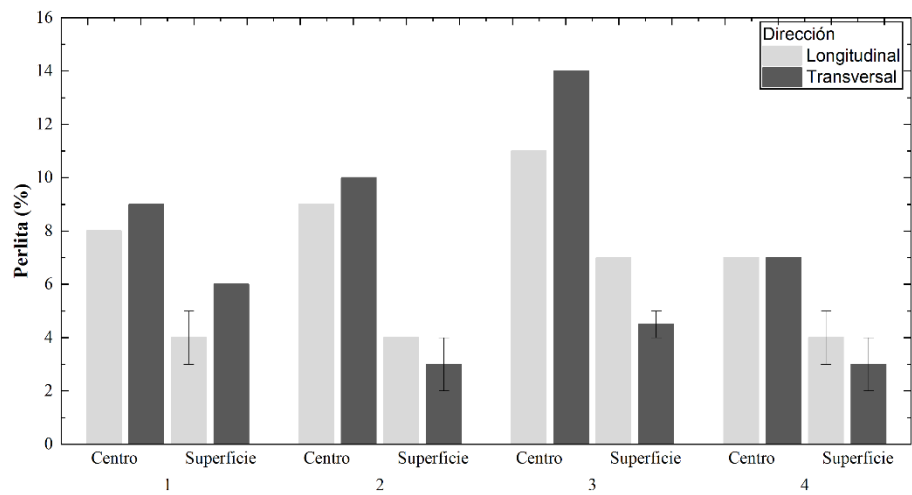


Figura 24. Distribución del porcentaje de perlita por lote, comparando las direcciones longitudinal y transversal y diferenciando entre el centro y la superficie.

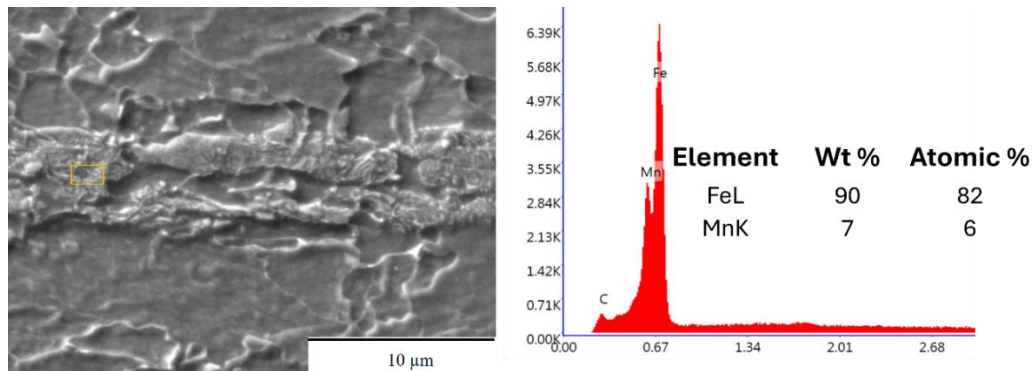


Figura 25. Segregación de perlita en el centro del espesor en el lote 4 observada por MEB. Se incluye el espectro EDS correspondiente a la zona dentro del recuadro naranja, donde se aprecia un enriquecimiento local en Mn asociado a la zona segregada.

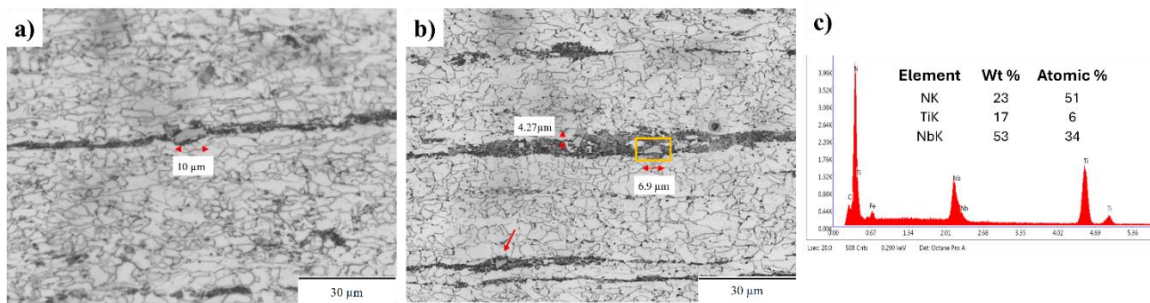


Figura 26. Evidencia de precipitados duros asociados a bandas microestructurales en el lote 2: a) alineación de partículas en la zona bandeada y dimensiones medidas; b) precipitado representativo (recuadro amarillo) y dimensiones medidas; c) EDS del precipitado, consistente con nitruros tipo TiN con sustitución parcial de Nb ((Ti,Nb)N). (MO, 1000×).

La evaluación de inclusiones no metálicas mediante la clasificación ASTM E45 mostró que los cuatro lotes presentan una limpieza interna ideal (ver Anexo I). No se detectaron inclusiones tipo A (sulfuros) ni tipo C (silicatos) en ninguna de las muestras. Las inclusiones tipo B (alúminas deformadas) solo aparecieron de forma aislada en el lote 3, con un valor máximo de 0.5 finas. Las inclusiones tipo D (óxidos globulares), características de aceros calmados al aluminio, fueron las únicas presentes de manera consistente, con severidades entre 0 y 1.5 tanto en condición fina como gruesa. No se identificaron tendencias relacionadas con el lote, la dirección de laminación o la posición dentro del espesor. En conjunto, los resultados confirman que los materiales analizados poseen una limpieza interna adecuada y sin concentraciones de inclusiones que pudieran comprometer su desempeño mecánico o integridad microestructural.

## 5.2 Ensayos de tensión

Los resultados de resistencia mecánica y ductilidad se presentan en la Tabla 6, incluyendo resistencia a la cedencia con desplazamiento al 0.2 % (RC), resistencia máxima (RT), alargamiento uniforme (EU) y alargamiento total (E).

Según los criterios de validez señalados por ASTM E8/E8M [25], las probetas cuya fractura ocurre fuera de la región instrumentada del extensómetro no permiten obtener mediciones confiables de elongación. Bajo este criterio, tres de los doce ensayos se clasificaron como no válidos (lote 1–90°, lote 3–0° y lote 3–45°). En estos casos, únicamente se conservan los valores de RC y RT como referencia, excluyendo E y EU.

En los ensayos válidos, la RC se situó entre 552 y 641 MPa, mientras que la RT osciló entre 652 y 710 MPa. El análisis por lote muestra un comportamiento mecánico relativamente consistente:

- Lote 1: RC  $\approx$  589–592 MPa y RT  $\approx$  658–667 MPa, con buena ductilidad ( $E \approx$  17–24 %) en las direcciones válidas (0° y 45°).
- Lote 2: comportamiento más equilibrado del conjunto, con RC  $\approx$  552–641 MPa, RT  $\approx$  652–703 MPa y elongaciones elevadas ( $E \approx$  20–24 %).
- Lote 3: presentó los mayores niveles resistentes en la condición válida (RC = 638 MPa y RT = 710 MPa a 90°), aunque sin posibilidad de evaluar anisotropía del lote debido a dos ensayos no válidos (0° y 45°).
- Lote 4: comportamiento intermedio, con RC  $\approx$  592–625 MPa, RT  $\approx$  656–677 MPa y  $E \approx$  20–23 %.

Las curvas esfuerzo–deformación (Figura 27) muestran, en todos los casos, un tramo inicial de comportamiento elástico con pendiente similar, seguido por la transición a deformación plástica y un incremento progresivo del esfuerzo hasta alcanzar la resistencia máxima. Posteriormente, se observa una disminución del esfuerzo ingenieril asociada a la localización de la deformación y a la reducción localizada de la sección, hasta la fractura. En concordancia con los valores de EU y E, las diferencias más notorias entre orientaciones se manifiestan en la extensión de la región plástica y en el punto a partir del cual ocurre la caída posterior al máximo.

En el lote 1, la orientación 0° presenta mayor extensión hacia deformaciones altas que 45°, consistente con su mayor alargamiento total, mientras que el ensayo a 90° (línea punteada) no permite cuantificar ductilidad. En el lote 2, las tres orientaciones exhiben curvas similares en nivel resistente, con mayor prolongación de la deformación en 45° y 90° respecto a 0°, lo que coincide con sus mayores elongaciones. Para el lote 3, la curva válida a 90° alcanza el mayor RT del conjunto y presenta una caída posterior al máximo más marcada, lo que sugiere una localización de la deformación más pronunciada; sin embargo, la comparación direccional del lote es limitada por la invalidez de 0° y 45° (líneas punteadas). Finalmente, el lote 4 muestra una tendencia consistente a mayor ductilidad en 45°–90° que en 0°, evidenciada por la mayor extensión de las curvas y una disminución posterior al máximo más gradual en dichas orientaciones.

Tabla 6. Resultados de ensayos de tensión.

Lote	Dirección de laminación (°)	Estado ensayo	RC (MPa)	RT (MPa)	EU %	E %	RC/RT
1	45	Válido	589	667	11	17	0.88
1	0	Válido	592	658	13	24	0.90
1	90	No válido	659	703	-	-	0.94
2	45	Válido	616	686	12	24	0.90
2	0	Válido	552	652	10	20	0.85
2	90	Válido	641	703	11	22	0.91
3	45	No válido	683	717	-	-	0.95
3	0	No válido	660	724	-	-	0.91
3	90	Válido	638	710	9	18	0.90
4	45	Válido	592	656	12	23	0.90
4	0	Válido	625	674	8	20	0.93
4	90	Válido	618	677	12	22	0.91

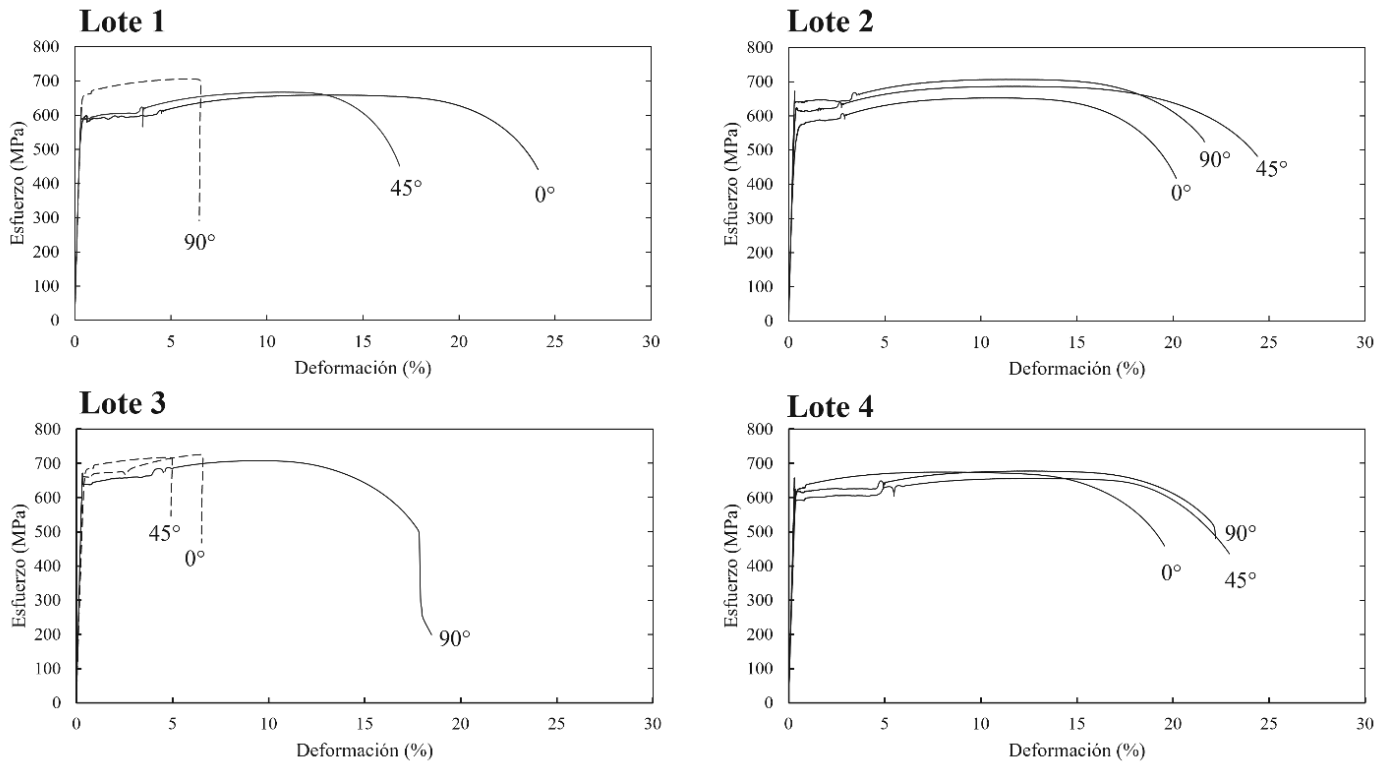


Figura 27. Curvas esfuerzo-deformación, indicando la dirección de ensayo. Las líneas punteadas hacen referencia a los ensayos no válidos (lote 1 a 90°, lote 3 a 0° y 45°).

### 5.2.1 Fractografías

Se obtuvieron fractografías de las mitades de las probetas ensayadas, según la metodología descrita previamente. La Figura 28 muestra las imágenes correspondientes a cada lote en las tres direcciones. A partir de estas superficies se midió el área final  $A_f$ , con lo cual se calcularon la reducción de área (ROA) con la Ec. 4 y la deformación verdadera a la fractura (TFS) con la Ec. 14. A diferencia de la evaluación de elongación, en este análisis se incluyen también los ensayos no válidos, dado que la fractura ocurrió dentro de la sección reducida, aun cuando estuvo fuera del rango del extensómetro.

Los valores de ROA y TFS calculados se resumen en la Tabla 7. En términos generales, la ROA varió entre 51 % y 66 %, mientras que la TFS osciló entre 0.71 y 1.08. Entre los distintos lotes:

- Lote 1 en 0°: alcanzó una ROA elevada de 63 %, reflejando un comportamiento dúctil favorable.
- Lote 2 en 0°: presentó la mayor ROA (66 %) y una TFS de 1.08, indicando una alta capacidad de deformación localizada previa a la fractura.
- Lote 3: mostró valores relativamente bajos de ROA y TFS en todas las direcciones (ROA 51–59 %, TFS 0.81–0.97), coherentes con su alta resistencia y baja ductilidad en tensión.
- Lote 4: presentó valores intermedios, con un comportamiento balanceado entre resistencia y ductilidad.

En varias superficies de fractura se observaron separaciones longitudinales que dividen parcialmente la sección. En el presente trabajo, estas separaciones se reportan como rasgos compatibles con delaminación, entendida como la aparición de grietas o separaciones secundarias que se desarrollan perpendiculares al plano principal de fractura; en un ensayo de tensión, suele observarse como separaciones longitudinales aproximadamente paralelas al eje de carga [60], [61].

En la dirección longitudinal (0°), se observó delaminación en todos los lotes, con excepción del lote 3. En la dirección transversal (90°), la delaminación se presentó solo en el lote 2. En la dirección diagonal (45°), se identificó delaminación leve en lote 1 y más intensa en el 2.

En conjunto, la fractografía confirma las tendencias observadas en los ensayos de tensión:

- Los lotes 1 y 2 muestran la mayor deformación localizada, lo que se refleja en ROA elevadas y presencia más evidente de delaminación.
- El lote 3 es el más resistente, pero presenta la menor ROA.
- El lote 4 exhibe un desempeño mecánico moderado, sin presentar extremos en resistencia o ductilidad.

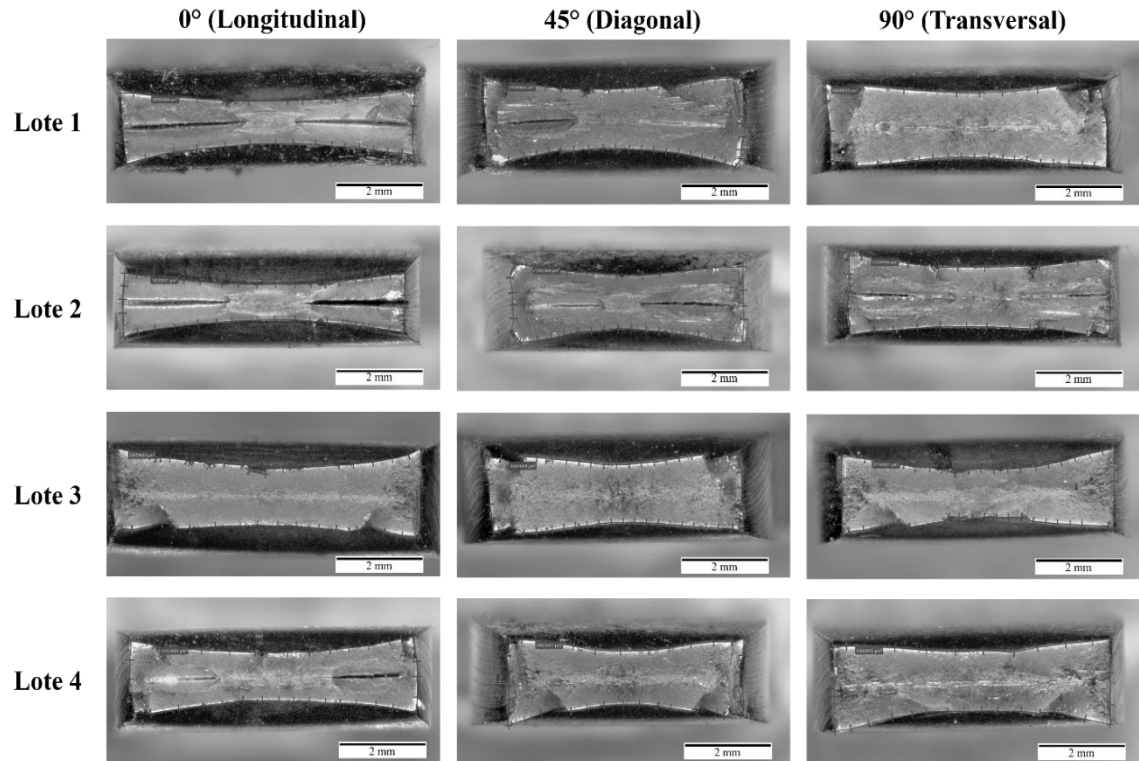


Figura 28. Fractografías macroscópicas de una mitad de las probetas ensayadas a tensión, organizadas por lote (filas) y orientación respecto a la dirección de laminación (columnas: 0°, 45° y 90°). Se observan separaciones longitudinales compatibles con delaminación en los lotes 1, 2 y 4.

Tabla 7. Medición de ROA y TFS por lote.

Lote	Dirección (°)	Estado ensayo	Af	A0	ROA (%)	TFS
1	45	Válido	21	55	62	0.96
1	0	Válido	20	54	63	1.00
1	90	No válido	27	55	51	0.71
2	45	Válido	22	54	60	0.93
2	0	Válido	18	53	66	1.08
2	90	Válido	25	54	53	0.76
3	45	No válido	22	54	59	0.89
3	0	No válido	24	54	56	0.81
3	90	Válido	22	54	59	0.89
4	45	Válido	21	54	62	0.96
4	0	Válido	22	55	60	0.92
4	90	Válido	25	54	53	0.76

## 5.3 Ensayos de expansión de orificio

### 5.3.1 Preparación de orificios

Durante el perforado por cizallamiento (orificios de 10 mm) se registraron las curvas fuerza–desplazamiento para los cuatro lotes, utilizando el mismo juego punzón–matriz. La Figura 29 muestra que todas las curvas presentan una morfología consistente y altamente repetible, identificándose las zonas típicas del proceso: incremento inicial de carga asociado a la penetración del punzón (A), fuerza máxima (B), transición asociada al inicio de propagación de grieta (C) y el inicio de la interacción/fricción entre punzón–muestra–matriz durante la separación del recorte (D), en concordancia con la interpretación descrita en la literatura (Figura 18).

En términos generales, las curvas de los cuatro lotes son similares tanto en forma como en magnitud, y no se observa una tendencia progresiva asociada al orden de corte (lote 1 → lote 4). Esto indica que las condiciones del proceso se mantuvieron estables a lo largo de la campaña de perforado y, por lo tanto, el procedimiento puede considerarse equivalente entre lotes para fines comparativos.

Los valores promedio de la fuerza máxima (punto B), mostrados en la Figura 30, se mantuvieron en un rango estrecho y con baja dispersión dentro de cada lote (coeficientes de variación < 2%). El lote 2 presentó una fuerza máxima ligeramente menor que los lotes 1, 3 y 4, mientras que estos tres lotes resultaron prácticamente equivalentes. Adicionalmente, la Tabla 8 resume los desplazamientos característicos en los puntos B y C. El desplazamiento en B fue muy similar entre lotes ( $\approx 1.35$ – $1.38$  mm), lo que sugiere que la penetración requerida para alcanzar la fuerza máxima fue comparable. En cuanto al desplazamiento en C, los lotes 1, 2 y 4 mostraron valores cercanos ( $\approx 1.86$ – $1.89$  mm), mientras que el lote 3 presentó un valor mayor ( $\approx 1.98$  mm), indicando que en este lote el inicio de propagación de grieta ocurre a una penetración ligeramente más alta.

Tabla 8. Desplazamientos característicos en el perforado por cizallamiento (media  $\pm$  desviación estándar).

<b>Lote</b>	<b>Cantidad de ensayos</b>	<b>Desplazamiento en B (mm)</b>	<b>Desplazamiento en C (mm)</b>
1	5	$1.38 \pm 0.02$	$1.89 \pm 0.01$
2	6	$1.37 \pm 0.02$	$1.87 \pm 0.02$
3	5	$1.35 \pm 0.02$	$1.98 \pm 0.04$
4	6	$1.36 \pm 0.02$	$1.86 \pm 0.03$

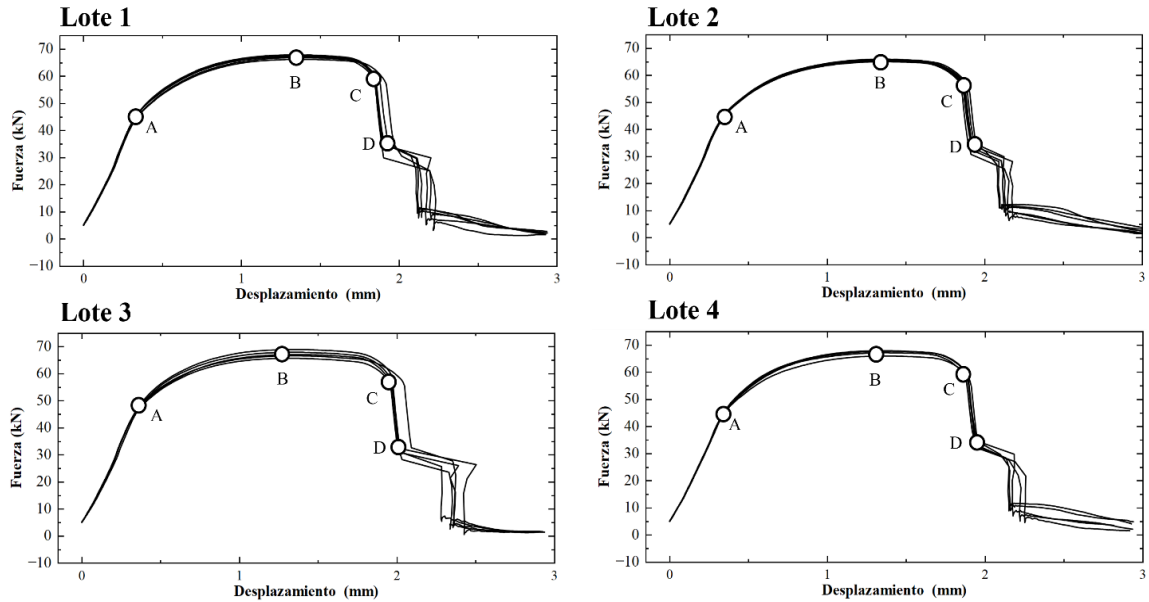


Figura 29. Curvas fuerza–desplazamiento durante el proceso de perforado por cizallamiento, indicando las principales zonas de la curva: A) incremento inicial de carga asociado a la penetración; B) fuerza máxima; C) inicio de propagación de grieta; D) inicio de la interacción/fricción entre muestra, matriz y punzón durante la separación del recorte.

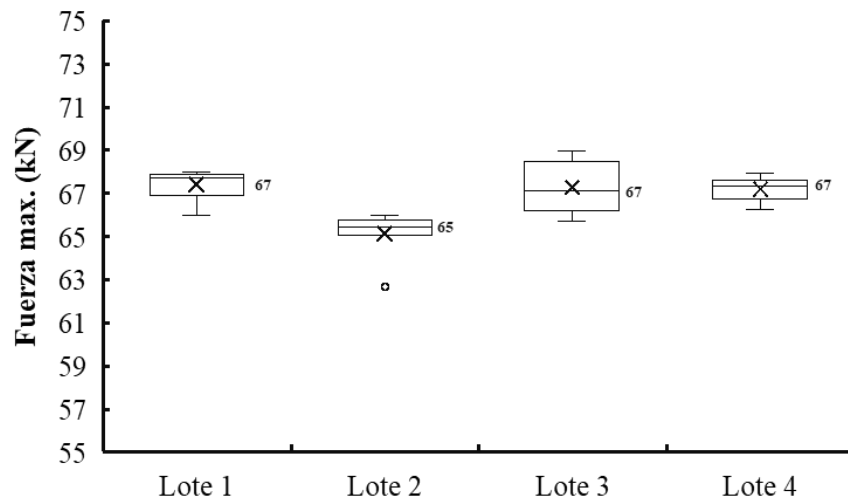


Figura 30. Fuerza máxima registrada en las muestras ensayadas de cada lote.

### 5.3.2 Expansión

En la Tabla 9 se resumen los valores de expansión de orificio (HER) y fuerza máxima registrados en el ensayo. Para cada lote se incluyen tanto los resultados de probetas perforadas por cizallado mecánico como aquellas mecanizadas por EDM, estas últimas utilizadas como referencia del límite superior del material al eliminar el efecto del daño de borde.

En términos globales, el promedio de las probetas cizalladas fue de 37.2 % de HER y 53.7 kN de fuerza máxima, mientras que en las probetas EDM se alcanzó un promedio de 182 % de HER y 180 kN de fuerza máxima. Esto implica que, en promedio, el uso de EDM incrementó el HER en +389 % ( $\approx 4.9$  veces más) y la fuerza máxima en +235 % ( $\approx 3.3$  veces más).

El análisis por lote confirma esta tendencia. En HER, el Lote 1 presentó la mayor diferencia ( $\approx 5.4\times$ ) entre cizallado y EDM, mientras que el Lote 3 mostró la menor ( $\approx 4.5\times$ ). Para la fuerza máxima, la mayor diferencia se observó en el Lote 4 ( $\approx 3.6\times$ ) y la menor en el Lote 2 ( $\approx 3.1\times$ ). En todos los casos, los valores con cizallado se concentraron en rangos de 30–45 % para HER y 47–62 kN para fuerza máxima, mientras que con EDM se alcanzaron expansiones de 155–195 % y fuerzas entre 158–201 kN. Esto demuestra que el método de preparación del borde es de suma importancia: el cizallado introduce rebabas, endurecimiento por deformación y microgrietas que actúan como iniciadores de falla temprana, mientras que EDM revela la ductilidad intrínseca del material.

Las Figuras 31 y 32 ilustran estas diferencias mediante gráficas de caja para HER y fuerza máxima, respectivamente, diferenciando entre ambos métodos. La brecha entre cizallado y EDM es evidente y consistente en todos los lotes, lo que confirma la fuerte influencia del proceso de corte en la capacidad de expansión.

Tabla 9. Resultados de ensayo de expansión de orificios

Lote	Cizallado		EDM	
	HER (%) $\pm$ DE	Fuerza max. (kN) $\pm$ DE	HER (%) $\pm$ DE	Fuerza max. (kN) $\pm$ DE
1	36 $\pm$ 2	53 $\pm$ 2	191 $\pm$ 10	185 $\pm$ 30
2	37 $\pm$ 11	52 $\pm$ 4	176 $\pm$ 29	161 $\pm$ 27
3	39 $\pm$ 8	56 $\pm$ 4	175 $\pm$ 17	183 $\pm$ 22
4	38 $\pm$ 7	54 $\pm$ 3	186 $\pm$ 10	192 $\pm$ 14

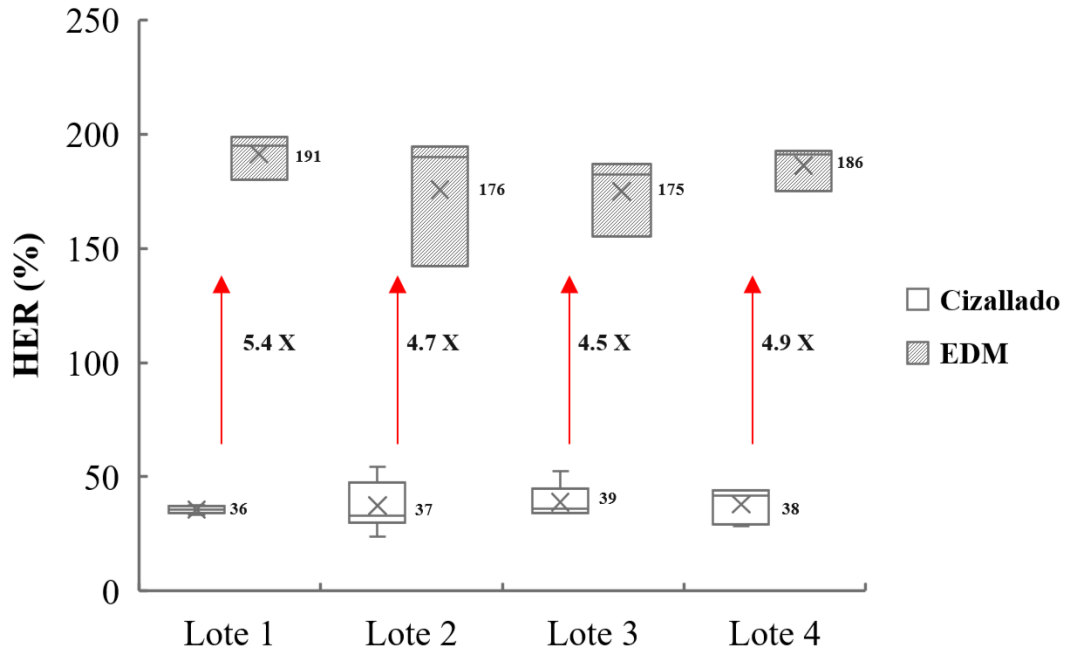


Figura 31. Resultados del ensayo de expansión de orificios (HER%).

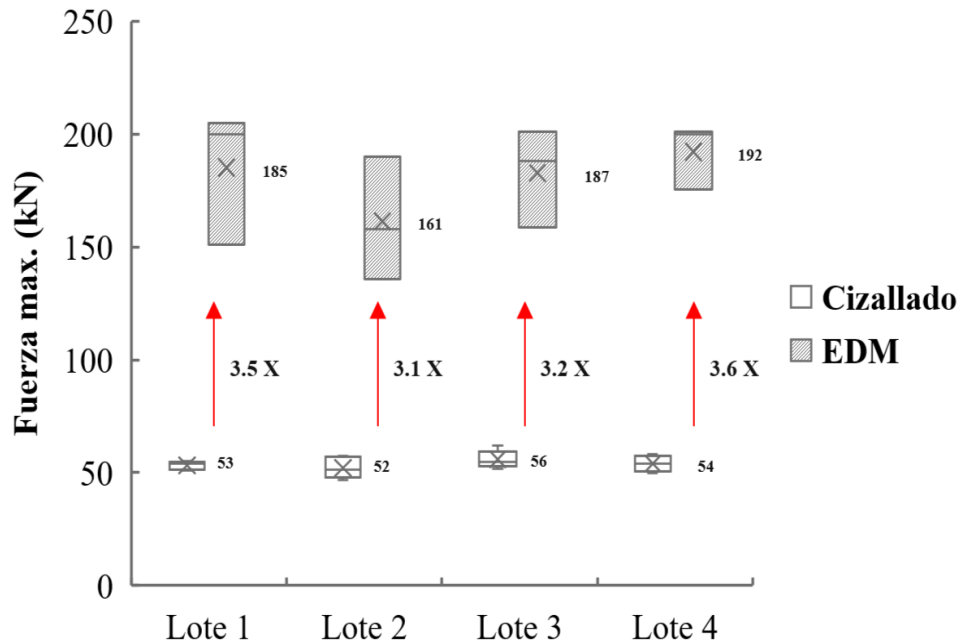


Figura 32. Resultados del ensayo de expansión de orificios (Fuerza Max).

La Figura 33 presenta las curvas fuerza–desplazamiento obtenidas durante los ensayos para cada lote. En las probetas cizalladas, las curvas se caracterizan por alcanzar rápidamente un máximo en el rango de 50–60 kN, seguido de una caída abrupta asociada a la nucleación y propagación de grietas en el borde. Esto refleja una respuesta frágil y

limitada por defectos introducidos en el proceso de punzonado. En contraste, las curvas de las probetas EDM muestran un incremento sostenido de la carga, alcanzando valores superiores a 150–200 kN, con desplazamientos tres veces mayores antes de la falla. Estas curvas presentan una pendiente inicial similar (comportamiento elástico), pero se prolongan más en el régimen plástico, lo que denota una mayor capacidad de absorción de energía y ductilidad. Comparando entre lotes, se observa que la forma general de las curvas es consistente: los lotes varían levemente en los valores máximos alcanzados, pero la diferencia dominante sigue siendo el método de corte. Esto confirma que el estado del borde es el factor crítico que gobierna la resistencia y ductilidad local durante la expansión.

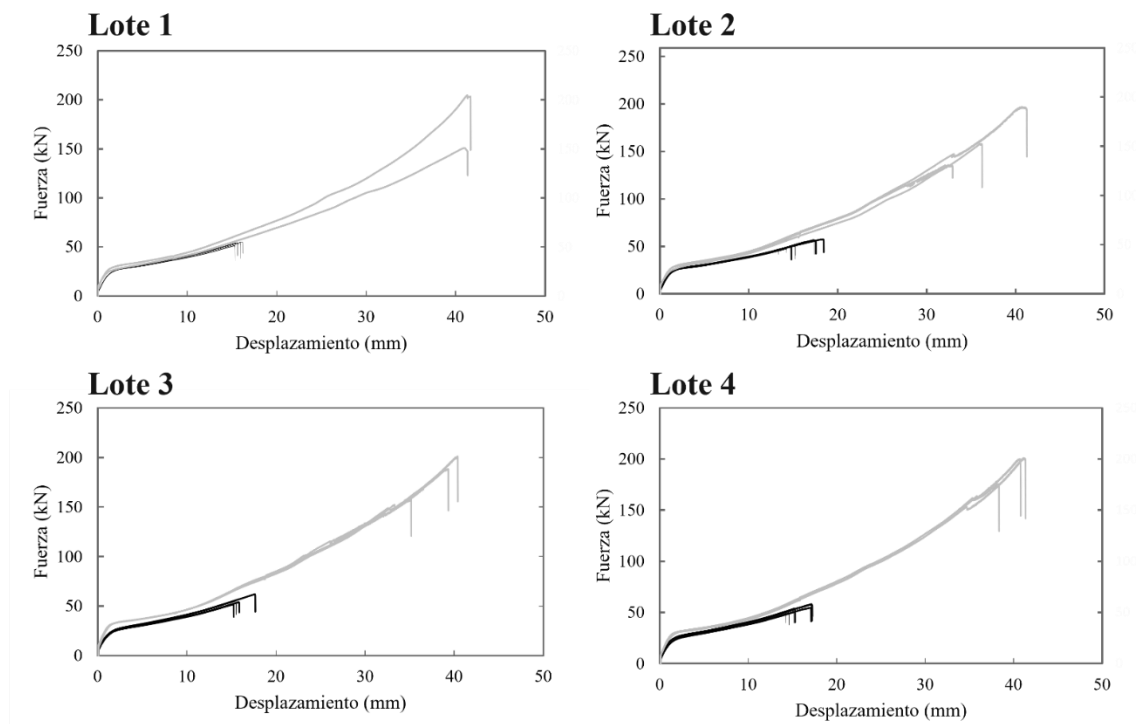


Figura 33. Curvas fuerza-desplazamiento durante la expansión. Las líneas grises representan las muestras perforadas por EDM y las negras por cizallamiento.

## 5.4 Caracterización final

### 5.4.1 Caracterización de borde cizallado

Con el objetivo de documentar la condición del borde generado por punzonado, se realizó una caracterización del proceso de perforado y de la pared del orificio en una muestra sin expandir de cada lote. En la Figura 38 se presentan las curvas fuerza–desplazamiento correspondientes al punzonado de estas muestras, las cuales muestran un comportamiento

consistente con lo reportado en la Sección 4.3.1. El borde se evaluó mediante (i) secciones transversales de la pared del orificio (Figura 35) y (ii) fractografías macroscópicas de la pared de corte (Figura 36), ambas obtenidas en posiciones del perímetro correspondientes a  $0^\circ$  y  $90^\circ$  respecto a la laminación. Es importante señalar que las observaciones en sección transversal y en fractografía provienen del mismo orificio por lote, pero fueron tomadas en posiciones distintas del perímetro (Figura 34); por lo tanto, la comparación entre ambas es representativa y cualitativa, y no una correlación punto a punto.

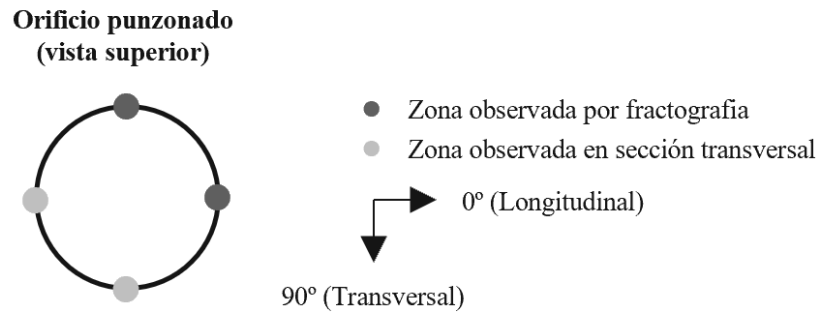


Figura 34. Esquema del muestreo en el perímetro del orificio punzonado. Las zonas analizadas por fractografía y por sección transversal corresponden al mismo orificio, pero fueron obtenidas en posiciones distintas del perímetro. Se indican las direcciones respecto a la laminación:  $0^\circ$  (longitudinal) y  $90^\circ$  (transversal).

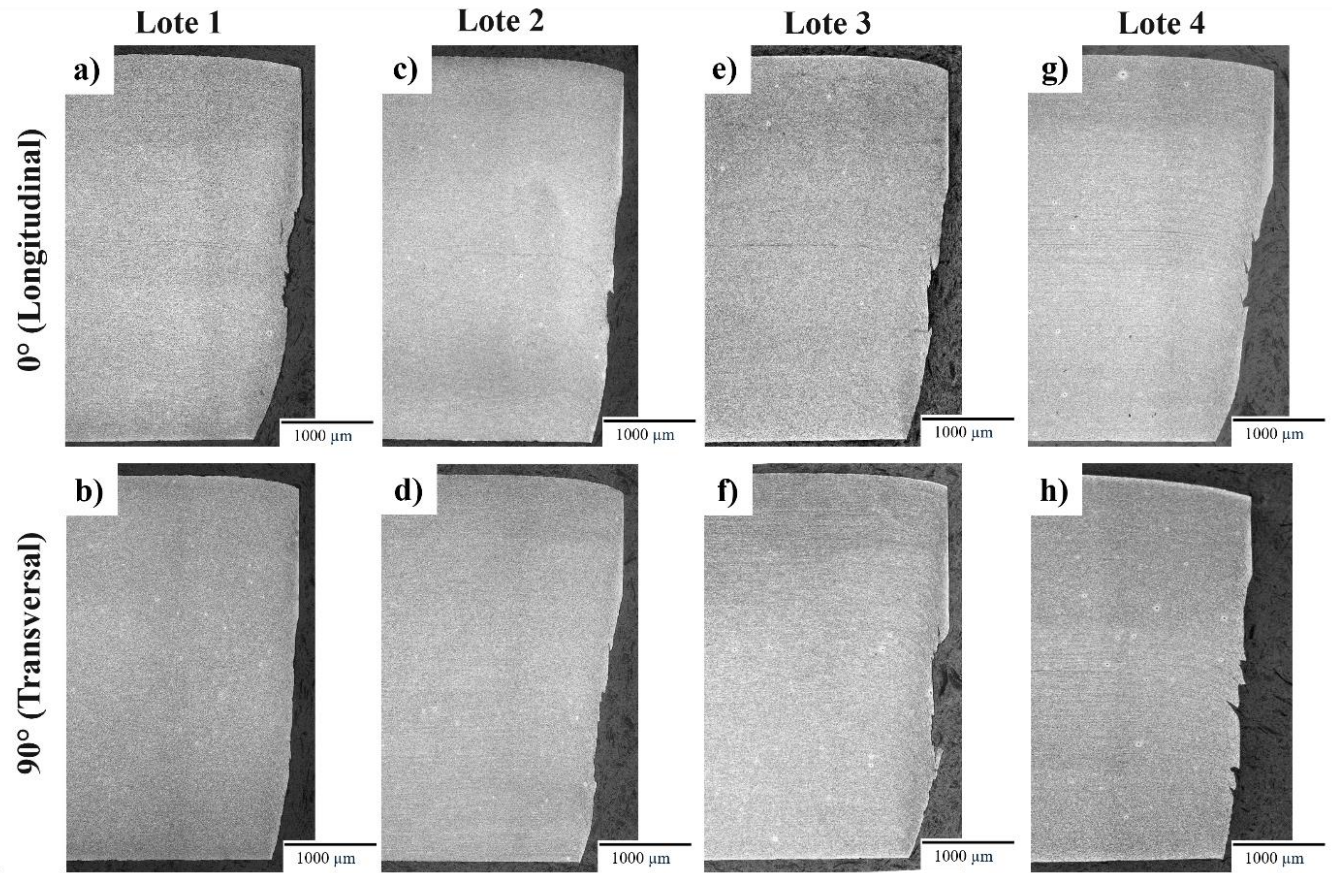


Figura 35. Vista transversal de la pared del orificio punzonado, en dirección longitudinal (0°) y transversal (90°) respecto a la laminación.

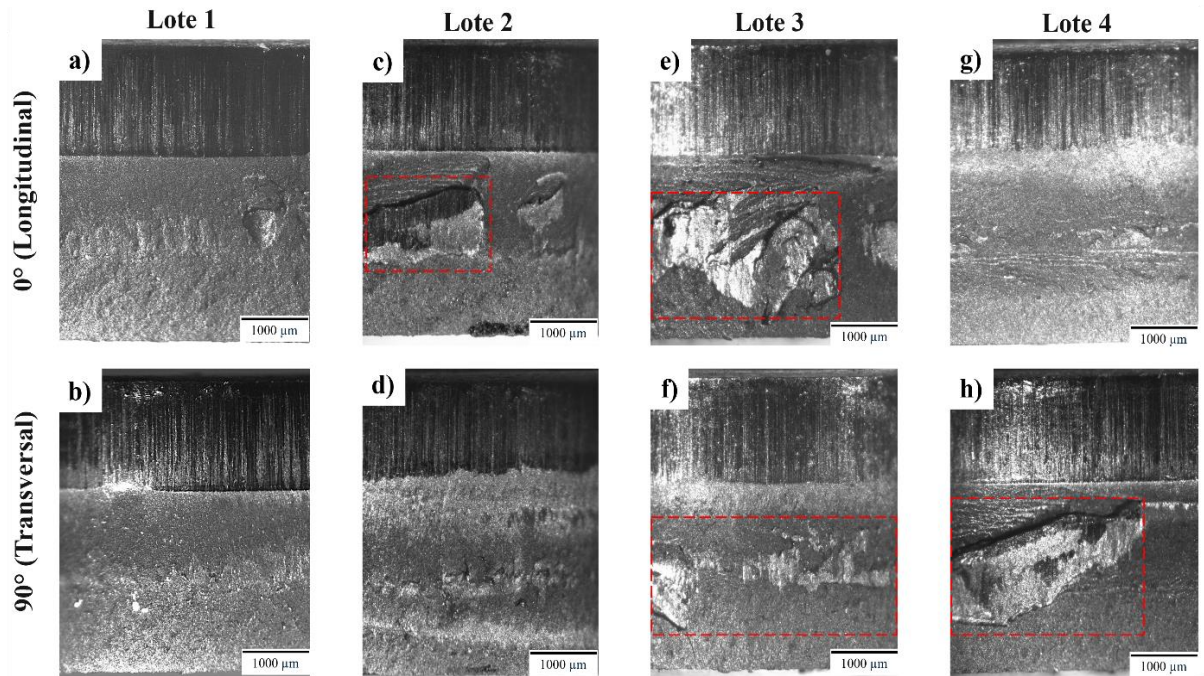


Figura 36. Fractografías macroscópicas de la pared de corte del orificio punzonado, en dirección longitudinal ( $0^\circ$ ) y transversal ( $90^\circ$ ) respecto a la laminación. En los recuadros rojos, se resalta la presencia de parches de topografía hundida.

En las secciones transversales (Figura 35) se distinguen las regiones típicas del borde cortado, correspondientes a deformación inicial (doblez), zona de corte (superficie relativamente lisa) y zona de fractura (superficie relativamente rugosa), seguidas por la región asociada a la rebaba. Para cuantificar estas fracciones, se estimó el porcentaje de cada zona (Figura 37). En términos generales, la zona de fractura fue predominante en todos los lotes y posiciones evaluadas, con valores entre 60 % y 72 %, mientras que la zona de corte se mantuvo entre 20 % y 37 %. La contribución de doblez fue baja en todos los casos (3 % a 7 %). Las variaciones observadas entre posiciones ( $0^\circ$  vs  $90^\circ$ ) y entre lotes son pequeñas y pueden estar asociadas a factores geométricos del proceso, como desalineación (falta de coaxialidad) entre punzón y matriz y/o condiciones locales de contacto durante el corte [62], [63]. Al comparar por lote y posición respecto a la laminación:

- Lote 1: comportamiento muy similar entre  $0^\circ$  y  $90^\circ$  (fractura 63 % en ambos casos), con porcentajes de corte de 33–34 % y doblez de 3–4 %.
- Lote 2: incremento de la fracción de fractura en  $90^\circ$  (68 %) respecto a  $0^\circ$  (64 %), acompañado por una reducción del porcentaje de corte (27 % en  $90^\circ$  vs 32 % en  $0^\circ$ ).
- Lote 3: mayor fracción de corte en  $90^\circ$  (37 %) y, a la vez, la menor fracción de fractura (60 %), sugiriendo un borde relativamente más dominado por el mecanismo de corte en esa posición.

- Lote 4: mayor porcentaje de fractura en 90° (72 %) y el menor porcentaje de corte (20 %), además de la mayor contribución de doblez (7 %) en esa posición.

Las fractografías de la pared de corte (Figura 36) complementan esta descripción al mostrar la morfología macroscópica de las zonas de fractura y, en algunos casos, rasgos localizados dentro de la superficie. En particular, en ciertas muestras se identificaron parches localizados con apariencia “hundida” dentro de la zona de fractura, con marcas lineales compatibles con interacción herramienta–material. En esta tesis, estos rasgos se describen como parches de topografía hundida (*low-land patches*) [64]. Debido a que en las secciones transversales la zona de fractura se presenta con un ángulo respecto a la zona de corte (en lugar de observarse una segunda franja bruñida continua y alineada con la zona de corte), estos parches se reportan como heterogeneidad local de la superficie de fractura, sin interpretarse como una corte secundario [63].

En conjunto, la evidencia del proceso (Figura 38) y del borde resultante (Figuras 35–37) confirma que el punzonado se realizó bajo condiciones estables y comparables entre lotes, y proporciona un contexto micro/macro-morfológico para los resultados de HER previamente presentados. Las diferencias observadas entre lotes y orientaciones se reflejan principalmente en la proporción relativa de zona de corte y zona de fractura, así como en la presencia de rasgos localizados dentro de la superficie de fractura.

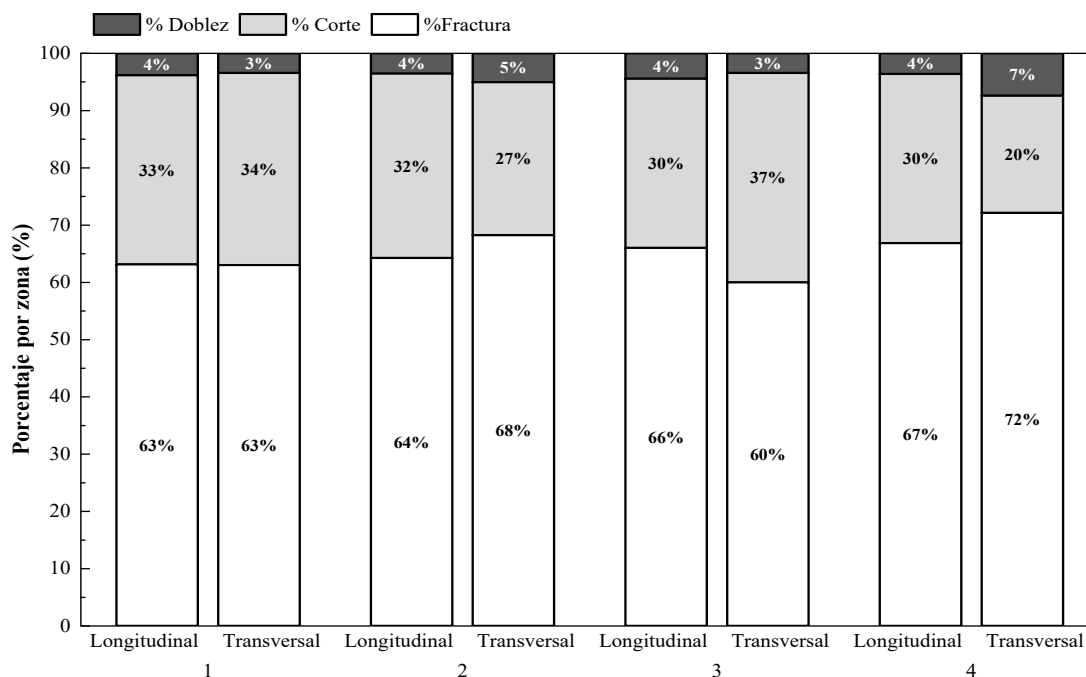


Figura 37. Porcentaje de zonas del borde generado por punzonado (doble, corte y fractura) por lote y orientación (longitudinal y transversal).

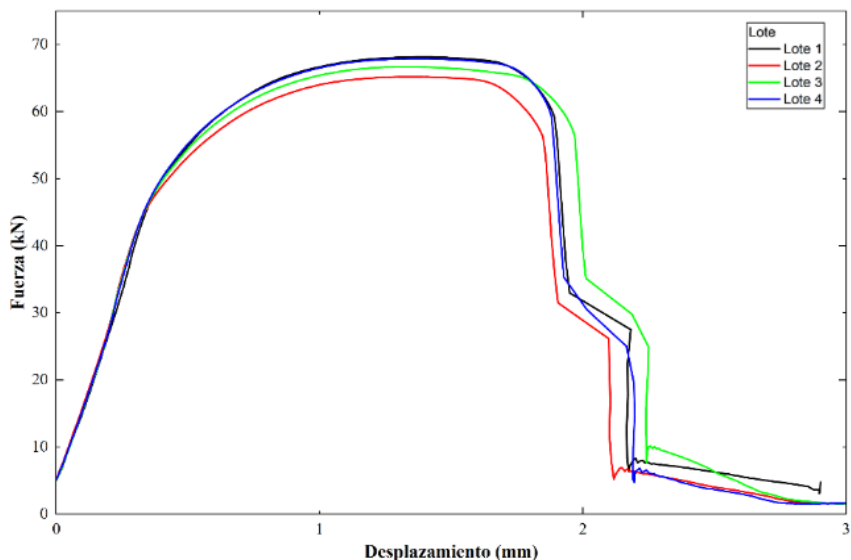


Figura 38. Curvas fuerza–desplazamiento registradas durante el punzonado por cizallamiento para cada lote.

#### 5.4.2 Evolución de la calidad de borde cizallado

El análisis de ensayos interrumpidos permitió describir la evolución del daño a lo largo del espesor durante el perforado por cizallamiento. La evaluación se realizó siguiendo la segmentación definida en la sección 3.4.1 (SAZ y zonas A, B y C), con el fin de identificar el inicio del daño y su progresión conforme aumenta la penetración del punzón. Las Figuras 39 y 40 corresponden al lote 2 y se incluyen como ejemplo por ser representativas del comportamiento observado en los cuatro lotes. En la Figura 39 se muestra la vista panorámica (50X) de las probetas interrumpidas al 8 % y 23 % de penetración del punzón respecto al espesor, indicando las zonas A, B y C analizadas. La Figura 40 presenta el detalle (200X) de estas zonas, donde se aprecia una deformación más marcada en el estado al 23 % respecto al  $\approx 8$  %, particularmente dentro de la región asociada a la SAZ.

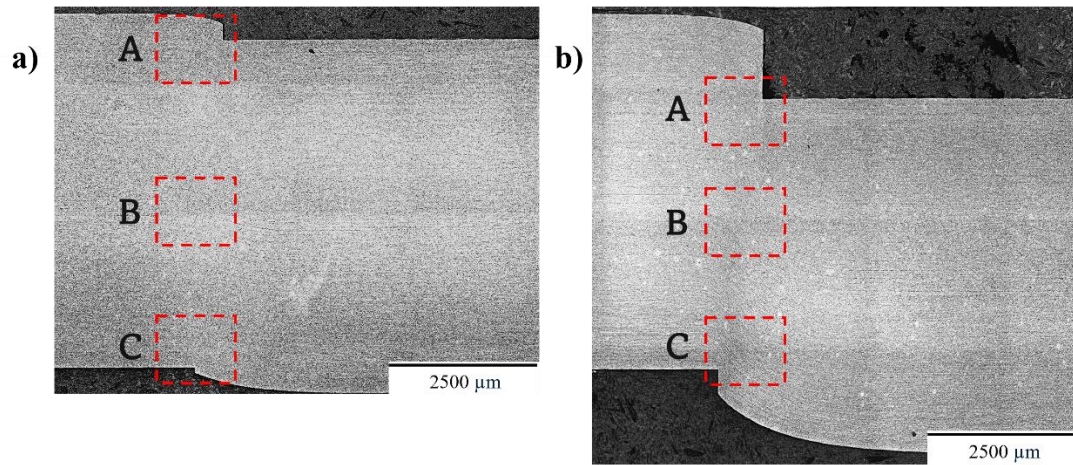


Figura 39. Vista panorámica (50X) de probetas con perforado interrumpido del lote 2: a)  $\approx 8\%$  y b)  $23\%$  de penetración del punzón respecto al espesor. Se indican las zonas A, B y C evaluadas a través del espesor.

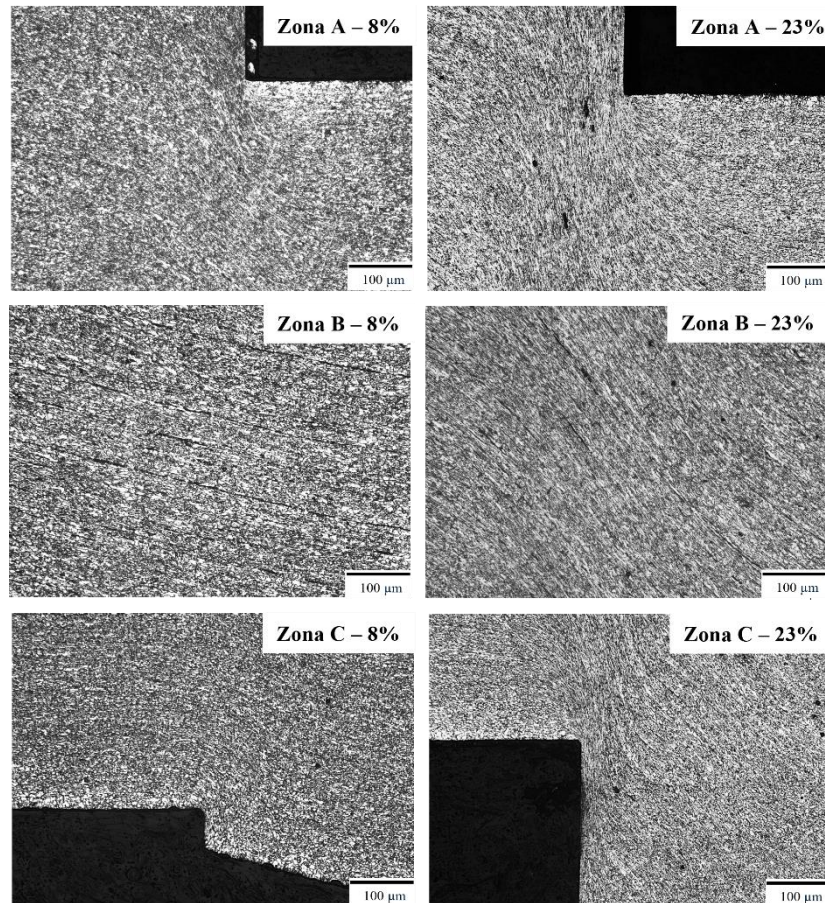


Figura 40. Vista en detalle (200X) de las zonas A, B y C del lote 2 para probetas con perforado interrumpido. Se observa una mayor deformación local en el estado al  $23\%$  respecto al  $\approx 8\%$ .

A continuación, se detallan los resultados relevantes de cada lote.

En el lote 1, en el 8 % de intrusión no se observó nucleación de grietas en las zonas A, B o C; únicamente se identificó flujo leve de la microestructura. La zona B mostró bandeamiento asociado a perlita sin evidencia de daño incipiente (Figura 41). En el 23 % se observaron grietas en las zonas A y C. En particular, en la zona C se identificó el origen en una inclusión de alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) mediante EDS (Figura 42). La zona B permaneció principalmente deformada, sin grietas visibles en las áreas evaluadas. En el 100 % se observó una grieta cercana al borde ( $\approx 0.2$  mm), asociada a una inclusión identificada por EDS (Figura 43), consistente con un mecanismo de nucleación localizado por partículas frágiles.

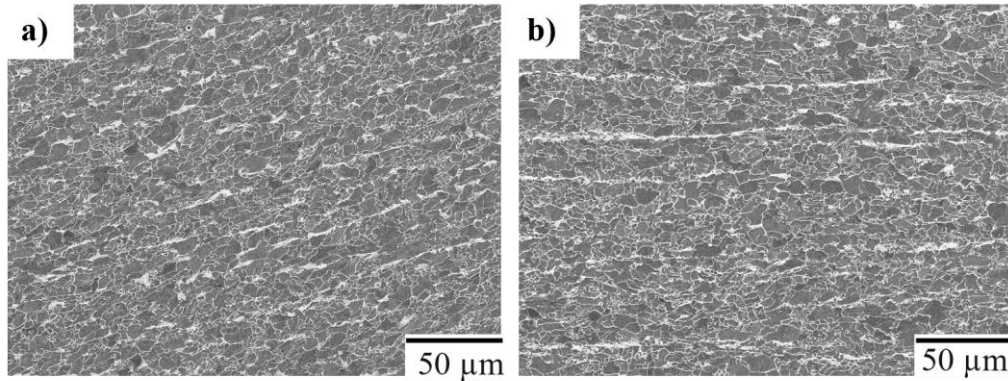


Figura 41. Lote 1 (8 %): imágenes MEB en zona B. a) región dentro de la SAZ; b) región a igual altura del espesor fuera de la SAZ para comparación microestructural.

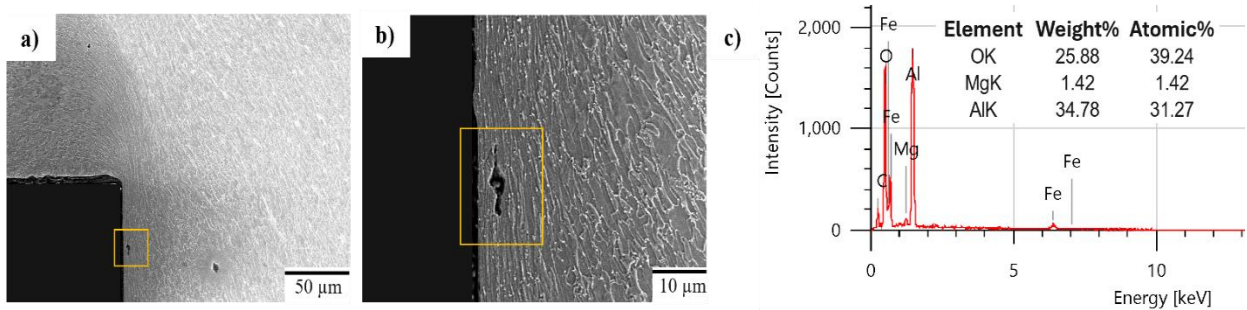


Figura 42. Lote 1 (23 %): grieta en zona C nucleada en inclusión identificada como alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). a) 500X; b) 2000X; c) EDS en el sitio de nucleación.

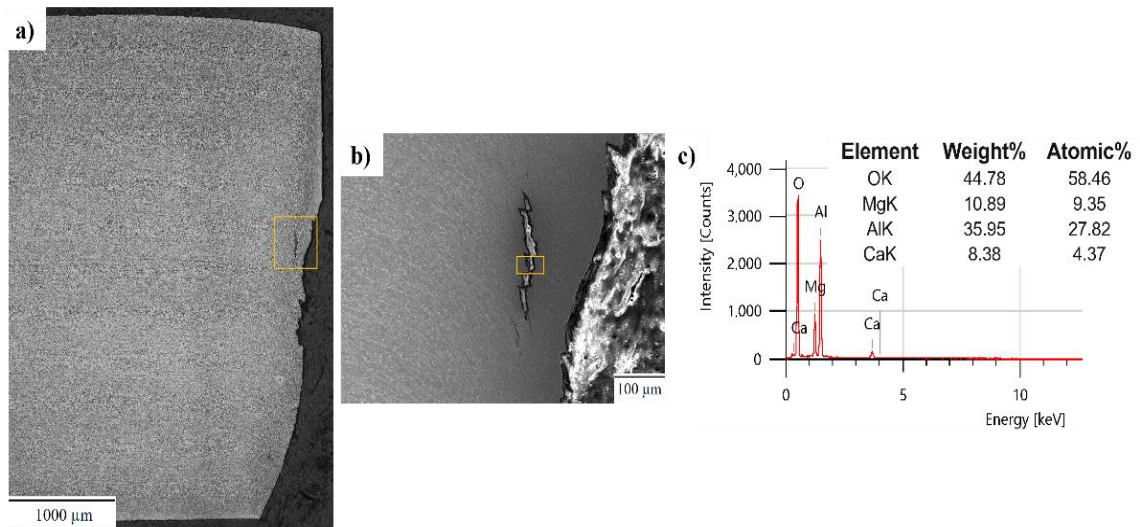


Figura 43. Lote 1 (100 %): a) vista general; b) detalle de grieta próxima al borde; c) EDS en la región asociada a la grieta.

El lote 2 presentó segregación central de perlita y bandeamiento marcado. Durante la inspección se observó presencia de inclusiones/precipitados, incluyendo MnS y TiN. En el 8 % no se observaron grietas en las zonas evaluadas. En el 23 % en la zona A se identificaron grietas asociadas a una inclusión compuesta, consistente con una partícula de TiN acompañada por sulfuros (Mn,Ca)S según el análisis EDS que se muestra en la Figura 44. En las zonas B y C se detectaron grietas pero no se logró detectar el origen (Figura 45). En el 100 % se observaron grietas próximas a la región de fractura y el EDS confirmó TiN en el sitio de iniciación (Figura 46).

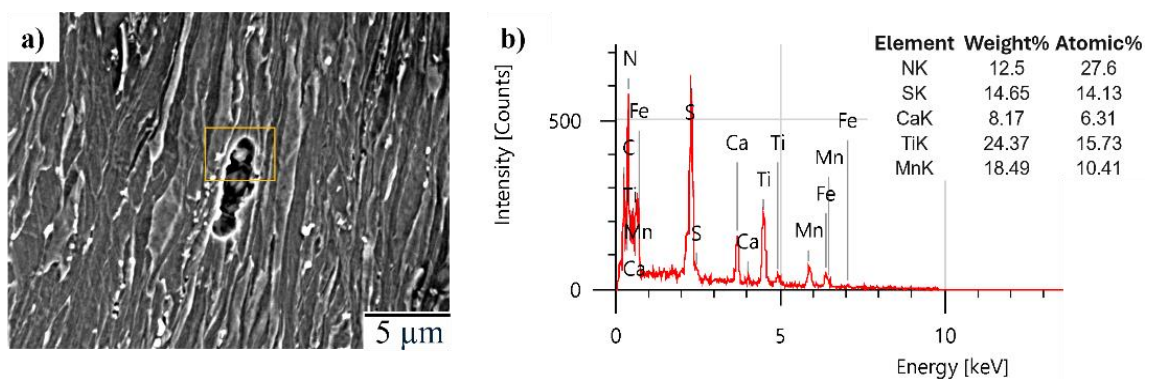


Figura 44. Lote 2 (23%): grieta en zona A compatible con una inclusión compuesta rica en Ti-N, asociada a sulfuros (Mn,Ca)-S.

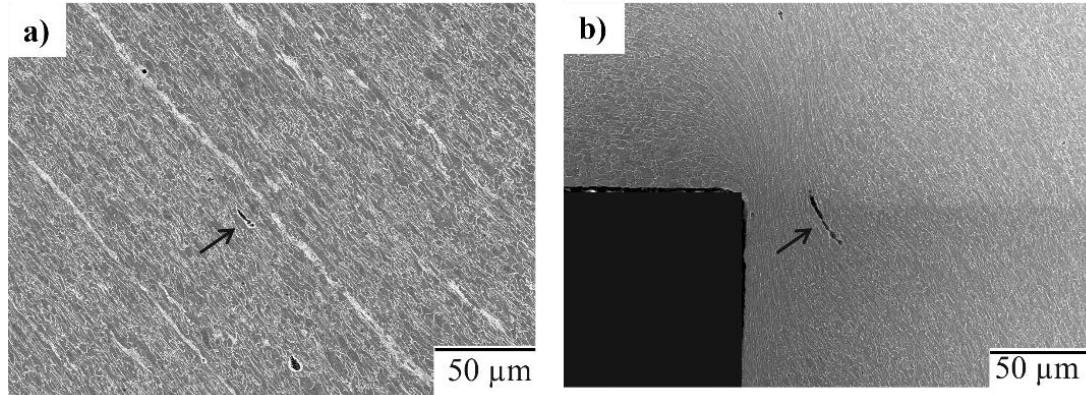


Figura 45. Lote 2 (23 %): ejemplos de grietas en a) zona B y b) zona C

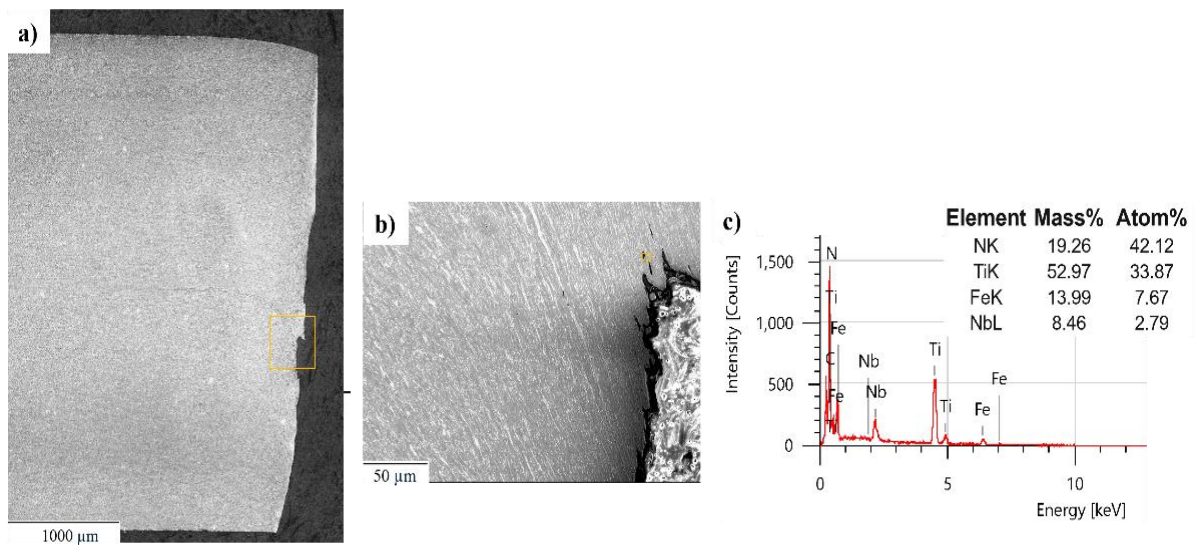


Figura 46. Lote 2 (100 %): a) vista general; b) detalle de grieta; c) EDS que confirma TiN en el sitio asociado a la grieta.

El lote 3 presentó bandeamiento de perlita leve y discontinuo y menor densidad aparente de precipitados que el lote 2. En el  $\approx 8\%$  no se observó nucleación de grietas. En el 23 % se registró daño localizado: en la zona A se observó una grieta asociada a alúmina y en la zona C se observaron grietas asociadas a alúmina y TiN (Figura 47). En el 100 %, las grietas observadas se asociaron a la propagación a través de regiones con inclusiones/precipitados duros, manteniendo el carácter localizado del daño.

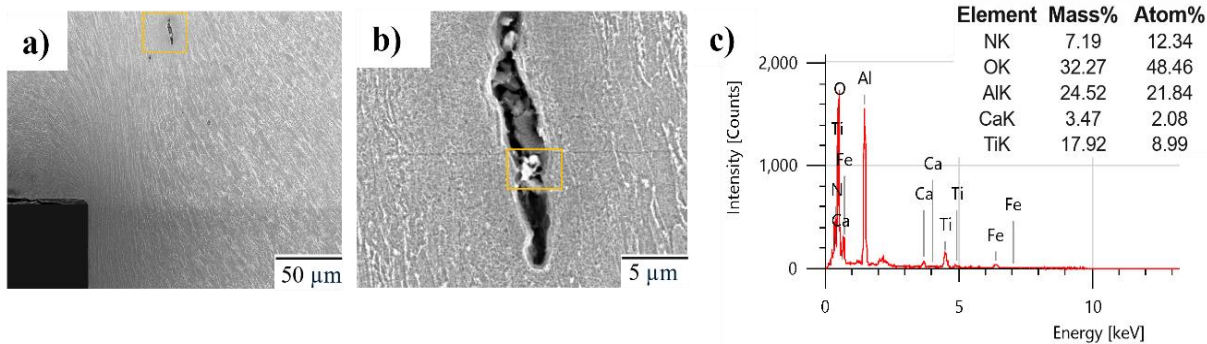


Figura 47. Lote 3 (23 %): evidencia de inclusiones/precipitados (TiN y alúmina) asociados a nucleación de grietas en zona C.

El lote 4 presentó segregación de perlita laminar y Mn, con bandeamiento menos marcado que el lote 2. En el 8 % no se observaron grietas. En el 23 % se detectaron grietas en zona B asociadas a precipitados identificados como TiN y Nb, y en zona A se observaron indicios de grietas cuyo origen no pudo confirmarse por EDS en todas las observaciones (Figura 48). En el 100 % se identificaron grietas próximas a la región de fractura; aunque algunas coincidían visualmente con zonas bandeadas, el EDS confirmó la presencia de TiN en el entorno inmediato de la grieta (Figura 49), por lo que el daño se reporta como dominado por precipitados/inclusiones frágiles.

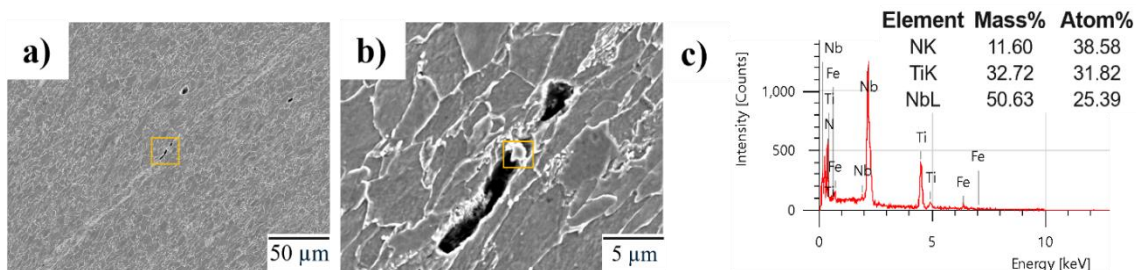


Figura 48. Lote 4 (23 %): zona B con aperturas de grietas asociadas a precipitados identificados como TiN y Nb.

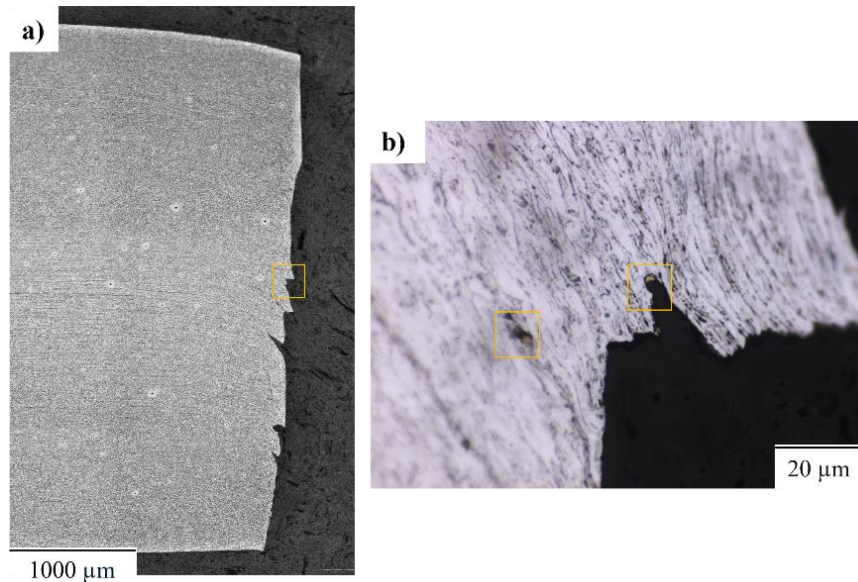


Figura 49. Lote 4 (100 %): presencia de TiN en el entorno inmediato de la grieta próxima a la región de fractura.

### 5.4.3 Microdurezas

Con el fin de cuantificar el endurecimiento inducido por el punzonado, se realizaron mediciones de microdureza Vickers en (i) el acero base y (ii) mapas de microdureza en la SAZ para muestras perforadas al 23% y al 100%. Dado que la extensión de la zona analizada varió entre mapas, particularmente en las muestras al 100%, donde no siempre fue posible incluir completamente la transición hacia acero base, la comparación entre condiciones se discute principalmente mediante el valor máximo registrado (HV máx) dentro del área mapeada, ya que este parámetro captura el nivel de endurecimiento local más representativo de la SAZ, en la Tabla 10 se resumen los principales resultados.

Tabla 10. Resumen de resultados de Microdureza

Lote	Acero base (HV media)	23% (HV máx)	$\Delta$ HV máx vs base	100% (HV máx)	$\Delta$ HV máx vs base
1	230	—	—	—	—
2	221	372	151	387	166
3	232	409	177	446	214
4	235	—	—	408	173

En condición de acero base, la dureza media por lote se ubicó entre 221 y 235 HV, con variaciones a través del espesor (intervalo máx–mín) de 12–25 HV. El lote 2 presentó la menor dureza media (221 HV) y el lote 4 la mayor (235 HV), mientras que los lotes 1 y 3 fueron similares (230–232 HV).

Para las muestras perforadas al 23% (solo lotes 2 y 3), se observó un incremento claro respecto al acero base, tanto en el valor medio del mapa como, sobre todo, en el máximo local:

- Lote 2: HV\_máx = 372 HV, equivalente a +151 HV respecto a su acero base (221 HV).
- Lote 3: HV\_máx = 409 HV, equivalente a +177 HV respecto a su acero base (232 HV).

Estos máximos indican que, aún antes del corte completo, el punzonado genera endurecimiento severo y localizado en la SAZ.

En el punzonado completo (lotes 2–4), los máximos fueron aún mayores, lo cual es consistente con una mayor deformación acumulada y con la proximidad/participación del proceso de fractura:

- Lote 2: HV\_máx = 387 HV → +166 HV vs acero base.
- Lote 3: HV\_máx = 446 HV → +214 HV vs acero base.
- Lote 4: HV\_máx = 408 HV → +173 HV vs acero base.

Al comparar directamente las condiciones 23% vs 100% (para los lotes disponibles), el valor máximo aumenta de forma moderada:

- Lote 2: 372 → 387 HV (+15 HV)
- Lote 3: 409 → 446 HV (+37 HV)

En conjunto, estos resultados confirman que el borde punzonado desarrolla una SAZ con endurecimiento máximo por encima del acero base (del orden de +150 a +214 HV, según lote y condición), y que el corte completo tiende a intensificar este efecto.

La Figura 50 (Lote 2) muestra que los valores elevados de dureza se concentran cerca del borde (SAZ), mientras que hacia el interior tienden a aproximarse a valores compatibles con el acero base. Comparativamente, el mapa de corte completo evidencia una zona endurecida más definida asociada a la condición final del borde, en acuerdo con el incremento del HV máx observado en la Tabla 10.

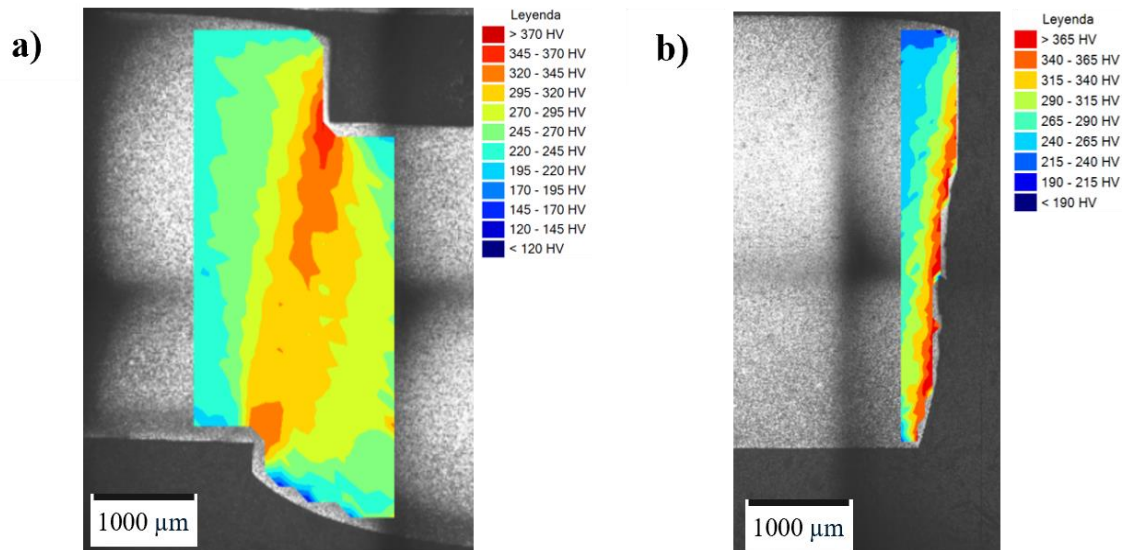


Figura 50. Mapa de microdureza en la SAZ del Lote 2: a) condición interrumpida (23% de penetración del punzón) y b) corte completo (100%). Se observa endurecimiento localizado en la zona cercana al borde.

#### 5.4.4 Fractografías en las muestras expandidas

Con el fin de documentar el modo de falla bajo una condición de borde libre de deformación plástica inducida por el corte, se realizaron observaciones de la zona de falla en probetas perforadas por EDM después del ensayo de expansión de orificio. Para cada lote se realizaron tres repeticiones y se seleccionaron las probetas con mayor y menor HER para analizar la grieta que detuvo el ensayo y cuantificar el adelgazamiento local asociado a la falla (Figura 51). En el caso del Lote 1, la dispersión en HER fue baja, por lo que se documentó una condición representativa con el objetivo de registrar el espesor remanente en la zona de falla.

En las vistas panorámicas se identifica la grieta que detuvo el ensayo, junto con la referencia de la parte interior del orificio. En todos los casos, la falla estuvo acompañada de una reducción marcada del espesor en la vecindad de la grieta respecto al espesor nominal de la lámina de 4.2 mm. La Tabla 11 resume el espesor remanente medido en la zona de falla (espesor final) para las condiciones de mínimo y máximo HER por lote. De manera consistente, las probetas que alcanzaron mayores valores de HER presentaron un menor espesor final al momento de la falla, lo cual indica que soportaron un nivel mayor de deformación localizada antes de la fractura. Por ejemplo, en el Lote 2 el caso de HER máximo (194.7%) presentó espesor final de 1.40 mm, mientras que el caso de HER mínimo (142.3%) presentó 1.90 mm. Tendencias similares se observaron en el Lote 3 (186.8% → 1.20 mm; 155.4% → 1.56 mm) y en el Lote 4 (192.8% → 1.23 mm; 175.2% → 1.44 mm). En conjunto, estas observaciones establecen una referencia geométrica post-HER para cada lote bajo condición EDM, útil para contrastar posteriormente el efecto del daño de borde introducido por el perforado por cizallamiento.

Tabla 11. Espesor remanente medido en la zona de falla en probetas EDM seleccionadas (mínimo y máximo HER por lote).

<b>Lote</b>	<b>HER mín (%)</b>	<b>Espesor final (mm)</b>	<b>HER máx (%)</b>	<b>Espesor final (mm)</b>
Lote 1	179.9	—	198.9	1.46
Lote 2	142.3	1.90	194.7	1.40
Lote 3	155.4	1.56	186.8	1.20
Lote 4	175.2	1.44	192.8	1.23

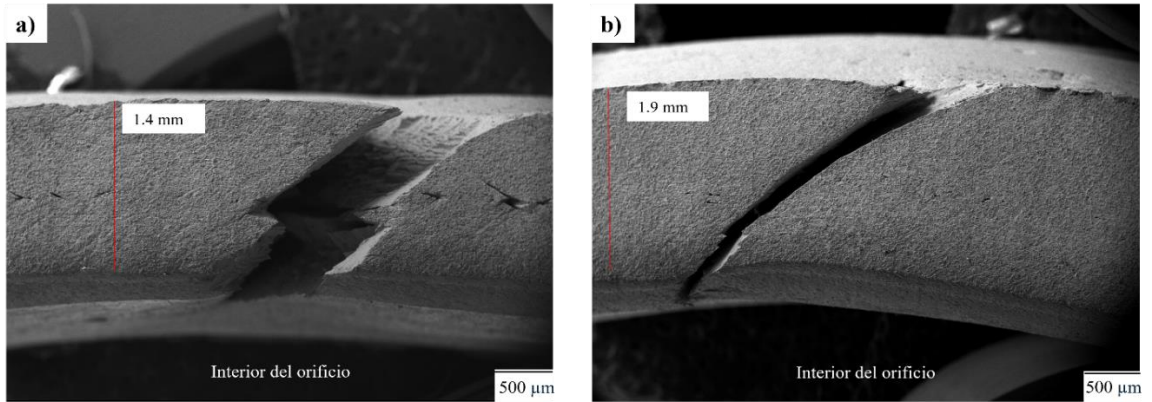


Figura 51. Zona de falla posterior al ensayo de expansión de orificio en probetas con borde EDM del Lote 2. Se muestran las probetas con (a) mayor HER (194.7) y (b) menor HER (142%). En cada imagen se indica la parte interior del orificio y se marca la región donde se cuantificó el espesor remanente en la zona de falla.

# 6. Discusión

## 6.1 Aspectos mecánicos

### 6.1.1 La influencia del corte y propiedades mecánicas en la ductilidad de borde

Primero se determinó si las propiedades mecánicas globales del acero tienen relación con la ductilidad de borde, medida mediante el HER. En los lotes evaluados, las propiedades mecánicas resultaron similares entre sí y no se observó una correlación clara entre estos valores y el HER obtenido, tanto en las muestras perforadas por cizallamiento (Figura 52) como en las perforadas por EDM (Figura 53). Es decir, pequeñas variaciones en la resistencia o dureza del material base no produjeron diferencias significativas en la ductilidad de borde. Esto sugiere que las propiedades mecánicas globales no ejercen un efecto apreciable sobre la ductilidad de borde cuando se trata del mismo grado de acero con procesamiento similar (microestructura e historial de laminación). En otras palabras, para un acero dado, la ductilidad de borde parece estar dominada por factores locales (por ejemplo, el daño introducido en el borde) y no por ligeras variaciones en la resistencia o en la ductilidad.

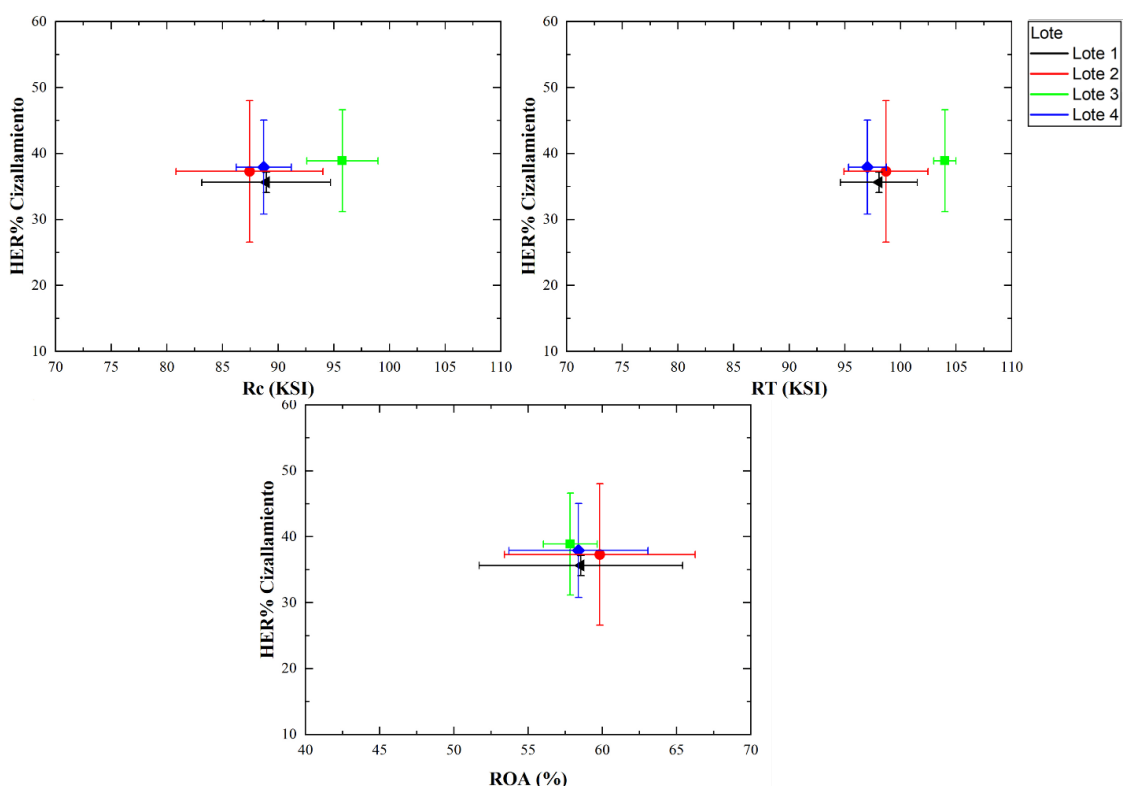


Figura 52. HER con bordes cizallados contra las propiedades mecánicas globales (RC, RT) y locales (ROA, TFS).

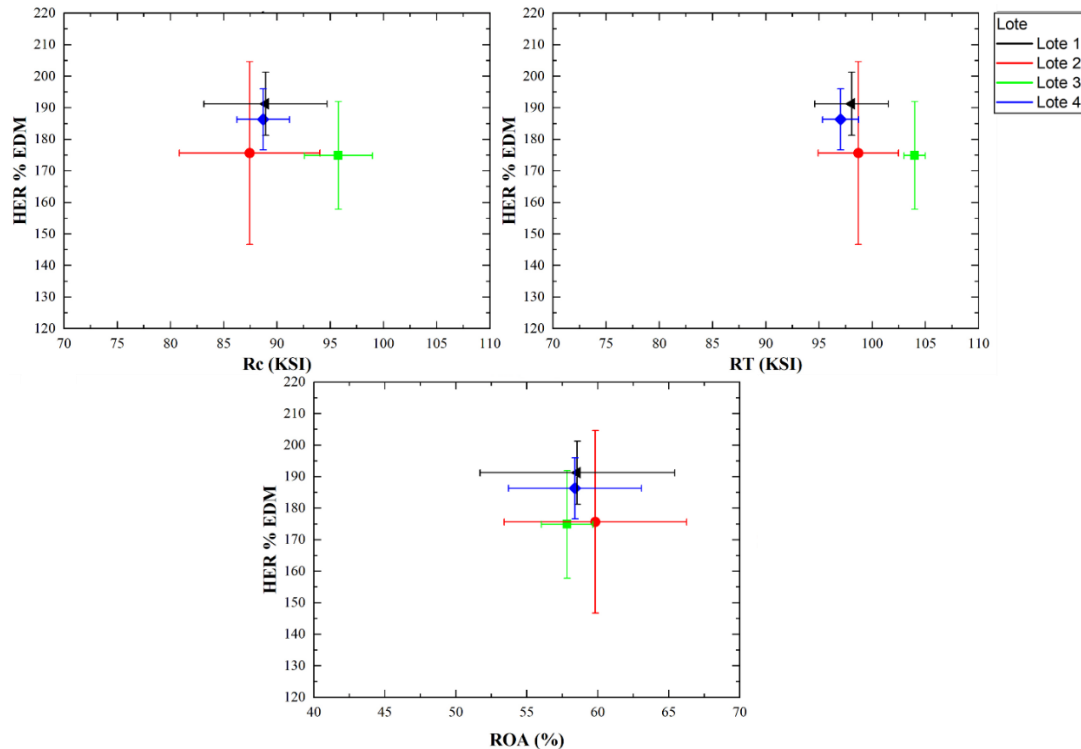


Figura 53. HER con bordes perforados por EDM contra las propiedades mecánicas globales (RC, RT) y locales (ROA, TFS).

Este hallazgo coincide con reportes previos en la literatura, que señalan que la formabilidad local (ductilidad de borde) no puede predecirse directamente a partir de ensayos de tensión convencionales [18], [65].

En contraste, el método de corte del orificio mostró un efecto considerable sobre la ductilidad de borde. Los resultados muestran que los orificios realizados por EDM alcanzaron un HER promedio ~182%, mientras que los orificios perforados por cizalla apenas lograron ~37% en promedio. Es decir, la ductilidad de borde se redujo a una quinta parte al comparar un borde cortado sin daño con un borde cizallado. Esto se atribuye al daño inducido por el cizallado (SAZ): la operación de punzonado introduce endurecimiento por deformación, debido al incremento en densidad de dislocaciones, limitando su capacidad de expandirse posteriormente. Las curvas fuerza-desplazamiento registradas durante el punzonado fueron muy similares entre los distintos lotes, indicando que todos experimentaron la misma severidad de corte. En todos los casos, el borde cizallado presentó una zona cortante endurecida (SAZ) con microdurezas elevadas de hasta ~446 HV, casi el doble de la dureza del metal base de ~230 HV, evidencia de trabajo en frío y cambios microestructurales en la capa final. Esto sugiere que el proceso de corte por cizalla impuso un daño similar en todos los lotes, un daño lo suficientemente severo como para gobernar el HER independientemente de variaciones menores entre materiales. Los resultados concuerdan con otros estudios: los bordes producidos por corte no convencional (e.g. maquinado, láser, chorro de agua) muestran una calidad superior y una mayor ductilidad de borde, mientras que los bordes cizallados tradicionales presentan una ductilidad menor [18], [48].

A pesar de las diferencias en microestructura, resistencia y dureza de la SAZ entre los cuatro lotes, sus valores de HER cizallado convergieron en un rango sorprendentemente estrecho (36–39%). Este fenómeno indica que la SAZ actúa como un factor “nivelador”, imponiendo un límite máximo a la ductilidad de borde que puede alcanzarse en condiciones industriales de corte.

Por último, cabe hacer una crítica al procedimiento de la norma ISO 16630, que define el claro de punzonado únicamente en función del espesor de la lámina, sin considerar el tipo de acero. Aunque esto simplifica la comparación entre ensayos, puede conducir a resultados no representativos. En este trabajo se observaron grietas en la superficie de fractura al aplicar el claro estándar (~11.8%), si bien no se hicieron estudios variando este parámetro, puede ser un factor que limite los resultados del HER. La literatura respalda esta observación: Wu y Bahmanpour encontraron que aceros DP son especialmente sensibles a claros pequeños (~10–12%), mientras que grados como CP o HSLA toleran mejor valores mayores (~15–17%) sin comprometer la calidad del borde [64]. De forma similar, Larour et al. reportaron que en DP980, aumentar el claro de 10% a 15% incrementó el HER hasta tres veces, atribuyéndolo a una zona afectada por deformación (SAZ) menos dañada y con menor concentración de tensiones [63]. Ambos estudios concluyen que el claro óptimo depende del grado y microestructura del acero, y que la holgura fija de la norma puede subestimar la ductilidad de borde real del material. En consecuencia, sería recomendable que la norma permitiera ajustar el juego de corte según el acero evaluado, a fin de obtener una caracterización más realista de su formabilidad local.

## 6.2 Características metalúrgicas

### 6.2.1 Segregación, bandeamiento y distribución de fases

Aunque los cuatro lotes comparten una microestructura ferrítico–perlítica fina típica de aceros HSLA laminados en caliente, los resultados metalográficos evidencian diferencias asociadas principalmente a la heterogeneidad a través del espesor: varía la intensidad del bandeamiento, la fracción de perlita y la manera en que la segregación de C y Mn se organiza en la sección. En todos los casos se observó un incremento de perlita hacia la zona media del espesor; sin embargo, los lotes 1, 2 y 4 presentan además una banda central alineada con la dirección de laminación, mientras que el lote 3 muestra una transición más difusa e intermitente, sin un plano central continuo (Figura 24). Estas características sugieren variaciones locales de composición y de cinética de transformación que se manifiestan como cambios en la distribución de fases a través del espesor.

Desde el punto de vista metalúrgico, este comportamiento es coherente con la termodinámica de la solidificación dendrítica: elementos con coeficiente de partición  $k < 1$  como Mn, P y S tienden a enriquecerse en el líquido interdendrítico durante la solidificación. Ese líquido finalmente alimenta regiones cercanas al centro del planchón, generando bandas de segregación que, después del laminado en caliente, se estiran y quedan orientadas paralelas a la dirección de laminación, manifestándose como bandeamiento ferrítico–perlítico y segregación central. Dado que el Mn estabiliza la austenita y desplaza las curvas de transformación, las zonas enriquecidas transforman más

tarde o favorecen fracciones mayores de fases más duras, típicamente una mayor fracción perlítica (e incluso constituyentes más resistentes si la cinética lo permite), lo que se traduce en bandas con mayor dureza relativa y menor ductilidad local. Este mecanismo ha sido reportado para bandas centrales asociadas a segregación C–Mn en aceros ferrita–perlita y HSLA laminados en caliente [2], [66]

En términos comparativos, los lotes 1, 2 y 4 muestran un bandeamiento bien definido y una segregación central continua; en ellos, la perlita se concentra en una franja central con fracciones del orden de 8–10 % (lotes 1 y 2) y un bandeamiento macroscópico evidente, particularmente en el lote 4. El lote 3, en cambio, presenta la mayor fracción de perlita en el centro ( $\approx 11$ – $14$  %), pero distribuida de manera difusa e intermitente, sin conformar una banda central continua.

Esta heterogeneidad microestructural se vincula directamente con la ductilidad de borde cuantificada el HER. En términos generales, cuando el borde presenta daño mínimo (p. ej., bordes generados por EDM o mecanizado), la HER refleja principalmente la capacidad intrínseca del material para acomodar deformación localizada sin nucleación/crecimiento acelerado de daño; bajo esas condiciones, la diferencia de dureza entre fases (y, por tanto, la incompatibilidad plástica) y la resistencia a la fractura adquieren un rol preponderante [67], [68], [69]. Esto es coherente con los valores elevados de HER observados para EDM ( $\approx 175$ – $191$ %), en comparación con los bordes cizallados (36–39%).

El mecanismo por el cual la segregación, el bandeamiento y la distribución de fases afectan la HER se relaciona con la localización de deformación y la nucleación temprana de microvacíos. Durante la expansión de orificio, el borde experimenta tracción circunferencial y gradientes de deformación cercanos a la superficie; la deformación tiende a concentrarse en la fase más blanda (ferrita) adyacente a islas o bandas más duras (perlita), generando concentraciones locales de tensión y triaxialidad en interfaces ferrita–perlita. Estas zonas actúan como sitios preferenciales de iniciación de daño, seguido por crecimiento y coalescencia de vacíos, mecanismos ampliamente descritos para ensayos tipo HER [67], [68], [69].

Un punto importante derivado de los ensayos interrumpidos y de las muestras perforadas al 100% es que, aun cuando se identificó una banda central asociada a segregación, no se detectaron grietas cuya iniciación ocurriera en dicha zona. Esto indica que para las condiciones evaluadas, la segregación central no actúa como sitio primario de nucleación de daño en HER. En expansión de orificio, la deformación crítica tiende a concentrarse primero en la vecindad del borde y en bordes cizallados, en la zona afectada por cizallamiento, por lo que la iniciación queda dominada por la microestructura y defectos cercanos al borde. En este contexto, el efecto de la banda central se interpreta más como un factor que puede influir en la propagación a través del espesor que como el origen directo de la primera grieta [70].

Los resultados por lote sugieren un balance entre dos efectos opuestos. Por un lado, una mayor fracción/continuidad de constituyentes duros en la zona central (como se observó en los lotes 2 y 3) puede disminuir la ductilidad local y aumentar la dispersión de HER, al incrementar la incompatibilidad de deformación y la densidad de sitios potenciales de nucleación de daño [2]. Por otro lado, se ha reportado que ciertas morfologías bandeadas

pueden desviar la propagación de la grieta y promover delaminación, reduciendo la restricción a través del espesor y retrasando la formación de una grieta única dominante, lo que puede aumentar la expansión alcanzable antes de la fractura completa [70]. En este sentido, la tendencia a delaminación observada en tracción para los lotes 1, 2 y 4 sugiere que la banda central puede favorecer trayectorias de propagación menos críticas para la expansión de orificio, lo que es coherente con los mayores valores promedio de HER en EDM para los lotes 1 y 4.

### 6.2.2 Inclusiones y precipitados como nucleadores de daño

La ductilidad de borde está fuertemente influenciada por la presencia de inclusiones e intermetálicos duros y frágiles. En particular, inclusiones de alúmina ( $Al_2O_3$ ) y precipitados/inclusiones basadas en nitruros de titanio (TiN), incluyendo TiN primarios y complejos TiN–MnS, actúan como sitios preferenciales de nucleación de daño porque introducen discontinuidades mecánicas severas: presentan alta dureza, baja deformabilidad y una interfaz matriz–inclusión susceptible a decohesión bajo estados de esfuerzo triaxiales típicos del borde expandido [71][72], [73].

Las alúminas, por su naturaleza cerámica y su morfología frecuentemente angular o en agregados, tienden a generar concentraciones locales de esfuerzo. Durante la expansión, el campo de deformación alrededor de una  $Al_2O_3$  puede promover: (i) microgrietas dentro de la inclusión por su fragilidad intrínseca; (ii) decohesión matriz–inclusión por incompatibilidad de deformación; y (iii) nucleación de microvacíos que posteriormente crecen y coalescen. En un borde cizallado, donde ya existen microdefectos y endurecimiento por deformación, la presencia de una alúmina funciona como un amplificador de daño, reduciendo la deformación requerida para iniciar grietas [72], [73].

Un aspecto importante es que la limpieza inclusionaria medida bajo ASTM E45[58] puede ser excelente y, aun así, permanecer sensible a agrietamiento en la expansión de orificios. En expansión de orificios el daño se gobierna por defectos locales, de modo que una sola alúmina ( $Al_2O_3$ ) dura y frágil ubicada en la zona de máxima deformación (borde y su vecindad) puede ser suficiente para detonar el agrietamiento por iniciación de vacíos/decohesión y posterior coalescencia, aun cuando el promedio global de limpieza sea muy favorable [72], [73], [74], [75].

El segundo elemento clave es la población de inclusiones e intermetálicos duros, en particular los nitruros de titanio (TiN) primarios y los complejos TiN–MnS. La literatura ha mostrado que Ti y N tienden a concentrarse en el líquido residual durante la solidificación; de este modo, aun cuando el contenido global esté por debajo del límite de solubilidad, las condiciones locales en zonas interdendríticas pueden favorecer la precipitación de partículas primarias de TiN de tamaño micrométrico [9, 11]. Estas partículas pueden actuar además como núcleos para la precipitación de sulfuros de Mn, dando lugar a inclusiones complejas TiN–MnS en aceros microaleados [65].

Durante la caracterización de los lotes se identificaron las siguientes tendencias:

- En los lotes 1, 2 y 4, los precipitados gruesos de TiN se localizaron preferentemente dentro de las bandas de segregación perlítica centrales, co-alineados con la dirección de laminación.
- En el lote 3, estas partículas aparecen más dispersas, asociadas a zonas de enriquecimiento difuso de solutos, pero sin formar una banda continua.

La co-localización TiN–bandas segregadas es metalúrgicamente esperable: durante solidificación/colada continua, Ti y N se enriquecen en el líquido interdendrítico y en las regiones de última solidificación; adicionalmente, la menor velocidad de enfriamiento hacia el centro del planchón aumenta el tiempo disponible para crecimiento de precipitados. En conjunto, esto favorece tanto la presencia como el engrosamiento de TiN precisamente en regiones segregadas, que luego se estiran durante la laminación y terminan alineadas en bandas [76], [77]. Así, las zonas segregadas no sólo son más duras por la mayor fracción de perlita, sino que actúan como contenedores de defectos duros y frágiles, convirtiéndose en sitios preferenciales para nucleación de cavidades bajo carga. Este escenario concuerda con estudios donde las interfaces entre fases de distinta dureza y la presencia de inclusiones duras (TiN, óxidos de Al) se identifican como nucleadores dominantes de daño en HSLA y aceros multiphase [18], [78], [79].

Se ha reportado un tamaño crítico cercano a  $\sim 4.9\text{--}5\ \mu\text{m}$  asociado con iniciación/propagación de microgrietas y degradación de propiedades mecánicas en aceros microaleados con Ti, así como la relevancia de contabilizar/limitar  $\text{TiN} > 5\ \mu\text{m}$  por su relación con mecanismos de fractura [76], [80]. En este sentido, las partículas medidas en este trabajo ( $\approx 5\text{--}10\ \mu\text{m}$ ) se ubican dentro del rango descrito como potencialmente crítico; por lo tanto, se recomienda minimizar la fracción de TiN gruesos y desplazar la distribución de tamaños hacia partículas finas (idealmente submicrométricas o, al menos, por debajo de unos pocos micrómetros), reduciendo su rol como nucleadores de daño [76], [77], [80].

Finalmente, esto también fue consistente con las fractografías de los ensayos de tensión, donde se observó delaminación en los lotes 1, 2 y 4. Si bien en este trabajo la delaminación es compatible con la presencia de heterogeneidad y trayectorias preferenciales asociadas a bandas, cabe notar que algunos autores han correlacionado este fenómeno más fuertemente con la presencia de defectos específicos (por ejemplo, inclusiones ricas en Nb u otros defectos localizados) que exclusivamente con la banda de segregación perlítica [61]. Esta distinción es útil porque refuerza la idea central de la ductilidad de borde: la falla puede estar controlada por la competencia entre heterogeneidad microestructural “de fondo” (bandeamiento/contraste de dureza) y la existencia de disparadores discretos (inclusiones duras críticas) ubicados en regiones donde la deformación se localiza.

## 7. Recomendaciones

Con base en los resultados, no se observó correlación entre las propiedades mecánicas globales y la formabilidad local (HER), por lo que es necesario replantear el diseño metalúrgico y el procesamiento del HSLA 80 en bordes cizallados. El daño acumulado en la SAZ limita la ductilidad de borde y uniforma el desempeño a valores bajos (~37% HER), casi independiente de pequeñas variaciones en la resistencia. Aun así, se identificaron fuentes claras de nucleación de daño (TiN grueso, inclusiones de  $Al_2O_3$  y segregación central de perlita), que orientan mejoras microestructurales. Con ello, se proponen recomendaciones en dos frentes: ajustar la metalurgia del grado para aumentar tolerancia al daño y optimizar el corte para reducir el defecto inicial.

### 7.1 Optimización de los Procesos de Corte y Manufactura

Los resultados mostraron que la calidad del proceso de corte tiene un efecto crítico sobre la ductilidad de borde: el HER promedio cayó de ~180% (borde cortado por EDM, prácticamente libre de daño) a ~37% (borde cizallado convencional). Esto confirma que, por más “limpio” y resistente que sea el acero, el punzonado gobierna la formabilidad del borde. Por tanto, se proponen varias recomendaciones enfocadas en minimizar la profundidad y severidad de la SAZ inducida por el corte, con el fin de recuperar parte de la formabilidad intrínseca perdida:

- **Ajuste del claro de corte:** Se aconseja optimizar el claro específicamente para HSLA 80 mediante estudios de diseño experimental. El claro óptimo dependerá del espesor y también de la resistencia al corte y capacidad de endurecimiento por deformación del material; por ello, determinar el claro idóneo para maximizar la zona de fractura limpia y minimizar la altura de rebaba en este grado aportará beneficios al desempeño en servicio [63].
- **Geometría y material de las herramientas de corte:** La geometría del punzón influye en el estado tensional en el momento del corte. Un punzón plano tradicional induce una alta compresión antes de la fractura, generando mayor daño plástico en el borde. Por lo tanto, se propone emplear punzones de geometría no plana (por ejemplo, punzones con chaflán cónico, tipo “techo” roof-top o con perfil ondulado) que introducen componentes de tracción localizada o un cizallamiento progresivo durante el punzonado. Estas geometrías alternativas ayudan a iniciar la grieta con menor fuerza de corte y reducen la deformación plástica acumulada en el borde remanente [81]. En particular, los punzones con chaflán perimetral han demostrado disminuir la zona endurecida y mejorar notablemente el HER en aceros de fase dual y HSLA [82]. De igual modo, es crucial gestionar el desgaste de las herramientas: el HSLA 80, con sus microaleantes y precipitados duros, tiende a ser más abrasivo que aceros al carbono ordinarios. El desgaste del filo (radio) del punzón degrada rápidamente la calidad del corte, aumentando la extensión de la SAZ.

## 7.2 Diseño Metalúrgico del HSLA 80

El enfoque clásico de los aceros microaleados HSLA se ha concentrado en cumplir requisitos de resistencia y soldabilidad mediante refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación. Sin embargo, para aplicaciones que involucran deformación en bordes cizallados, la limpieza inclusionaria y la homogeneidad microestructural deben recibir igual prioridad que la resistencia mecánica. Se recomiendan varias estrategias metalúrgicas para maximizar la tolerancia al daño del HSLA 80:

- **Control de precipitados (Relación Ti/N óptima):** Dado que uno de los hallazgos críticos fue la nucleación de microgrietas en precipitados cúbicos de TiN de tamaño micrométrico (5–10  $\mu\text{m}$ ) ubicados en zonas segregadas, se aconseja revisar la ingeniería de la microaleación para minimizar la formación de estos compuestos. Es fundamental mantener el contenido de nitrógeno lo más bajo posible (idealmente < 60 ppm) y ajustar la adición de titanio solo a lo necesario para refinar el grano, evitando excesos que formen TiN primarios en el líquido. Una relación Ti/N cercana a la estequiométrica ( $\sim 3.4:1$ ) o ligeramente por debajo, combinada con niveles absolutos reducidos de Ti y N, minimizará la fracción de TiN grueso precipitado durante la solidificación [83], [84], [85]. Asimismo, acelerar la solidificación en colada continua incrementando la velocidad de enfriamiento secundario ayudará a suprimir el crecimiento difusional de TiN, forzando una distribución de precipitados más fina. Estudios reportan que reducir el tamaño de TiN por debajo de  $\sim 5 \mu\text{m}$  es un factor clave para estabilizar la tenacidad y ductilidad del acero [80]. Adicionalmente, se puede considerar un balance de microaleación con niobio en lugar de titanio: los carbonitruros Nb(C,N) precipitan a menor temperatura y típicamente en tamaños mucho más finos que los TiN de alta temperatura, resultando menos nocivos para la nucleación de vacíos [86]. Un diseño químico que confíe más el endurecimiento al Nb en vez de Ti (controlando cuidadosamente la recristalización para evitar anisotropía) puede mantener la resistencia deseada con precipitados más benignos para la integridad del borde.
- **Gestión de inclusiones no metálicas (tratamiento Ca y desoxidación):** Aunque los lotes evaluados mostraron una limpieza inclusionaria global adecuada, la fractura en el ensayo HER estuvo gobernada por zonas de nucleación de daño a nivel local. Se identificó que islas de alúmina residual actuaron como focos de agrietamiento en varias muestras (especialmente en los lotes 1 y 3). Por ello, se recomienda optimizar la práctica de desoxidación y el flujo en el distribuidor para maximizar la flotación de inclusiones. Adicionalmente, el tratamiento con calcio debe diseñarse para modificar también las alúminas sólidas hacia aluminatos de calcio líquidos, facilitando su aglomeración y separación del acero líquido, o asegurando que las remanentes sean esféricas y encapsuladas por sulfuros, lo que reduce su nocividad mecánica [87].
- **Homogeneización de segregación central y bandedo:** Las segregaciones centrales de C, Mn, P, etc., generan una banda de alta dureza y baja ductilidad que, al ser parte del borde cizallado, sufre daño desproporcionado frente a la matriz ferrítica adyacente. Para mitigar este efecto, a nivel de proceso de acero se sugieren dos

acciones complementarias: (i) aplicar reducción suave en la colada continua y (ii) utilizar agitación electromagnética (EMS) durante la solidificación. La reducción suave mecánica en los metros finales de la máquina de colada, justo antes de la solidificación completa del planchón, consiste en comprimir ligeramente el planchón para contrarrestar la contracción de solidificación, forzando al líquido enriquecido en solutos a redistribuirse en vez de concentrarse en la línea central. Implementada correctamente, esta técnica reduce notablemente el espesor de la banda segregada sin introducir defectos internos. Por su parte, la agitación electromagnética en el molde y/o la zona secundaria rompe el crecimiento dendrítico columnar y promueve una solidificación más equiaxial. Como resultado, los elementos segregantes se dispersan en múltiples fronteras de grano en lugar de concentrarse en una sola banda continua, atenuando el contraste de dureza entre el centro y la superficie [88], [89]. Adicionalmente, puede considerarse un tratamiento térmico de homogeneización de los planchones antes del laminado: aumentar el tiempo o la temperatura de recalentamiento favorece la difusión de elementos como Mn, suavizando gradientes de composición dendrítica. Esta última opción, sin embargo, debe aplicarse con cautela por su costo energético y el riesgo de crecimiento excesivo de grano o disolución no deseada de precipitados microaleantes [87], [90].

- **Microestructura optimizada (de ferrita-perlita a ferrita-bainita-perlita):** El acero estudiado posee una microestructura base de ferrita poligonal + perlita, lo cual, según la literatura y las observaciones de fractura de este trabajo, limita la ductilidad de borde. La perlita laminar, por su alta dureza relativa y su morfología en capas, genera sitios preferenciales de nucleación de vacíos en las interfaces ferrita/cementita. Por ende, se recomienda evolucionar el diseño metalúrgico del HSLA 80 hacia una microestructura más homogénea y tenaz, por ejemplo, dominada por ferrita poligonal + bainita fina + perlita, con la cantidad de perlita reducida por bainita en lugar de ferrita poligonal + perlita. La bainita presenta una dureza más cercana a la de la ferrita fortalecida, reduciendo los gradientes locales de deformación, y carece de cementita laminar gruesa, con lo cual dificulta la nucleación temprana de grietas [2], [91]. Para lograr esta microestructura, se puede ajustar el régimen de enfriamiento tras el laminado en caliente (mesa de enfriamiento): aplicar enfriamiento acelerado controlado e interrumpido para suprimir la formación de perlita y promover la transformación bainítica a temperaturas intermedias [91]. Asimismo, una reducción del contenido de carbono en la aleación (p. ej. bajándolo a ~0.05%) disminuiría la fracción de fases duras (perlita/cementita) responsables de la fragilidad local. Cualquier pérdida de resistencia por bajar el C puede compensarse mediante endurecimiento por solución sólida adicional (mayor Si, Mn) y un refinamiento de grano más agresivo vía microaleación (Nb, Ti en cantidades optimizadas), siempre manteniendo el control estricto de los precipitados gruesos como se indicó. De esta forma, el acero obtendría una tenacidad intrínseca mayor en los bordes cizallados sin sacrificar sus propiedades mecánicas globales.

## 8. Trabajo a futuro

A continuación, se proponen algunas líneas de investigación futura para complementar y validar los hallazgos de este trabajo:

- **Caracterización 3D de la nucleación de daño:** Se sugiere emplear tomografía computarizada de rayos X de alta resolución (micro-CT) en probetas sometidas a ensayos de perforado interrumpido. Esta técnica no destructiva permitiría visualizar en 3D la iniciación y crecimiento de vacíos dentro del volumen material, sin los sesgos introducidos por la preparación metalográfica 2D. El seguimiento volumétrico del daño aclararía si las cavidades nuclean preferencialmente en ciertas interfaces internas (por ejemplo, en torno a inclusiones de TiN o MnS justo debajo de la superficie cizallada) o en la superficie libre debido a la rugosidad del corte. Así, la tomografía ofrecería una comprensión más completa de la evolución espacial del daño y ayudaría a correlacionar las observaciones micrográficas con la realidad tridimensional del material deformado [92].
- **Mapeo de deformación mediante EBSD-KAM:** Para entender la respuesta del acero a nivel cristalográfico, se recomienda realizar mapeos por difracción de electrones retrodispersados (EBSD) en la zona del borde cizallado antes y después de la expansión. En particular, el análisis de la orientación promedio de núcleo (Kernel Average Misorientation, KAM) brindaría una medida de la densidad de dislocaciones geoméricamente necesarias en cada microrregión. Correlacionando los mapas de KAM con la ubicación de las microgrietas observadas, podría definirse si la fractura se inicia en granos con alta energía deformacional almacenada o en fronteras de grano específicas. Esta información ayudaría a refinar el diseño microestructural para que tolere mejor la concentración de deformación localizada, por ejemplo, alinear orientaciones de grano o distribuir de forma más uniforme la deformación [93].
- **Análisis de precipitados a escala nanométrica:** Dado el rol crítico de los microaleantes en la fractura del HSLA 80, sería valioso complementar la caracterización con microscopía electrónica de transmisión (TEM). Mediante TEM se puede examinar la distribución, tamaño y naturaleza de los precipitados finos ( $< 100$  nm) dentro de la matriz ferrítica, los cuales contribuyen al endurecimiento sin necesariamente actuar como iniciadores de grietas. Contrastar la población de precipitados nano-métricos (por ejemplo, carbonitruros de Nb dispersos) con la población de partículas gruesas observadas por MEB (TiN,  $Al_2O_3$ ) permitiría afinar la estrategia de microaleación: por ejemplo, determinar hasta qué punto una mayor fracción de precipitados ultrafinos de Nb puede sustituir el aporte de precipitados gruesos de Ti sin detrimento de propiedades, maximizando la ductilidad del borde [94].
- **Modelado numérico del proceso de corte y fractura:** Se recomienda desarrollar modelos de elementos finitos (FEM) acoplados con criterios de daño para predecir el HER en etapa de diseño de componentes. Los modelos elastoplásticos convencionales (ej. Von Mises) no capturan la naturaleza de la fractura dúctil

cuando existe daño de cizallamiento. Por ello, se sugiere implementar formulaciones de daño por cavitación, como el modelo de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN), que simula la nucleación, crecimiento y coalescencia de vacíos en función del estado tensional y el contenido de inclusiones en el material. Adicionalmente, modelos fenomenológicos dependientes del estado de tensión, como GISSMO (Generalized Incremental Stress-State dependent MOdel), podrían calibrarse para representar la reducción de ductilidad debido al pre-daño en la SAZ bajo diferentes estados de carga (corte vs. tracción vs. biaxialidad) [95], [90], [96]. Al calibrar estos modelos con los datos experimentales obtenidos, sería posible realizar simulaciones paramétricas virtuales (variando claro, geometría de punzón, etc.) a fin de optimizar el proceso de punzonado y predecir el HER alcanzable, sin necesidad de fabricar múltiples herramientas ni prototipos físicos.

- **Estudio comparativo con los aceros de menor resistencia:** Finalmente, resulta importante investigar por qué aceros de baja aleación y menor resistencia (p. ej. aceros suaves IF) tienen una ductilidad de borde muy superior ( $HER > 100\%$  con bordes cizallados) en contraste con el HSLA 80 ( $\sim 37\%$ ).

## 9. Conclusiones

El desarrollo de esta investigación, mediante una caracterización experimental rigurosa y un análisis integral de variables metalúrgicas y de proceso, permitió esclarecer los factores que determinan la ductilidad de borde en el acero HSLA 80. A continuación, se presentan las conclusiones principales del estudio:

- **Propiedades globales vs locales:** Quedó demostrado que las propiedades mecánicas convencionales (límite de fluencia, resistencia a la tensión y elongación) medidas en ensayos de tracción uniaxial no predicen la formabilidad de bordes cizallados en el grado HSLA 80. Distintos lotes de material que cumplían con las especificaciones mecánicas nominales mostraron comportamientos de expansión de orificio muy similares entre sí, debido a que el daño introducido por el corte enmascaró sus diferencias intrínsecas. Este resultado valida la necesidad industrial de incorporar el ensayo de expansión de orificio (HET) como criterio de aceptación crítico, adicional a los ensayos de tracción, especialmente para aplicaciones de chasis y suspensión donde se involucran bordes troquelados.
- **Calidad del corte como factor dominante:** El proceso de corte por cizalla resultó ser el factor gobernante del desempeño en el ensayo HER, imponiendo una penalización drástica a la ductilidad de borde del HSLA 80. La eliminación del daño de borde mediante cortes sin deformación reveló un potencial de expansión intrínseca del material extraordinariamente alto (HER ~175–190%). En cambio, el punzonado convencional redujo ese potencial a valores promedio de apenas ~37%. Esta caída confirma que el HER medido industrialmente no refleja la ductilidad intrínseca del acero per se, sino su tolerancia al daño inducido por el corte. La SAZ generada por el punzonado, caracterizada por microgrietas y un endurecimiento extremo del material (>400 HV), actúa como un defecto preexistente que precipita la falla prematura del borde durante la expansión.
- **Mecanismos microestructurales de nucleación de daño:** A pesar de la alta limpieza global del acero, se identificaron imperfecciones microestructurales específicas que controlan la fractura en la SAZ del HSLA 80. En particular, se confirmó que los precipitados gruesos de TiN ( $\geq 5 \mu\text{m}$ , formados por segregación de microaleantes durante la colada) actúan como sitios preferenciales de iniciación de grietas frágiles bajo tensión triaxial. Del mismo modo, la presencia de inclusiones de alúmina en el borde cortado facilita la nucleación de vacíos y fisuras incipientes. Adicionalmente, la heterogeneidad microestructural por bandeado de perlita contribuye a la falla: la banda central más dura de perlita-ferrita promueve la localización de la deformación y la delaminación interna una vez que la grieta primaria se ha iniciado, reduciendo la energía de fractura requerida para propagarse a través de la sección.
- Se demostró que existe una interacción sinérgica entre la microestructura y el proceso de corte: una microestructura con partículas duras y poca capacidad de deformación (por ejemplo, precipitados de TiN gruesos en una matriz ya endurecida) es especialmente vulnerable a una SAZ extensa y frágil, conformando un sistema propenso a la fractura de baja energía. Por el contrario, mejoras en la tenacidad intrínseca de la microestructura o

en la calidad del borde cortado elevan significativamente el HER, confirmando la relación directa entre daño de corte y ductilidad observada.

- Para elevar el desempeño del acero HSLA 80 hacia los niveles exigidos por la industria automotriz moderna, es necesario cambiar el enfoque tradicional de “control de resistencia” a un enfoque integral de “control de daño”. Los hallazgos de este estudio indican que solo abordando ambos frentes, la metalurgia interna (eliminando o minimizando las segundas fases frágiles: precipitados gruesos, inclusiones, bandeado de perlita) y el proceso de manufactura (adoptando tecnologías de corte que preserven la integridad del borde: claros optimizados, punzones de geometría avanzada, etc.), se podrá cerrar la brecha entre el ~37% de HER actualmente obtenido y el >100% que el material mostró como potencial bajo condiciones ideales. En conclusión, el acero HSLA 80 posee la capacidad de alcanzar una ductilidad de borde mucho mayor a la actualmente lograda, siempre y cuando se controle el daño inducido por el proceso de corte a través de mejoras tanto en su diseño metalúrgico como en los procesos de conformado asociados.

# 10. Anexos

## Anexo I: limpieza interna de los lotes evaluados

Tabla 12: Limpieza interna en dirección longitudinal respecto con la laminación.

<b>Lote</b>	<b>Ubicación espesor</b>	<b>A (F)</b>	<b>A (G)</b>	<b>B (F)</b>	<b>B (G)</b>	<b>C (F)</b>	<b>C (G)</b>	<b>D (F)</b>	<b>D (G)</b>
1	Cara sup.	0	0	0	0	0	0	1	1
1	Centro	0	0	0	0	0	0	1	0.5
1	Cara inf.	0	0	0	0	0	0	1	0
2	Cara sup.	0	0	0	0	0	0	1	0
2	Centro	0	0	0	0	0	0	0.5	0.5
2	Cara inf.	0	0	0	0	0	0	1	0.5
3	Cara sup.	0	0	0	0	0	0	1	1
3	Centro	0	0	0.5	0	0	0	0.5	0
3	Cara inf.	0	0	0	0	0	0	0.5	0.5
4	Cara sup.	0	0	0	0	0	0	1	0
4	Centro	0	0	0	0	0	0	1	0.5
4	Cara inf.	0	0	0	0	0	0	1	0.5

# 11. Referencias

- [1] G. Ma, B. Gao, Z. Chen, Y. Li, R. Wu, and H. Gui, “High-Strength Low-Alloy Steels for Automobiles: Microstructure and Mechanical Properties,” *Materials*, vol. 18, 2025, doi: 10.3390/ma18204660.
- [2] D. Overby, C. Cathcart, X. Yu, T. Zhou, P. Badgley, and C. Martin-Root, “Edge stretchability of hot rolled high-strength low-alloy steel,” in *MS&T19*, Materials Science and Technology, 2019, pp. 912–919. doi: 10.7449/2019/MST\_2019\_912\_919.
- [3] Y. Chang, J. Zhang, S. Han, X. Li, and S. Yu, “Influence of Cutting Process on the Flanging Formability of the Cut Edge for DP980 Steel,” *Metals (Basel)*., vol. 13, 2023, doi: 10.3390/met13050948.
- [4] T. Hamryszczak, “Hot Rolling of HSLA Steels – a Review of Recent Studies,” *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 69, pp. 1151–1157, 2024, doi: 10.24425/amm.2024.150937.
- [5] Q. Zhang, X. Huo, L. Li, S. Chen, and C. Lu, “Correlation between Precipitation and Recrystallisation during Stress Relaxation in Titanium Microalloyed Steel,” *Metals (Basel)*., vol. 12, 2022, doi: 10.3390/met12111920.
- [6] A. Dolzhenko, A. Pydrin, S. Gaidar, R. Kaibyshev, and A. Belyakov, “Microstructure and strengthening mechanisms in an HSLA steel subjected to tempforming,” *Metals (Basel)*., vol. 12, no. 1, Jan. 2022, doi: 10.3390/met12010048.
- [7] R. C. Cochrane, “Phase transformations in microalloyed high strength low alloy (HSLA) steels,” in *Phase Transformations in Steels*, vol. 2, Woodhead Publishing, 2012, pp. 153–212. doi: 10.1533/9780857096111.2.153.
- [8] Y. Zhu, S. Fan, X. Lian, and N. Min, “Effect of Precipitated Particles on Austenite Grain Growth of Al- and Nb-Microalloyed 20MnCr Gear Steel,” *Metals (Basel)*., vol. 14, 2024, doi: 10.3390/met14040469.
- [9] M. Gruenbaum, G. Aydin, T. Dettinger, and S. Heibel, “Local formability of AHSS: Measurement technique, specimen types and robustness,” in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, IOP Publishing Ltd, 2019. doi: 10.1088/1757-899X/651/1/012056.
- [10] J. Goncalves, S. Alibeigi, and S. Sarkar, “Comprehensive understanding of effective parameters on edge cracking sensitivity of hot-rolled complex phase steels,” in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, IOP Publishing Ltd, 2019. doi: 10.1088/1757-899X/651/1/012108.
- [11] W. F. Hosford and R. M. Caddell, *Metal forming: mechanics and metallurgy*, 3rd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 2007.
- [12] H. Kuhn and D. Medlin, *ASM Handbook, Volume 8: Mechanical Testing and Evaluation*. Materials Park, OH: ASM International, 2000.
- [13] W. F. Hosford, *Mechanical behavior of materials*, 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 2010.
- [14] G. Dieter Jr., *Mechanical Metallurgy*. New York: McGraw-Hill Book Company, 1961.
- [15] D. Akeland, P. Fulay, and W. Wright, *The Science and Engineering of Materials*, 6th ed. Stamford: Cengage Learning, 2011.

- [16] B. Hance, “Advanced High Strength Steel: Deciphering Local and Global Formability,” in *IABC 2016*, Dearborn, MI, 2016.
- [17] I. A. Denks, M. Schneider, S. Westhäuser, and C. Lesch, “On the Correlation between Suitable Material Parameters for the Prediction of Local Formability of Advanced High Strength Steels,” *Steel Res. Int.*, vol. 90, 2019, doi: 10.1002/srin.201800460.
- [18] S. Heibel, T. Dettinger, W. Nester, T. Clausmeyer, and A. E. Tekkaya, “Damage Mechanisms and Mechanical Properties of High-Strength Multiphase Steels,” *Materials*, vol. 11, 2018, doi: 10.3390/ma11050761.
- [19] S. K. Paul, “Theoretical analysis of strain- and stress-based forming limit diagrams,” *J. Strain Anal. Eng. Des.*, vol. 48, pp. 177–188, 2013, doi: 10.1177/0309324712468524.
- [20] M. Mukherjee, S. Tiwari, and B. Bhattacharya, “Evaluation of factors affecting the edge formability of two hot rolled multiphase steels,” *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, vol. 25, pp. 199–215, 2018, doi: 10.1007/s12613-018-1563-1.
- [21] K. Mahesh and Anupama Sridevi, “A review on Hole Expansion Ratio,” *International Journal of Research in Engineering*, vol. 2, 2017, [Online]. Available: [www.anveshanaindia.com](http://www.anveshanaindia.com)
- [22] International Organization for Standardization, “ISO 12004-2:2021 — Metallic materials — Determination of forming-limit curves for sheet and strip — Part 2: Determination of forming-limit curves in the laboratory,” 2021. Accessed: Jan. 09, 2026. [Online]. Available: <https://www.iso.org/es/contents/data/standard/07/81/78138.html>
- [23] International Organization for Standardization, “ISO 16630:2017 — Metallic materials — Sheet and strip — Hole expanding test,” 2017. Accessed: Jan. 09, 2026. [Online]. Available: <https://www.iso.org/standard/69771.html>
- [24] ASTM International, “ASTM E290-22, Standard Test Methods for Bend Testing of Material for Ductility,” 2022. Accessed: Jan. 09, 2026. [Online]. Available: <https://store.astm.org/e0290-22.html>
- [25] ASTM International, “ASTM E8M-04 - Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric],” 2004, Accessed: Jan. 09, 2026. [Online]. Available: <https://store.astm.org/e0008m-04.html>
- [26] P. Larour, J. Freudenthaler, and T. Weissböck, “Reduction of cross section area at fracture in tensile test: Measurement and applications for flat sheet steels,” in *Journal of Physics: Conference Series*, IOP Publishing, 2017. doi: 10.1088/1742-6596/896/1/012073.
- [27] B. M. Hance and T. M. Link, “Effects of fracture area measurement method and tension test specimen type on fracture strain values of 980 class AHSS,” in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, IOP Publishing, 2019. doi: 10.1088/1757-899X/651/1/012061.
- [28] B. M. Hance, “Practical Application of the Hole Expansion Test,” *SAE Int. J. Engines*, vol. 10, 2017, doi: 10.4271/2017-01-0306.
- [29] M. Feistle, R. Golle, and W. Volk, “Edge crack test methods for AHSS steel grades: A review and comparisons,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 302, 2022, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117488.

- [30] Z. Li, Y. Chang, W. Liu, and J. Lian, “Predicting edge fracture in dual-phase steels: Significance of anisotropy-induced localization,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 274, 2024, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2024.109255.
- [31] T. Gläsner, M. Schneider, M. Troitzsch, and S. Westhäuser, “Considering the edge-crack sensitivity of a hot-rolled steel in forming simulation,” in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, IOP Publishing, 2016. doi: 10.1088/1757-899X/159/1/012029.
- [32] A. Lara, D. Frómeta, S. Parareda, D. Casellas, P. Larour, and J. Hinterdorfer, “Sheared edge formability characterization of cold-rolled advanced high strength steels for automotive applications,” in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, IOP Publishing, 2022. doi: 10.1088/1757-899x/1238/1/012029.
- [33] M. Feistle, I. Patzold, R. Golle, W. Volk, A. Frehn, and R. Ilskens, “Maximizing the Expansion Ratio through Multi-stage Shear-cutting Process during Collar Forming,” in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, IOP Publishing, 2018. doi: 10.1088/1757-899X/418/1/012071.
- [34] D.-K. Leu, T.-C. Chen, and Y.-M. Huang, “Influence of punch shapes on the collar-drawing process of sheet steel,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 88, pp. 134–146, 1999.
- [35] S. Zurich, M. Liewald, and M. Gall, “Experimental investigation of the influence of shear cutting parameters on the edge crack sensitivity of dual phase steels,” in *IDDRG 2013 Conference*, Zurich, 2013.
- [36] H.-C. Shih and M. F. Shi, “Robust Shearing Process for Improving AHSS Sheared Edge Stretchability,” in *ASME 2012 International Manufacturing Science and Engineering Conference (MSEC2012)*, Notre Dame, IN: ASME, 2012. doi: 0.1115/MSEC2012-7318.
- [37] M. Feistle, I. Pätzold, R. Golle, and W. Volk, “Predicting edge cracks on shear-cut high-strength steels by modified uniaxial tensile tests,” *Key Eng. Mater.*, vol. 703, pp. 49–55, 2016, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.703.49.
- [38] M. Feistle, I. Pätzold, R. Golle, and W. Volk, “Open hole tensile tests for the determination of the edge-crack sensitivity of sheared holes dependent on specimen geometry, cutting parameters, and the notch factor,” *Procedia Manuf.*, vol. 29, pp. 412–419, 2019, doi: 10.1016/j.promfg.2019.02.156.
- [39] M. Feistle, R. Golle, and W. Volk, “Determining the influence of shear cutting parameters on the edge cracking susceptibility of high-strength-steels using the edge-fracture-tensile-test,” *Procedia CIRP*, vol. 41, pp. 1078–1083, 2016, doi: 10.1016/j.procir.2016.01.007.
- [40] V. Kesti *et al.*, “An approach to describe edge ductility,” in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, IOP Publishing, 2022. doi: 10.1088/1757-899x/1238/1/012035.
- [41] T. Altan and A. E. Tekkaya, *Sheet Metal Forming: Processes and Applications*. Materials Park, OH: ASM International, 2012.
- [42] H. Marouani, M. Rachik, and E. Hug, “Experimental investigations and FEM simulations of parameters influencing the Fe-(wt.3%)Si shearing process,” *Mechanics and Industry*, vol. 13, pp. 271–278, 2012, doi: 10.1051/meca/2012022.
- [43] Bradley. Dodd and Yilong. Bai, *Adiabatic Shear Localization: Frontiers and Advances*, 2nd ed. Oxford: Elsevier Science, 2012.

- [44] J. T. Black and R. A. Kosher, *DeGarmo's Materials and Processes in Manufacturing*, 10th ed. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, 2008.
- [45] M. Merklein, T. Gnibl, I. Tsoupi, M. Friedrichsen, and J. Beck, "Influence of cutting processes on edge cracking sensitivity of bright finishing alloys," in *Key Engineering Materials*, Trans Tech Publications Ltd, 2016, pp. 443–450. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.716.443.
- [46] B. S. Levy and C. J. Van Tyne, "Review of the shearing process for sheet steels and its effect on sheared-edge stretching," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 21, pp. 1205–1213, 2012, doi: 10.1007/s11665-011-9997-x.
- [47] P. Koebel, C. J. Van Tyne, P. Hora, and N. Manopulo, "Analysis of Strain Paths of Sheared Edges during Hole Expansion Tests," in *AIP Conference Proceedings*, AIP, 2014, pp. 362–365. doi: 10.1063/1.4849990.
- [48] W. Cho, B. S. Jeong, K. Jeong, S. H. Lee, H. Kim, and J. Lee, "New approach to hole-expansion ratio in complex phase and martensitic steels: Understanding the role of punching damage," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 26, pp. 837–849, 2023, doi: 10.1016/j.jmrt.2023.07.253.
- [49] I. Pushkareva, S. Allain, C. Scott, A. Redjaïmia, and A. Moulin, "Relationship between microstructure, mechanical properties and damage mechanisms in high martensite fraction dual phase steels," *ISIJ International*, vol. 55, pp. 2237–2246, 2015, doi: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2015-186.
- [50] P. Plosila, V. Kesti, J. Hannula, J. Kömi, and A. Kaijalainen, "A comparison between tensile and hole expansion properties in 800 MPa tensile strength grade hot-rolled steels," *Mater. Today Commun.*, vol. 40, 2024, doi: 10.1016/j.mtcomm.2024.109521.
- [51] S. Heibel, W. Nester, T. Clausmeyer, and A. E. Tekkaya, "Damage characterization of high-strength multiphase steels," in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, IOP Publishing, 2016. doi: 10.1088/1757-899X/159/1/012013.
- [52] J. Lee, S. J. Lee, and B. C. De Cooman, "Effect of micro-alloying elements on the stretch-flangeability of dual phase steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 536, pp. 231–238, 2012, doi: 10.1016/j.msea.2012.01.003.
- [53] W. Liang, Q. Yuan, S. Liu, and G. Xu, "Investigation on Microstructural Delamination and Compositional Segregation in Flange Steel with a High Stretch Ratio," *Metals and Materials International*, vol. 27, pp. 1587–1598, 2021, doi: 10.1007/s12540-019-00551-5.
- [54] K. Kamibayashi, Y. Tanabe, Y. Takemoto, I. Shimizu, and T. Senuma, "Influence of Ti and Nb on the Strength-Ductility-Hole Expansion Ratio Balance of Hot-rolled Low-carbon High-strength Steel Sheets," *ISIJ International*, vol. 52, pp. 151–157, 2012, doi: 10.2355/isijinternational.52.151.
- [55] SAE International, "SAE J2340:2017 — Categorization and Properties of Dent Resistant, High Strength, and Ultra High Strength Automotive Sheet Steel," 2017. Accessed: Jan. 09, 2026. [Online]. Available: [https://www.sae.org/standards/j2340\\_201703-categorization-properties-dent-resistant-high-strength-ultra-high-strength-automotive-sheet-steel](https://www.sae.org/standards/j2340_201703-categorization-properties-dent-resistant-high-strength-ultra-high-strength-automotive-sheet-steel)
- [56] ASTM International, "ASTM E562-19 — Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count," 2019. Accessed: Jan. 09, 2026. [Online]. Available: <https://store.astm.org/e0562-19.html>

- [57] ASTM International, “ASTM E112-25 — Standard Test Methods for Determining Average Grain Size,” 2025. Accessed: Jan. 09, 2026. [Online]. Available: <https://store.astm.org/e0112-25.html>
- [58] ASTM International, “ASTM E45-25 — Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel,” 2025. Accessed: Jan. 08, 2026. [Online]. Available: <https://store.astm.org/e0045-25.html>
- [59] T. W. Clyne and W. Kurz, “Solute Redistribution During Solidification with Rapid Solid State Diffusion,” *Metallurgical Transactions A*, vol. 12A, pp. 965–971, 1981.
- [60] M. L. Lobanov, V. A. Khotinov, V. N. Urtsev, S. V. Danilov, N. V. Urtsev, and S. I. Platov, “Tensile Deformation and Fracture Behavior of API-5L X70 Line Pipe Steel,” *Materials*, vol. 15, 2022, doi: 10.3390/ma15020501.
- [61] H. Xianyong, C. Tong, M. Tengfei, Z. Zheng, W. Huanjun, and Z. Chunhua, “Tension fracture delamination analysis on a hot rolled Nb-bearing high-strength steel for vehicle wheel application,” *Eng. Fail. Anal.*, vol. 166, 2024, doi: 10.1016/j.engfailanal.2024.108851.
- [62] E. Levin, P. Larour, M. Heuse, D. Staupendahl, T. Clausmeyer, and A. E. Tekkaya, “Influence of cutting tool stiffness on edge formability,” in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, IOP Publishing, 2018. doi: 10.1088/1757-899X/418/1/012061.
- [63] P. Larour, O. Sandin, and D. Casellas, “Advanced Cut-Edge Characterization Methods for Improved Sheared-Edge Damage Evaluation in High-Strength Sheet Steels,” *Metals (Basel)*, vol. 15, 2025, doi: 10.3390/met15060645.
- [64] X. Wu and H. Bahmanpour, “Characterization of mechanically sheared edges of dual phase steels,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 212, pp. 1209–1224, 2012, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2012.01.006.
- [65] D. Frómata *et al.*, “Fracture Resistance of Advanced High-Strength Steel Sheets for Automotive Applications,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 52, pp. 840–856, 2021, doi: 10.1007/s11661-020-06119-y.
- [66] R. Feng, S. Li, X. Zhu, and Q. Ao, “Microstructural characterization and formation mechanism of abnormal segregation band of hot rolled ferrite/pearlite steel,” *J. Alloys Compd.*, vol. 646, pp. 787–793, 2015, doi: 10.1016/j.jallcom.2015.05.128.
- [67] K. HASEGAWA, K. KAWAMURA, T. URABE, and Y. HOSOYA, “Effects of Microstructure on Stretch-flange-formability of 980 MPa Grade Cold-rolled Ultra High Strength Steel Sheets,” *ISIJ International*, vol. 44, pp. 603–609, 2003, doi: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.603>.
- [68] S. K. Paul, “A critical review on hole expansion ratio,” *Materialia (Oxf)*, vol. 9, 2019, doi: 10.1016/j.mtla.2019.100566.
- [69] J. I. Yoon, J. Jung, J. G. Kim, S. S. Sohn, S. Lee, and H. S. Kim, “Key factors of stretch-flangeability of sheet materials,” *J. Mater. Sci.*, vol. 52, pp. 7808–7823, 2017, doi: 10.1007/s10853-017-1012-y.
- [70] Y. Wang *et al.*, “Improving the stretch flangeability of ultra-high strength TRIP-assisted steels by introducing banded structure,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 852, 2022, doi: 10.1016/j.msea.2022.143722.
- [71] J. Lei, X. Wang, D. Zhao, and Y. Fu, “Formation mechanism for the TiN–MnS complex inclusions in tire cord steel,” *Archives of Foundry Engineering*, vol. 21, p. 65, 2021, doi: 10.24425/afe.2021.136099.

- [72] K. O. Findley and E. B. Damm, “The Effects of Non-Metallic Inclusions on Mechanical Properties and Performance of Steel,” in *AISTech 2016 Proceedings*, Pittsburgh, PA, 2016.
- [73] W. Wciślik and S. Lipiec, “Void-Induced Ductile Fracture of Metals: Experimental Observations,” 2022, *MDPI*. doi: 10.3390/ma15186473.
- [74] J. Kadkhodapour, A. Butz, S. Ziaei-Rad, and S. Schmauder, “A micro mechanical study on failure initiation of dual phase steels under tension using single crystal plasticity model,” *Int. J. Plast.*, vol. 27, pp. 1103–1125, 2011, doi: 10.1016/j.ijplas.2010.12.001.
- [75] L. Zhang and B. G. Thomas, “Inclusions in continuous casting of steel,” in *XXIV National Steelmaking Symposium*, Morelia, Michoacán, 2003, pp. 138–183.
- [76] H. Sun, H. Du, K. Tong, L. Liu, Q. Yan, and X. Zuo, “Influence of TiN Inclusions and Segregation Bands on the Mechanical Properties and Delayed Crack in Thick NM550 Wear-Resistant Steel,” *Materials*, vol. 16, 2023, doi: 10.3390/ma16175856.
- [77] G. Que, S. Song, A. Nyembwe, Z. Xue, J. Qi, and Z. Deng, “TiN inclusions distribution in the composite cross section of Titanium Micro-alloyed Steel slab: thermo-chemical modeling and automatic statistic analysis,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 26, pp. 5383–5392, 2023, doi: 10.1016/j.jmrt.2023.08.247.
- [78] J. Kunze, C. Mickel, B. Backmann, B. Beyer, M. Reibold, and C. Klinkenberg, “Precipitation of titanium nitride in low-alloyed steel during cooling and deformation,” *Steel Res. Int.*, pp. 441–449, 1997, doi: 10.1002/srin.199700580.
- [79] S. Wang *et al.*, “In-situ deformation characterization of mesosegregated high-strength low-alloy steel,” *Mater. Charact.*, vol. 169, 2020, doi: 10.1016/j.matchar.2020.110627.
- [80] T. Liu *et al.*, “Effect of coarse TiN inclusions and microstructure on impact toughness fluctuation in Ti micro-alloyed steel,” *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 25, pp. 1043–1053, 2018, doi: 10.1007/s42243-018-0149-5.
- [81] C. D. Yang, S. T. Huang, X. H. Han, Z. Chen, and S. F. Qu, “Research on the Influence of Punching Parameters and Selection of Fracture Damage Model for Punching,” 2023, pp. 266–271. doi: 10.2991/978-94-6463-114-2\_36.
- [82] H. C. Shih, D. Zhou, and B. Konopinski, “Effects of Punch Configuration on the AHSS Edge Stretchability,” *SAE Int. J. Engines*, vol. 10, pp. 2051–2056, 2017, doi: 10.4271/2017-01-1705.
- [83] M. Zhang, X. Li, Z. Guo, and Y. Sun, “Research on the Size and Distribution of TiN Inclusions in High-Titanium Steel Cast Slabs,” *Materials*, vol. 18, 2025, doi: 10.3390/ma18153527.
- [84] L. Fletcher, Z. Zhu, M. Marimuthu, L. Zheng, M. Bai, and H. Li, “Effect of Ti and N concentrations on microstructure and mechanical properties of microalloyed high strength linepipe steel welds,” in *International Seminar on Welding of High Strength Pipeline Steels*, CBMM and TMS, 2013.
- [85] S. Aminorroaya Yamini, “Influence of microalloying elements (Ti, Nb) and nitrogen concentrations on precipitation of pipeline steels—A thermodynamic approach,” *Engineering Reports*, vol. 3, 2021, doi: 10.1002/eng2.12337.

- [86] A. Qaban, B. Mintz, S. E. Kang, and S. Naher, “Hot ductility of high Al TWIP steels containing Nb and Nb-V,” *Materials Science and Technology*, vol. 33, pp. 1645–1656, 2017, doi: 10.1080/02670836.2017.1309097.
- [87] J. Yang, X. H. Wang, M. Jiang, and W. J. Wang, “Effect of calcium treatment on non-metallic inclusions in ultra-low oxygen steel refined by high basicity high Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> slag,” *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 18, pp. 8–14, 2011, doi: 10.1016/S1006-706X(11)60083-6.
- [88] X. Chen, W. Deng, and S. Niu, “Industrial application of mechanical reduction on continuous casting of bearing steel bloom,” *Processes*, vol. 9, 2021, doi: 10.3390/pr9122280.
- [89] M. Miyazaki, T. Murao, and K. Isobe, “Formation Mechanism and Modeling of Centerline Segregation,” *Nippon Steel Technical Report*, no. 104, 2013.
- [90] H. F. Jacobi, “Investigation of Centreline Segregation and Centreline Porosity in CC - Slabs,” *Steel Res. Int.*, vol. 74, no. 1, pp. 667–678, 2003, doi: 10.1002/srin.200300249.
- [91] X. Tu *et al.*, “Enhancing strain capacity by the introduction of pearlite in bainite and polygonal ferrite dual-phase pipeline steel,” *Materials*, vol. 14, 2021, doi: 10.3390/ma14185358.
- [92] Y. Guo, C. Paramatmuni, and E. Avcu, “Void Nucleation and Growth from Heterophases and the Exploitation of New Toughening Mechanisms in Metals,” *Crystals (Basel)*, vol. 13, 2023, doi: 10.3390/cryst13060860.
- [93] J. Liu, J. Wang, F. Hu, K. Fu, Z. Zhang, and Y. Wu, “Effects of Ti/N Ratio on Coarse-Grain Heat-Affected Zone Microstructure Evolution and Low-Temperature Impact Toughness of High Heat Input Welding Steel,” *Coatings*, vol. 13, 2023, doi: 10.3390/coatings13081347.
- [94] T. Liu *et al.*, “Control of Coarse Precipitates of Titanium Nitride in High-Strength Low-Alloy Steel,” *Metal Science and Heat Treatment*, vol. 61, pp. 534–542, 2019, doi: 10.1007/s11041-020-00477-5.
- [95] Y. Xiao and Y. Hu, “An extended iterative identification method for the GISSMO model,” *Metals (Basel)*, vol. 9, 2019, doi: 10.3390/met9050568.
- [96] K. Wang, L. Greve, and T. Wierzbicki, “FE simulation of edge fracture considering pre-damage from blanking process,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 71, pp. 206–218, 2015, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2015.06.023.