



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA  
DE MÉXICO**

---

---

**FACULTAD DE QUÍMICA**

**Caracterización de la estructura de colada de aceros  
avanzados de alta resistencia de plasticidad inducida por  
maclaje (TWIP) en condición de enfriamiento lento**

**T E S I S**

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:**

**INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

**P R E S E N T A:**

**RICARDO RODRÍGUEZ VELASCO**



Ciudad Universitaria, Cd. Mx.

2017



Universidad Nacional  
Autónoma de México



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

## **JURADO ASIGNADO:**

**PRESIDENTE:**           **Profesor: Eusebio Candido Atlatenco Tlapanco**

**VOCAL:**               **Profesor: Agustin Gerardo Ruiz Tamayo**

**SECRETARIO:**       **Profesor: Antonio Enrique Salas Reyes**

**1er. SUPLENTE:**      **Profesora: Claudia Flores Vargas**

**2DO. SUPLENTE:**     **Profesor: Octavio Lozada Flores**

## **SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:**

**FACULTAD DE QUÍMICA, EDIFICIO D.**

### **ASESOR DEL TEMA:**

Dr. Antonio Enrique Salas Reyes \_\_\_\_\_

### **SUPERVISOR TÉCNICO:**

Dr. Ignacio Mejía Granados \_\_\_\_\_

### **SUSTENTANTE:**

Ricardo Rodríguez Velasco \_\_\_\_\_



## Resumen

En los últimos años se ha mostrado mucho interés por el estudio de unos nuevos aceros avanzados de alta resistencia que presentan altas propiedades mecánicas y una excelente capacidad de deformación plástica, los aceros de plasticidad inducida por maclaje, también conocidos como aceros TWIP (TWinning Induced Plasticity, por sus siglas en inglés). Esta clase de aceros AHSS tienen un gran campo de aplicación en el sector automovilístico.

El presente trabajo de investigación tiene como objetivo determinar el efecto de la solidificación lenta en molde de arena y la adición de elementos microaleantes (Ti, Ti/B, V, Nb y Mo) sobre la evolución de la estructura de colada en un acero TWIP de composición base Fe-Mn-Al-Si-C.

Para este fin, diferentes probetas obtenidas de lingote fueron preparadas metalográficamente y se atacadas con reactivos químicos para revelar la estructura dendrítica y el grano austenítico. Una vez completado lo anterior, se realizó un estudio estadístico sobre una serie de micrografías representativas, donde se midieron los parámetros característicos de estas dos microestructuras, a saber, tamaños de brazos dendríticos primarios y secundarios; largo, ancho y diámetro del grano austenítico, tanto en la zona columnar como en la equiaxial. Adicionalmente, se utilizó microscopia electrónica de barrido (MEB) para determinar el espaciamiento interdendrítico primario y secundario ( $\lambda_1$  y  $\lambda_2$ ). Finalmente, mediante ensayos de microdureza Vickers ( $HV_1$ ) realizados en la zona columnar y equiaxial, se estimó la resistencia mecánica de dicha estructura de colada para el total de aceros TWIP estudiados.

En base a las diferentes mediciones, con el estudio estadístico fue posible obtener tendencias y relaciones entre los parámetros mencionados anteriormente. Se demostró que los elementos microaleantes tienen un efecto positivo en el





comportamiento del acero TWIP; en especial las adiciones de Ti/B y Mo mostraron mayores mejoras: un mayor refinamiento de la estructura dendrítica, un menor espaciado dendrítico primario, lo que conlleva a mitigar el problema de segregación y, por consiguiente, un incremento de las propiedades mecánicas de los aceros TWIP, minimizando problemas de fragilización en etapas posteriores.





## Abstract

In recent years, there has been paid great interest in studying a new kind of advanced high strength steels that exhibit major mechanical properties and an excellent capacity of plastic deformation, the Twinning Induced Plasticity steels, also known as TWIP steels. This grade of AHSS has a wide range of applications in the automotive industry.

The aim of the present research work is to determine the effect of a slow solidification process into a sand mold and the effect of microalloying elements (Ti, Ti/B, V, Nb and Mo) on the as-cast structure evolution in a Fe-Mn-Al-Si-C TWIP steel.

For this purpose, different samples obtained from an ingot were first metallographically prepared and then chemically etched using two reagents for revealing the dendritic structure and the austenitic grain. Once done the above, a statistical study was realized employing a series of representative micrographs, where characteristic parameters of these microstructure features were measured, i.e. primary and secondary dendritic arm sizes, and furthermore large, width and the diameter of the austenitic grain, in both columnar and equiaxed zones. Additionally, scanning electron microscopy (SEM) technique was used in determining primary and secondary interdendritic arm spaces (i.e.  $\lambda_1$  y  $\lambda_2$ ). Finally, by means of Vickers microhardness tests ( $HV_1$ ) realized in both columnar and equiaxed zones, it was estimated the mechanical resistance of the as-cast structure in all the studied TWIP steels.

Based on these measurements, a statistical study was made, from which trends and relationships were obtained between above mentioned parameters. So, it was shown that microalloying elements have a positive effect on the behavior of TWIP steel, especially Ti/B and Mo microadditions offered more benefits, such as a greater refinement of the dendritic structure, a shorter primary dendritic arm spacing, that lead to an improvement in the segregation problem and therefore to an increase of





the TWIP steel mechanical properties, minimizing brittleness problems during subsequent material processing route.





# Índice general

<b>Resumen</b> .....	<b>i</b>
<b>Abstract</b> .....	<b>iii</b>
<b>Índice general</b> .....	<b>v</b>
<b>Índice de figuras</b> .....	<b>viii</b>
<b>Índice de tablas</b> .....	<b>xii</b>

## **Capítulo 1: Presentación.** .....

**1**

1.1 Introducción. ....	1
1.2 Hipótesis. ....	3
1.3 Objetivos.....	3
1.3.1 Objetivo general. ....	3
1.3.2 Objetivos específicos. ....	3
1.4 Justificación. ....	4

## **Capítulo 2: Marco teórico.** .....

**5**

2.1 Reseña de los aceros avanzados de alta resistencia. ....	5
2.2 Aceros de plasticidad inducida por maclaje (TWIP).....	7
2.2.1 Energía de falla de apilamiento (EFA).....	9
2.3 Composición química de los aceros TWIP. ....	10
2.3.1 Efecto de los elementos de aleación.....	10
2.3.2 Efecto de los elementos microaleantes.....	11
2.4 Sistema ternario Fe-Mn-C.....	13
2.5 Solidificación.....	15
2.5.1 Teoría del subenfriamiento constitucional. ....	17
2.5.2 Crecimiento dendrítico columnar y equiaxial.....	19
2.5.3 Espaciamiento dendrítico primario y secundario.....	22







2.5.4 Fenómeno de segregación dendrítica.....	24
2.5.5 Estado del arte de la solidificación en aceros TWIP.....	25
2.6 Deformación plástica por maclaje.....	29
2.6.1 Maclado del grano austenítico.....	31
2.7 Comportamiento mecánico de los aceros TWIP.....	33
2.8 Aplicaciones de los aceros TWIP.....	37
2.9 Estimación de la resistencia mecánica mediante ensayos de microdureza.	38
<b>Capítulo 3: Procedimiento experimental.....</b>	<b>41</b>
3.1 Obtención de probetas.....	42
3.2 Caracterización metalográfica.....	45
3.2.1 Preparación metalográfica.....	45
3.2.2 Ataque químico.....	46
3.2.3 Toma de micrografías en microscopio óptico.....	48
3.3 Medición de la estructura de colada.....	50
3.3.1 Medición de la estructura dendrítica.....	50
3.3.2 Medición del grano austenítico.....	51
3.4 Medición del espaciamiento dendrítico primario y secundario.....	52
3.4.1 Determinación del tiempo de solidificación local.....	54
3.5 Medición de microdureza en la estructura de colada.....	54
3.5.1 Metodología para la estimación de la resistencia mecánica a partir de ensayos de microdureza.....	57
<b>Capítulo 4: Resultados y discusión.....</b>	<b>58</b>
4.1 Caracterización metalográfica de los aceros TWIP.....	58
4.2 Estudio estadístico de la estructura de colada.....	63
4.2.1 Longitud del brazo dendrítico primario columnar.....	64
4.2.2 Longitud del brazo dendrítico secundario columnar.....	67
4.2.3 Longitud del brazo dendrítico primario equiaxial.....	70
4.2.4 Longitud del brazo dendrítico secundario equiaxial.....	72
4.2.5 Comparación de los parámetros medidos en la estructura dendrítica... 75	





4.2.6 Largo del grano austenítico columnar. ....	79
4.2.7 Ancho del grano austenítico columnar. ....	82
4.2.8 Diámetro del grano austenítico equiaxial. ....	84
4.2.9 Comparación de los parámetros medidos al grano austenítico. ....	87
4.3 Análisis del espaciamiento interdendrítico primario y secundario. ....	89
4.4 Análisis de la microdureza. ....	90
4.4.1 Estimación de la resistencia mecánica a partir de ensayos de microdureza. ....	94
<b>Capítulo 5: Conclusiones. ....</b>	<b>95</b>
5.1 Conclusiones generales. ....	95
5.2 Conclusiones particulares. ....	95
5.3 Trabajo futuro. ....	97
<b>Referencias bibliográficas. ....</b>	<b>98</b>





## Índice de figuras

<b>Figura 2.1.</b> Clasificación y propiedades mecánicas de diferentes grados de aceros .....	6
<b>Figura 2.2.</b> Microestructuras de los diferentes grados de aceros AHSS.....	7
<b>Figura 2.3.</b> Mecanismos de deformación según la variación de la energía de falla de apilamiento (SFE).....	10
<b>Figura 2.4.</b> Diagrama de fases metaestable Fe-Mn.....	13
<b>Figura 2.5.</b> Diagrama de fases al equilibrio del sistema ternario Fe-Mn-C a 700°C, mostrando en gris la zona de estabilidad de la austenita .....	14
<b>Figura 2.6.</b> Corrección del diagrama de estabilidad austenítica realizado por Schumman en 1972. ....	15
<b>Figura 2.7.</b> Estructura de colada típica .....	17
<b>Figura 2.8.</b> Subenfriamiento constitucional.....	19
<b>Figura 2.9.</b> Diferentes grados de subenfriamiento constitucional .....	20
<b>Figura 2.10.</b> Transición del crecimiento celular a dendrítico.....	21
<b>Figura 2.11.</b> Crecimiento dendrítico equiaxial con un flujo de calor isotrópico .....	22
<b>Figura 2.12.</b> Engrosamiento de los brazos dendríticos secundarios .....	23
<b>Figura 2.13.</b> Segregación dendrítica.....	25
<b>Figura 2.14.</b> Estructura de colada de un acero TWIP .....	26
<b>Figura 2.15.</b> Efecto del contenido de Mn en la evolución de la macroestructura en aceros TWIP.....	27
<b>Figura 2.16.</b> Segregación del carbono y del manganeso a través de la línea central del lingote .....	28
<b>Figura 2.17.</b> Porosidad ocasionada por la contracción del líquido remanente en un acero TWIP .....	29
<b>Figura 2.18.</b> Elementos cristalográficos en el mecanismo de deformación por maclado. $k_1$ : plano invariante de corte; $\eta_1$ : dirección de corte; $k_2$ : segundo plano no distorsionado (o conjugado); $P$ : plano de corte; $\eta_2$ : dirección conjugada de corte	30
<b>Figura 2.19.</b> Esquema del mecanismo de deformación por maclado en una celda unitaria cúbica simple con los parámetros de la estructura cristalina FCC.....	32





<b>Figura 2.20.</b> Esquema del mecanismo de deformación por maclado en una estructura cristalina FCC.....	32
<b>Figura 2.21.</b> Esquema del efecto Hall-Petch dinámico .....	33
<b>Figura 2.22.</b> Curvas de esfuerzo real contra deformación real de varios aceros avanzados de alta resistencia .....	34
<b>Figura 2.23.</b> Rangos típicos de las propiedades mecánicas de aceros TWIP .....	35
<b>Figura 2.24.</b> a) Resistencias mecánicas de diferentes aceros TWIP con variaciones de Mn, Si y Al, resistencia a la fluencia (barras negras) y resistencia a la tracción (barras grises) y b) Grado de deformación de los mismos aceros, alargamiento uniforme (barras negras) y alargamiento total (barras grises).....	36
<b>Figura 2.25.</b> Carrocería en blanco (Body in White) con las piezas que son fabricadas de acero TWIP .....	38
<b>Figura 2.26.</b> Comparación de resistencias mecánicas calculadas y experimentales .....	40
<b>Figura 3.1.</b> Diagrama de flujo del procedimiento experimental.....	41
<b>Figura 3.2.</b> Dimensiones de la pieza y del molde de arena sílica utilizado para la colada.....	42
<b>Figura 3.3.</b> Configuración final del alimentador y el molde de arena .....	43
<b>Figura 3.4.</b> Aspecto final de los lingotes de acero TWIP .....	43
<b>Figura 3.5.</b> Secuencia de seccionamiento de un lingote de acero TWIP para la obtención de probetas.....	44
<b>Figura 3.6.</b> Equipo utilizado durante la preparación metalográfica.....	45
<b>Figura 3.7.</b> Matriz establecida para la obtención de micrografías en cada muestra. ....	48
<b>Figura 3.8.</b> Collage antes a) y después b) de la edición en Photoshop. Micrografías a 50 aumentos.....	50
<b>Figura 3.9.</b> Mediciones realizadas en la estructura dendrítica, indicadas por las líneas.....	51
<b>Figura 3.10.</b> Mediciones realizadas en el grano austenítico, indicadas por las líneas. ....	52





<b>Figura 3.11.</b> Captura de imágenes para medición del espaciamiento dendrítico primario y secundario en la zona columnar. ....	53
<b>Figura 3.12.</b> Captura de imágenes para medición del espaciamiento dendrítico secundario en la zona equiaxial. ....	53
<b>Figura 3.13.</b> Durómetro SHIMADZU HMV-G utilizado para el ensayo de microdureza.....	55
<b>Figura 3.14.</b> Metodología seguida para el ensayo de microdureza. ....	56
<b>Figura 3.15.</b> Visualización de la huella impresa durante el ensayo de microdureza Vickers acotada con el software para el cálculo del valor de dureza HV <sub>1</sub> . ....	57
<b>Figura 4.1.</b> Macroestructura del acero TW-Ref.....	58
<b>Figura 4.2.</b> Estructura dendrítica de colada de los aceros TWIP.....	61
<b>Figura 4.3.</b> Grano austenítico de los aceros TWIP .....	63
<b>Figura 4.4.</b> Histogramas de frecuencia con curvas de distribución log-normal de la longitud del brazo primario columnar. ....	66
<b>Figura 4.5.</b> Comparación de la longitud del brazo primario columnar.....	67
<b>Figura 4.6.</b> Histogramas de frecuencia con curvas de distribución log-normal de la longitud del brazo secundario columnar .....	69
<b>Figura 4.7.</b> Comparación de la longitud del brazo secundario columnar .....	70
<b>Figura 4.8.</b> Histogramas de frecuencia con curvas de distribución log-normal de la longitud del brazo primario equiaxial .....	71
<b>Figura 4.9.</b> Comparación de la longitud del brazo primario equiaxial .....	72
<b>Figura 4.10.</b> Histogramas de frecuencia con curvas de distribución log-normal de la longitud del brazo secundario equiaxial.....	74
<b>Figura 4.11.</b> Comparación de la longitud del brazo secundario equiaxial.....	75
<b>Figura 4.12.</b> Efecto del V en la reducción del tamaño de grano .....	78
<b>Figura 4.13.</b> Histogramas de frecuencia con curvas de distribución log-normal del largo del grano austenítico columnar .....	81
<b>Figura 4.14.</b> Comparación del largo del grano austenítico columnar.....	82
<b>Figura 4.15.</b> Histogramas de frecuencia con curvas de distribución log-normal del ancho del grano austenítico columnar.....	83
<b>Figura 4.16.</b> Comparación del ancho del grano austenítico columnar. ....	84





**Figura 4.17.** Histogramas de frecuencia con curvas de distribución log-normal del diámetro del grano austenítico equiaxial ..... 86

**Figura 4.18.** Comparación del diámetro del grano austenítico equiaxial ..... 87

**Figura 4.19.** Comparación de la microdureza promedio de los aceros TWIP en la zona columnar y equiaxial..... 91





## Índice de tablas

<b>Tabla 2.1.</b> Elementos aleantes y sus efectos en los aceros TWIP.....	11
<b>Tabla 2.2.</b> Elementos microaleantes y sus efectos en los aceros TWIP.....	12
<b>Tabla 2.3.</b> Piezas automovilísticas fabricadas con acero TWIP.....	37
<b>Tabla 3.1.</b> Composición química de los aceros TWIP.....	44
<b>Tabla 3.2.</b> Tiempo de residencia en cada paño de pulido.....	46
<b>Tabla 3.3.</b> Agentes químicos utilizados para ataque.....	47
<b>Tabla 3.4.</b> Matriz de experimento seguida en los ataques químicos utilizados.....	47
<b>Tabla 4.1.</b> Resumen estadístico de la longitud del brazo dendrítico primario columnar.....	64
<b>Tabla 4.2.</b> Resumen estadístico de la longitud del brazo dendrítico secundario columnar.....	68
<b>Tabla 4.3.</b> Resumen estadístico de la longitud del brazo dendrítico primario equiaxial.....	70
<b>Tabla 4.4.</b> Resumen estadístico de la longitud del brazo dendrítico secundario equiaxial.....	73
<b>Tabla 4.5.</b> Efecto de los elementos microaleantes en el refinamiento de la estructura dendrítica de los aceros TWIP.....	76
<b>Tabla 4.6.</b> Resumen estadístico del largo del grano austenítico columnar.....	79
<b>Tabla 4.7.</b> Resumen estadístico del ancho del grano austenítico columnar.....	82
<b>Tabla 4.8.</b> Resumen estadístico del diámetro del grano austenítico equiaxial.....	85
<b>Tabla 4.9.</b> Efecto de los elementos microaleantes en el refinamiento del grano austenítico de los aceros TWIP.....	88
<b>Tabla 4.10.</b> Espaciamiento interdendrítico primario y secundario, y tiempo de solidificación local.....	90
<b>Tabla 4.11.</b> Microdureza Vickers HV <sub>1</sub> de los aceros TWIP.....	91
<b>Tabla 4.12.</b> Estimación de la resistencia mecánica de los aceros TWIP.....	94





## Capítulo 1: Presentación.

### 1.1 Introducción.

El desarrollo de nuevos materiales o la mejora de los ya existentes se atribuye a las nuevas necesidades que van surgiendo en la sociedad. En el caso particular de los aceros, el sector automovilístico es el que tiene mayor influencia en el desarrollo de estas aleaciones y se encuentra a la vanguardia en la investigación. Muchos son los factores que motivan la investigación en este campo: diseño, desempeño, eficiencia en el uso de combustibles, seguridad, bajas emisiones de gases y más; por lo cual en años recientes se han venido utilizando los aceros avanzados de alta resistencia, AHSS (Advanced High Strength Steels, por sus siglas en inglés), los cuales tienen propiedades mecánicas superiores a los aceros convencionales [1]. Esta superioridad en propiedades mecánicas permite que el diseño de los automóviles se vuelva más económico, los espesores de ciertos componentes disminuyen manteniendo la seguridad de los pasajeros en todo momento, por lo tanto, se tiene un menor peso de la carrocería y aumenta la eficiencia del combustible.

Recientemente, ha habido un creciente interés en el desarrollo e investigación de un nuevo tipo de acero, los aceros de plasticidad inducida por maclaje, o mejor conocidos como aceros TWIP (TWinning Induced Plasticity, por sus siglas en inglés). Estos aceros presentan una microestructura completamente austenítica a temperatura ambiente debido a su alto contenido de manganeso (17-30 % en peso), lo cual es la base para obtener las excelentes propiedades mecánicas y alto grado de ductilidad que caracterizan a este material. Estos aceros llegan a tener una resistencia a la tracción de hasta 1400 MPa y un porcentaje de alargamiento de hasta 120% [2].

Al momento de ser deformados los aceros TWIP es cuando adquieren sus propiedades mecánicas. En un material metálico el principal mecanismo de deformación es el movimiento de dislocaciones, en los aceros TWIP ocurre un







mecanismo secundario de deformación, el maclado del grano austenítico. Gracias a este mecanismo secundario se tiene el efecto Hall-Petch dinámico [2], en el cual las maclas formadas en el material durante el proceso de deformación actúan como bordes de grano evitando el libre movimiento de las dislocaciones y causando una mayor distorsión en la red cristalina, y por ende aumentan las propiedades mecánicas.

Durante la deformación de aceros con estructura austenítica existe una competencia entre los mecanismos secundarios de deformación: el maclado y la transformación de austenita a martensita. La energía de falla de apilamiento, EFA, es la que controla la activación de estos mecanismos. Para asegurar un mecanismo secundario de deformación por maclado es necesario tener una EFA en el rango de 20 a 60 mJ/m<sup>2</sup> [3,4]. Es de suma importancia tener un diseño adecuado en la composición química de los aceros TWIP, pues los elementos aleantes modifican el valor de la EFA, siendo los principales el aluminio y el silicio.

Por otro lado, un problema presente en estos aceros es el alto grado de segregación de los elementos de aleación en la estructura de colada, lo cual provoca heterogeneidades en las propiedades mecánicas del material y entorpece las subsecuentes etapas de procesamiento. Una forma de mitigar dichas heterogeneidades es a través de la adición de elementos microaleantes tales como V, Mo, Nb, Ti y B; además de mejorar sus propiedades mecánicas. Así, se logra disminuir el grado de segregación y generar el refinamiento de grano, para facilitar operaciones posteriores a la solidificación.

La velocidad de enfriamiento es otro parámetro que afecta las propiedades mecánicas del material, esta se ve afectada por el tipo de molde utilizado en el proceso de fundición y también por los elementos microaleantes. Una mayor velocidad de enfriamiento brinda mejores propiedades mecánicas en general.

Por lo tanto, en este trabajo se estudia el efecto de la solidificación lenta (molde de arena) y la adición de elementos microaleantes (Ti, Ti/B, V, Nb y Mo) en la evolución de la estructura de colada de los aceros TWIP y cómo se ve reflejado este efecto en las propiedades mecánicas.





## **1.2 Hipótesis.**

- La evolución de la estructura de solidificación aunado al efecto de la adición de elementos microaleantes en el acero TWIP de composición base Fe-Mn-C-Al-Si, producirá un mejor conformado mecánico gracias al control del tamaño de grano austenítico y un menor grado de segregación durante la solidificación.

## **1.3 Objetivos.**

### **1.3.1 Objetivo general.**

- Determinar el efecto de la solidificación lenta realizada en molde de arena y la adición de los elementos microaleantes Ti, Ti/B, V, Nb y Mo sobre la evolución de la estructura de colada en aceros avanzados de alta resistencia de composición base Fe-Mn-C-Al-Si de plasticidad inducida por maclaje (TWIP).

### **1.3.2 Objetivos específicos.**

- Desarrollar un procedimiento óptimo de preparación metalográfica y ataque químico para revelar la microestructura en condición de colada de aceros TWIP.
- Clasificar el tipo de estructura de colada desarrollada en aceros TWIP.
- Obtener un perfil de microdureza para evaluar el efecto de la adición de elementos microaleantes Ti, Ti/B, V, Nb y Mo sobre la resistencia mecánica en cada zona de solidificación.
- Realizar un estudio estadístico que contemple el tamaño de dendritas columnares y equiaxiales, en términos de la longitud de los brazos primarios y secundarios, a través de mediciones empleando el analizador de imágenes SigmaScan Pro 5.





#### **1.4 Justificación.**

El acero es uno de los materiales más utilizados mundialmente, los diferentes grados de aceros que existen permiten una mayor variedad de aplicaciones de esta aleación.

La evolución de los aceros ha traído consigo la introducción de los aceros avanzados de alta resistencia, AHSS, dentro de los cuales surge una nueva generación en la que se encuentran los aceros TWIP. Los cuales con sus altas propiedades mecánicas y ductilidad presentan una elevada absorción de energía de impacto.

En el sector automovilístico el diseño de los nuevos vehículos debe cumplir balanceadamente una amplia gama de objetivos, entre estos: mejorar la eficiencia del combustible, mantener la seguridad de los pasajeros y cumplir con los lineamientos del gobierno en materia de cuidado ambiental. Esto se puede lograr con la implementación de nuevos materiales como lo son los aceros TWIP.

Sin embargo, un inconveniente de estos aceros es su alto grado de segregación ocurrido durante el proceso de solidificación. Así se deterioran las propiedades mecánicas del material y de igual manera se afecta el proceso de conformado mecánico subsecuente, el cual es el que brinda las excelentes propiedades mecánicas que presentan estos aceros.

Debido a esto, en este trabajo de investigación se estudia el efecto de la adición de elementos microaleantes sobre la evolución de la estructura de colada en condición de enfriamiento lento en los aceros TWIP, para determinar el grado de refinamiento que tiene cada elemento y como esto se ve reflejado en las propiedades mecánicas. También se relaciona la adición de estos elementos con el grado de segregación de la aleación, para así determinar cuáles elementos son los que proveen mayores beneficios a los aceros TWIP, al aumentar sus propiedades mecánicas y hacer más sencillos los siguientes procesos de tratamiento de la aleación.





## Capítulo 2: Marco teórico.

### 2.1 Reseña de los aceros avanzados de alta resistencia.

La industria automovilística enfrena una creciente demanda en la producción de vehículos más eficientes. Con el fin de disminuir el consumo de energía y la contaminación ambiental, el peso del vehículo tiene que ser reducido y al mismo tiempo garantizar la seguridad de los pasajeros.

Ante esta situación el sector automovilístico está tomando alternativas para disminuir las emisiones de gases contaminantes. Una de ellas es la sustitución de los combustibles fósiles por otras fuentes energéticas mediante la concepción de los autos híbridos o totalmente eléctricos. Otra de ellas es la implementación de nuevos materiales, por lo tanto, la elección de material se convierte en una decisión crucial en el diseño del vehículo.

Para lograr esto, se están desarrollando y empleando los aceros avanzados de alta resistencia, AHSS (Advanced High Strength Steels, por sus siglas en inglés). Debido a las altas propiedades mecánicas de estos aceros, el diseño de los automóviles se puede hacer más económico disminuyendo los espesores de ciertas partes, con lo cual se disminuye el peso del vehículo y se tiene una mayor eficiencia del combustible y al mismo tiempo se mantienen los estándares de seguridad para proteger a los pasajeros en caso de un choque.

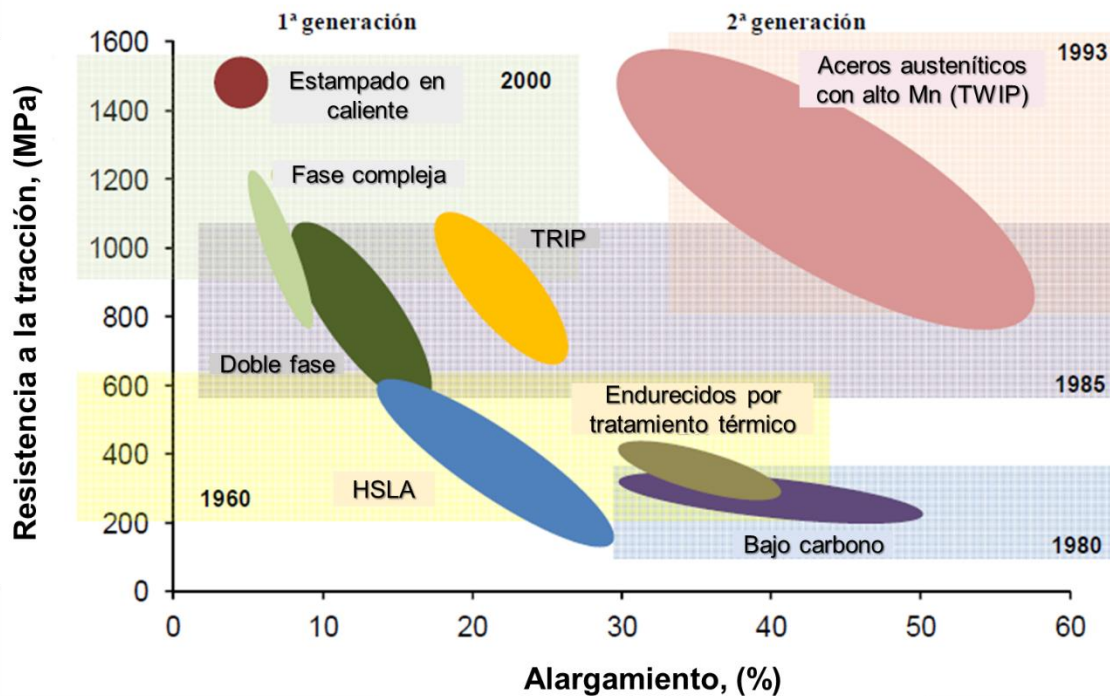
Tradicionalmente se han venido utilizando los aceros de alta resistencia, HSS (High Strength Steels, por sus siglas en inglés), donde la principal diferencia entre estos aceros y los AHSS es su microestructura. Mientras que los HSS tienen una microestructura formada básicamente por ferrita, perlita y algunos precipitados, los AHSS son multifásicos conteniendo ferrita, bainita, martensita, austenita retenida en diferentes cantidades y bien balanceadas para lograr buenas propiedades mecánicas [5].

Entre los diferentes grados de aceros AHSS se encuentran: doble fase (DP: Dual Phase, por sus siglas en inglés), de plasticidad inducida por transformación (TRIP: Transformation Induced Plasticity, por sus siglas en inglés), fase compleja (CP:





Complex Phase, por sus siglas en inglés), martensíticos (MART: Martensitic) y de plasticidad inducida por maclaje (TWIP: TWinning Induced Plasticity, por sus siglas en inglés) (ver **Figura 2.1**) [1].



**Figura 2.1.** Clasificación y propiedades mecánicas de diferentes grados de aceros [1].

Los aceros de doble fase (DP) constan de una matriz ferrítica con presencia de martensita en forma de precipitados entre los bordes de grano de la matriz [6]. Si bien la martensita proporciona altos valores de resistencia a estas aleaciones, es necesario controlar su porcentaje porque puede causar un efecto inverso. Esta capacidad dual da a este material muy buena conformabilidad debido a la coexistencia de una fase blanda como la ferrita y una dura como la martensita.

Plasticidad inducida por transformación (TRIP) se refiere a los aceros que tienen una matriz ferrítica-bainítica con presencia de austenita retenida y martensita [6]. Al momento de ser deformados, la austenita retenida se va transformando en martensita, esto le confiere al material una alta resistencia al impacto.

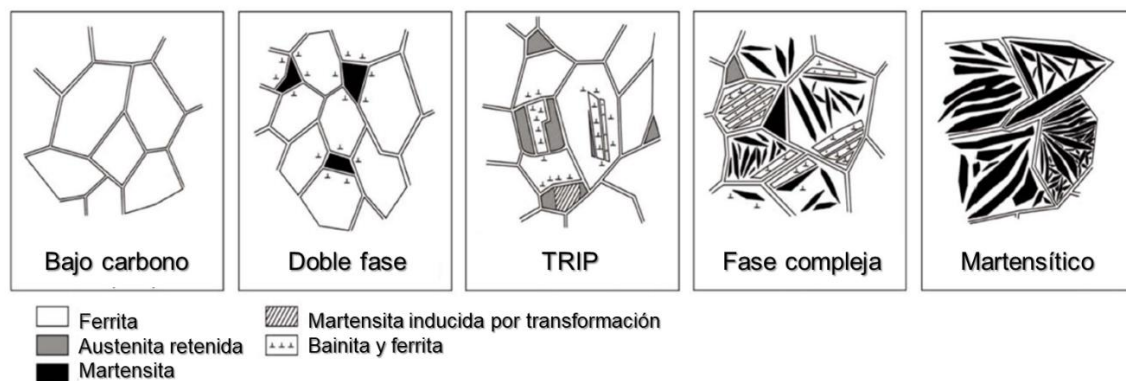




Por otro parte, los aceros de fase compleja (CP) presentan una matriz ferrítica-bainítica con adición de austenita retenida, perlita y martensita [7], donde el tamaño de grano es extremadamente fino y en comparación con los DP tienen una mejor capacidad de deformación.

Como lo dice su nombre, los aceros martensíticos se caracterizan debido a que su principal constituyente es la martensita y pequeñas cantidades de bainita y perlita. Gracias a esto es necesario un tratamiento térmico para disminuir la fragilidad de estas aleaciones [7].

En la **Figura 2.2** se muestra la comparación de la microestructura de los aceros AHSS mencionados anteriormente.



**Figura 2.2.** Microestructuras de los diferentes grados de aceros AHSS [7].

## 2.2 Aceros de plasticidad inducida por maclaje (TWIP).

En 1882 Robert Hadfield desarrolló unas aleaciones con contenido de 1-1.4 %C y 11-14 %Mn (% en peso) con buenas propiedades mecánicas como alta dureza buena resistencia al desgaste y también una muy buena conformabilidad [8,9], desde ese entonces, estos aceros llamaron la atención por ser excelentes materiales ingenieriles.

Más tarde, en 2000, el profesor Georg Frommeyer del *Instituto Max-Planck para la Investigación del Acero* (Max-Planck Institut für Eisenforschung) presentó su





investigación en la que trabajó estos aceros con contenidos de Mn entre 15 y 30% y con adiciones de silicio y aluminio, llamándolos aceros TWIP. Dos años más tarde, Frommeyer es dueño de una patente para unas de estas aleaciones [7]. Desde esa fecha ha habido un creciente interés por estas aleaciones aumentando el número de trabajos de investigación y patentes, debido a las nuevas tendencias en la industria automovilística inclinadas a mejorar los estándares de seguridad y reducir el peso, así como a tener un proceso de manufactura más eficiente.

Los aceros TWIP logran llenar todos estos requerimientos debido a sus excelentes propiedades mecánicas de resistencia y ductilidad. Grässel y colaboradores [4] reportaron un acero TWIP con un porcentaje de alargamiento total de 92% y una resistencia a la tracción de 650 MPa a temperatura ambiente. Al aumentar la resistencia mecánica de los materiales se tiene una disminución del porcentaje de deformación que estos pueden alcanzar, en los aceros TWIP este aumento de resistencia mecánica puede llegar hasta 1200 MPa y mantener un porcentaje de deformación bueno, alrededor de 50% [10].

Los aceros con alto contenido de manganeso como lo son los TRIP ( $\approx 15\% \text{ Mn}$  en peso) y los TWIP ( $\approx 25\% \text{ Mn}$  en peso) presentan una microestructura parcialmente y totalmente austenítica, respectivamente. Cuando estos son sometidos a un esfuerzo y empiezan a ser deformados existe una combinación de mecanismos de deformación, uno primario a través del movimiento de dislocaciones y otros mecanismos secundarios como son la transformación de austenita ( $\gamma_{\text{fcc}}$ ) a martensita  $\alpha_{\text{bcc}}$  o  $\epsilon_{\text{hcp}}$  característico de los aceros TRIP y la formación de maclas presentes en los TWIP. En ambos casos, el resultado de la deformación, ya sea la martensita o las maclas, actúa como una barrera impidiendo el libre movimiento de las dislocaciones, ocasionando un estancamiento de las dislocaciones en estos defectos planares y, por consiguiente, provocando distorsiones en la matriz y un incremento en las propiedades mecánicas [11].







### 2.2.1 Energía de falla de apilamiento (EFA).

La activación de estos mecanismos secundarios de deformación (la transformación martensítica o la formación de maclas) es controlada en parte por la temperatura y la composición química, de los cuales es dependiente la energía de falla de apilamiento (EFA).

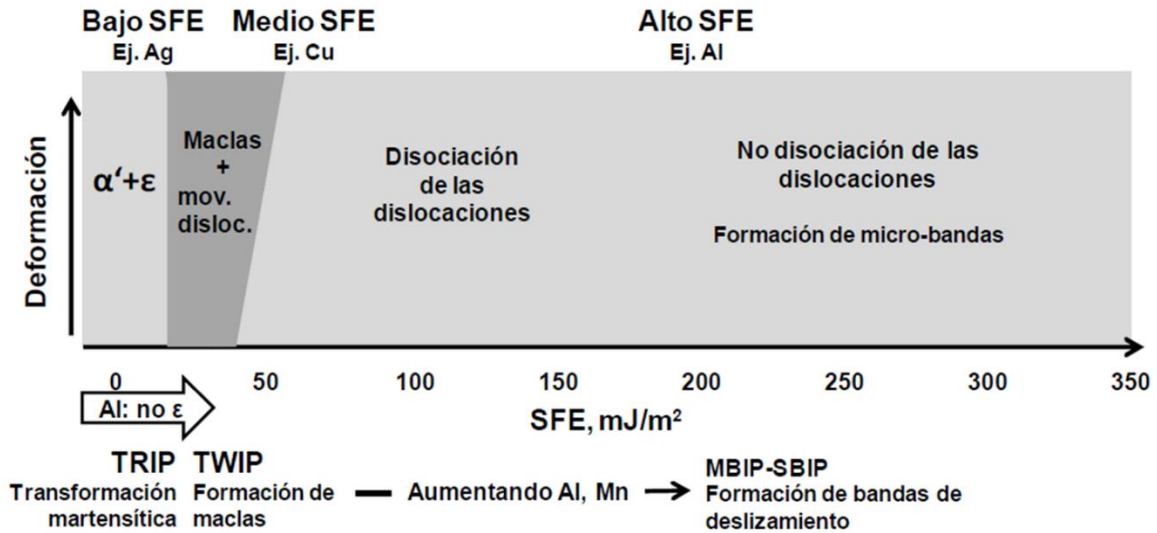
Las dislocaciones parciales de Shockley son un par de dislocaciones que pueden originar fallas de apilamiento, estas fallas son errores en la secuencia de apilamiento de los planos más compactos que tiene una estructura cristalina; por ejemplo, una estructura FCC tiene un patrón ABCABC, si esta secuencia se altera a ABCBC existe una falla de apilamiento. La EFA es en parte una medida de la distancia que existe entre las dislocaciones parciales de Shockley [12]. Una imperfección en una red cristalina genera un incremento en la energía interna donde se localiza este defecto, de tal manera que las fallas de apilamiento tienen una energía característica por unidad de área, la EFA. También puede considerarse como la facilidad que tienen las dislocaciones de deslizarse a lo largo de la red cristalina, por lo que a un mayor valor de EFA este movimiento se verá altamente beneficiado.

Diversos autores proponen diferentes rangos de EFA en los que los mecanismos de deformación son activados [3,4,11]. La investigación de Lee y colaboradores [3] sugiere que una EFA menor a  $15 \text{ mJ/m}^2$  activa la transformación martensítica, una EFA mayor a  $20 \text{ mJ/m}^2$  se favorece la formación de maclas, mientras que una energía de falla de apilamiento en el rango de estos dos valores beneficia a ambos mecanismos de deformación. Hay un límite de valor de EFA, por encima del cual solo el movimiento de dislocaciones es activado, este valor se encuentra alrededor de  $60 \text{ mJ/m}^2$  según Frommeyer [4] y de  $80 \text{ mJ/m}^2$  de acuerdo a Pierce [11] (ver **Figura 2.3**).

Es importante tener un diseño en la composición química en los aceros TWIP para garantizar que la formación de maclas sea el mecanismo secundario de deformación predominante. Ya que la EFA es una propiedad intrínseca, cada elemento tiene un efecto en la aleación, el manganeso y el aluminio incrementan la EFA mientras que el silicio causa una disminución de esta propiedad [11].







**Figura 2.3.** Mecanismos de deformación según la variación de la energía de falla de apilamiento (SFE) [13].

## 2.3 Composición química de los aceros TWIP.

### 2.3.1 Efecto de los elementos de aleación.

Los principales elementos de aleación que se encuentran en los aceros TWIP son Mn, Si, Al y C. Todos estos elementos juegan un papel muy importante en el desempeño de la aleación. En la **Tabla 2.1** se enlistan estas características.





**Tabla 2.1. Elementos aleantes y sus efectos en los aceros TWIP [7,11].**

<b>Elemento</b>	<b>Efectos</b>
Manganeso	<ul style="list-style-type: none"><li>• Mantiene una estructura austenítica estable.</li><li>• Controla la energía de falla de apilamiento. El aumento de Mn provoca un aumento en la EFA.</li></ul>
Aluminio	<ul style="list-style-type: none"><li>• Incrementa la EFA significativamente.</li><li>• Ocasiona una disminución del porcentaje de alargamiento total.</li><li>• Reduce la resistencia a la tracción.</li><li>• Endurece por solución sólida.</li><li>• Aumenta la resistencia a la corrosión.</li></ul>
Silicio	<ul style="list-style-type: none"><li>• Provoca una disminución en la EFA.</li><li>• Disminuye el porcentaje de alargamiento total.</li><li>• Incrementa la resistencia a la tracción.</li><li>• Endurece la austenita por solución sólida en aproximadamente 50 MPa por aumento de 1 %Si en peso.</li></ul>
Carbono	<ul style="list-style-type: none"><li>• Es un efectivo estabilizador de la austenita.</li><li>• Endurece la aleación por solución sólida.</li></ul>

### **2.3.2 Efecto de los elementos microaleantes.**

Los elementos de microaleación son aquellos que se agregan en cantidades mínimas (menores al 0.2% en peso) y tienden a formar fases precipitadas como lo son carburos, nitruros y carburonitruros. En la **Tabla 2.2** se reportan los efectos que tienen los elementos de microaleación en los aceros TWIP.





**Tabla 2.2. Elementos microaleantes y sus efectos en los aceros TWIP [14-17].**

<b>Elemento</b>	<b>Efectos</b>
Titanio	<ul style="list-style-type: none"><li>• Forma nitruros los cuáles son estables a altas temperaturas y controla el tamaño de grano austenítico, además de prevenir la formación de precipitados dañinos como BN y AlN.</li><li>• Aumenta la eficiencia del boro como elemento de microaleación.</li><li>• Efecto de refinador de grano.</li></ul>
Boro	<ul style="list-style-type: none"><li>• Actúa como refinador de grano.</li><li>• Forma carburos (<math>B_4C</math>) estables a altas temperaturas.</li><li>• Se encuentra como elemento intersticial en solución sólida aumentando las propiedades mecánicas.</li></ul>
Vanadio	<ul style="list-style-type: none"><li>• Actúa como refinador de grano.</li><li>• Aumenta la resistencia a la cedencia, mientras que la resistencia a la tracción permanece prácticamente igual.</li><li>• Promueve el endurecimiento por precipitación.</li></ul>
Niobio	<ul style="list-style-type: none"><li>• Aumenta el valor de esfuerzo a la cedencia y esfuerzo máximo.</li><li>• Reduce el alargamiento uniforme.</li><li>• Efecto de refinamiento de grano alto.</li><li>• Forma nanoprecipitados de NbC que limitan el movimiento de dislocaciones, aumentando aún más el esfuerzo a la cedencia.</li></ul>
Molibdeno	<ul style="list-style-type: none"><li>• Incrementa la resistencia a la tracción, así como el porcentaje de alargamiento.</li><li>• Mejora la templabilidad.</li><li>• Aumenta la resistencia a la corrosión.</li><li>• Reduce la temperatura de fragilización.</li></ul>





## 2.4 Sistema ternario Fe-Mn-C.

El diagrama de fases binario de equilibrio del sistema Fe-Mn ha sido revisado recientemente [2]. La parte rica en Fe del diagrama parece ser un sistema binario relativamente simple, presentando una línea abierta de la transformación martensítica. Sin embargo, el diagrama metaestable de fases Fe-Mn (ver **Figura 2.4**) revela más información que es necesaria para entender las microestructuras que se obtienen en situaciones prácticas (de no equilibrio).

La variación del contenido de manganeso de 5 al 25% en peso provoca diferentes microestructuras a temperatura ambiente. A bajos contenidos de manganeso la  $\alpha'$ -martensita (cúbica) es la fase predominante, mientras que a un alto porcentaje de Mn la  $\varepsilon$ -martensita (h.c.p.) dominará, estos dos constituyentes también pueden ser formados a partir de la austenita retenida por esfuerzos aplicados que lleven consigo una deformación del material. Para estabilizar la austenita a temperatura ambiente en el sistema binario de aleación Fe-Mn es necesario tener un exceso de 27 %Mn en peso [2].

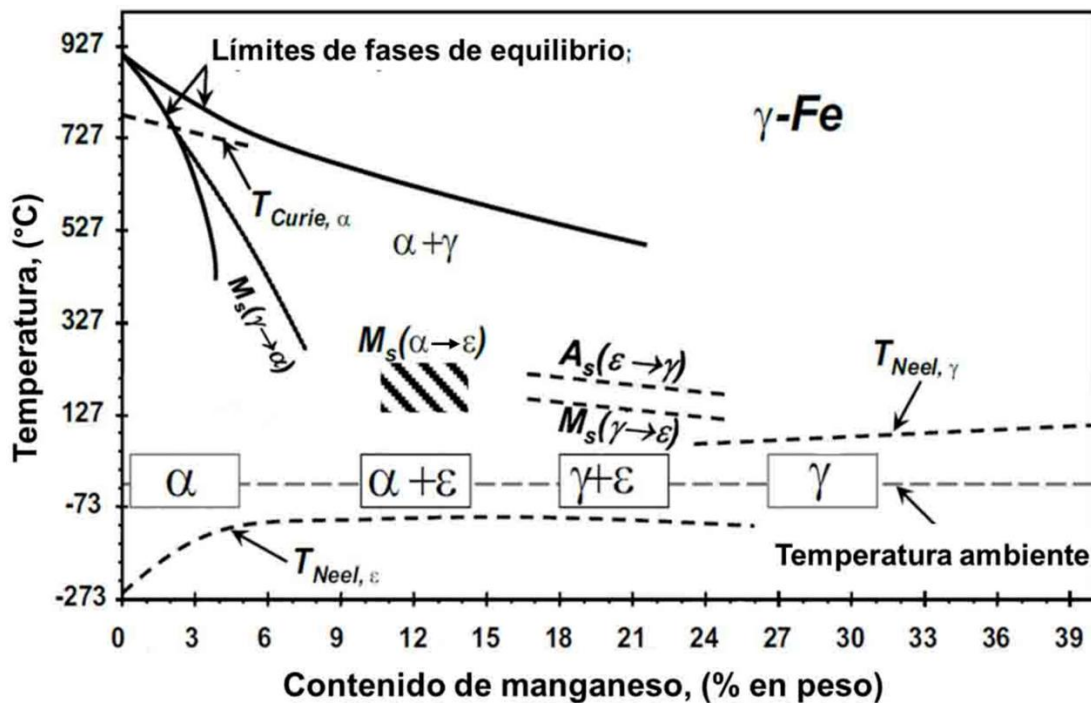
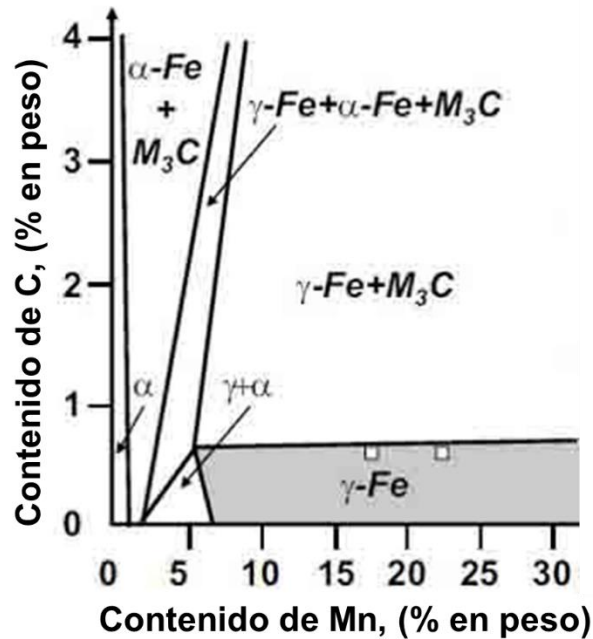


Figura 2.4. Diagrama de fases metaestable Fe-Mn [2].





Para hacer posible tener una microestructura austenítica a temperatura ambiente con contenidos de manganeso menores al 25% es necesario suprimir la transformación de la  $\alpha'$ -martensita y la  $\varepsilon$ -martensita. Esto se logra con adiciones de carbono de aproximadamente 0.6% en masa, mayores contenidos de carbono pueden resultar en la formación de carburos. La **Figura 2.5** muestra el diagrama de fases al equilibrio del sistema ternario Fe-Mn-C a 700 °C, en este se puede observar que una adición de hasta aproximadamente 0.7 %C en peso amplía el rango de estabilidad de la austenita con respecto al porcentaje de manganeso en la aleación, permitiendo ahora que la austenita sea estable desde un 7 %Mn.



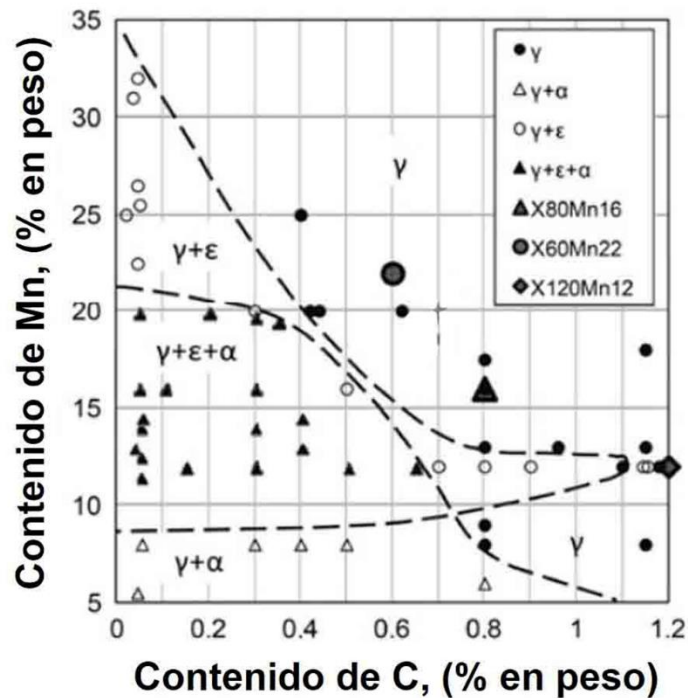
**Figura 2.5.** Diagrama de fases al equilibrio del sistema ternario Fe-Mn-C a 700°C, mostrando en gris la zona de estabilidad de la austenita [2].

Debido al interés en los aceros con rangos de C entre 0.6 y 0.8% y de Mn entre 15 y 20%, los cuales tienen un efecto TWIP, es que se estudió esta zona del diagrama metaestable. Primero, Schumman en 1972 [18] propuso un diagrama mostrando las zonas de estabilidad de la austenita a temperatura ambiente a diferentes contenidos de Mn y C. Más tarde, Mesquita y colaboradores [1] hicieron una corrección de este





diagrama (ver **Figura 2.6**), obteniendo una tendencia lineal al variar el contenido de Mn y C; así se observa que al aumentar el contenido de C se puede disminuir el porcentaje de Mn en la aleación y aun así tener austenita estable a temperatura ambiente. Esta tendencia se cumple hasta un máximo de 0.6 %C y un mínimo de 15 %Mn, en dónde hay aleaciones interesantes debido a sus propiedades mecánicas.



**Figura 2.6.** Corrección del diagrama de estabilidad austenítica realizado por Schumman en 1972 [18]. Datos recabados de muestras después de un enfriamiento rápido. Las marcas pequeñas son los datos originales obtenidos por Schumman. Marcas grandes realizadas por Mesquita y colaboradores [1].

## 2.5 Solidificación.

La solidificación en los metales es la transformación de fase desde el estado líquido al estado sólido. Este proceso ocurre mediante la nucleación y crecimiento de una nueva fase [19]. La nucleación puede ocurrir de manera homogénea, cuando esta





ocurre en todo el volumen y no es necesaria una superficie, o heterogénea, cuando el metal comienza a solidificar sobre un sustrato.

En el proceso de fundición la solidificación es de suma importancia ya que muchas de las piezas fabricadas mediante este proceso son terminales, es decir, que ya no necesitan de otro proceso para pasar a su etapa de aplicación. La temperatura de colada, el tipo de molde, los alimentadores, el diseño de la pieza, la adición de refinadores de grano; todos estos parámetros influyen en la microestructura final de la pieza y, por ende, en sus propiedades mecánicas y en su desempeño [20]. Estos parámetros y otros se deben de manipular utilizando los fundamentos de solidificación para obtener piezas que cumplan con todos los requerimientos necesarios.

En una pieza fabricada por un proceso de fundición generalmente se distinguen tres zonas [20] (ver **Figura 2.7**). En la interfase entre el molde y el metal en solidificación, la velocidad de enfriamiento presenta su máximo valor debido a la baja temperatura de inicio del molde; al momento del vaciado del metal en el molde muchos granos con orientación al azar nuclean en las paredes del molde, estos granos son de un tamaño muy pequeño debido al enfriamiento brusco, formándose así la *zona chill*.

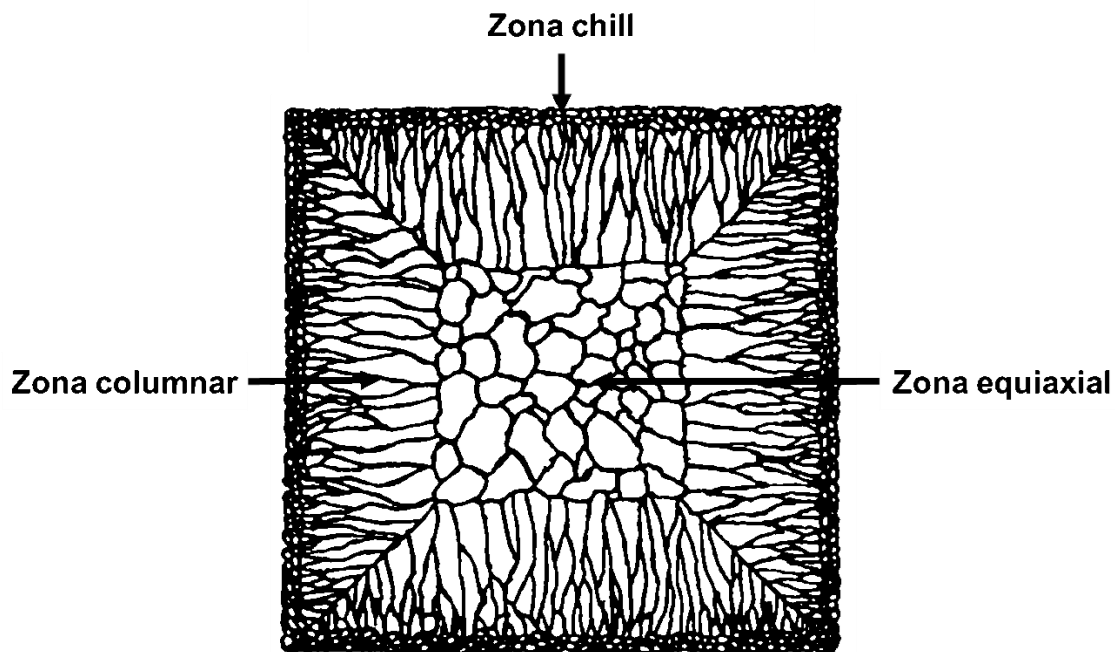
Inmediatamente después de que se formó esta película uniforme y delgada de granos equiaxiales hay un aumento en la temperatura del molde y una disminución de la velocidad de enfriamiento, lo cual ocasiona que el crecimiento de los cristales sea ahora de manera *columnar*. Estos granos crecen perpendiculares a las paredes del molde y en dirección opuesta al flujo de calor, al crecer estos al mismo tiempo impiden su crecimiento a lo ancho, limitándose a crecer paralelamente hasta llegar al centro del molde. Si alguno de estos granos no tiene una dirección muy favorable para su crecimiento, otro grano que este mejor posicionado impedirá su crecimiento.

Por último, otra *zona equiaxial* se localiza en el centro del molde ahora con granos de mayor tamaño, esta zona nuclea heterogéneamente sobre brazos dendríticos que se desprendieron debido a la turbulencia o competencia de crecimiento. Ahora el baño metálico presenta un sobre-enfriamiento, es decir, que se encuentra a menor temperatura que el metal solidificado, por lo tanto, el flujo de calor va desde





el metal sólido hacia el metal líquido, el crecimiento del grano sigue esta misma dirección. Si todo el baño metálico se encuentra a la misma temperatura el flujo de calor será igual en todas las direcciones, a esto se le llama flujo de calor isotrópico, y el grano crecerá equiaxialmente.



*Figura 2.7. Estructura de colada típica [20].*

### 2.5.1 Teoría del subenfriamiento constitucional.

Durante la solidificación de una aleación hay un cambio substancial en la concentración de soluto enfrente de la interfase sólido/líquido (S/L). Este cambio afecta la temperatura de liquidus local de equilibrio.

Ahora, se considera el caso de una aleación binaria formada por A (Azul) y V (Verde). Dónde se está formando la fase rica en A, la cual es una solución de A y V, siendo V el soluto. A medida que se forma la fase A, el elemento V es rechazado hacia el baño metálico debido a que la fase A solo acepta una cierta cantidad de V, por lo tanto, en la interfase S/L hay una región de líquido rica en V, la cual decrece a medida que se avanza en la dirección X (ver **Figura 2.8a**).







El diagrama **b** de la **Figura 2.8** representa lo que sucede en el esquema **a**.  $C_0$  es la composición inicial de V en la aleación, la cual se mantiene constante en la fase A solidificada, por lo tanto,  $C_0=C_S$  ( $C_S$ : Concentración del soluto en el sólido) en la fase A y la interfase S/L. En la interfase S/L se observa un incremento precipitado de la concentración V llegando hasta el valor de  $C_0/k$ ,  $k$  es el coeficiente de partición y se define como  $C_S/C_L$ . Como en la interfase S/L  $C_0=C_S$ , la concentración que alcanza V es  $C_L$  (Concentración del soluto en el líquido). Este valor de concentración se puede leer del diagrama de fases (**Figura 2.8c**) mediante la regla de la palanca. Con el avance en dirección X,  $C_L$  disminuye hasta  $C_0$ , siendo este la concentración de V en el seno del baño metálico.

La temperatura de liquidus correspondiente a la composición inicial de la aleación es  $T_L(C_0)$  representada en el diagrama **d** de la **Figura 2.8**, la cual solo es constante en el seno del baño metálico donde la concentración de V en el líquido es igual a la de la aleación. Al regresar del seno del baño hasta la interfase S/L (en dirección opuesta a X) se tiene un decremento de  $T_L$ , lo cual se explica con el diagrama de fases, pues al aumentar el contenido de V en el líquido se obtiene una disminución de la temperatura de liquidus, llegando a ser igual a la temperatura de solidus correspondiente a la composición inicial de la aleación  $T_S(C_0)$ , la cual se encuentra solamente en la interfase S/L.

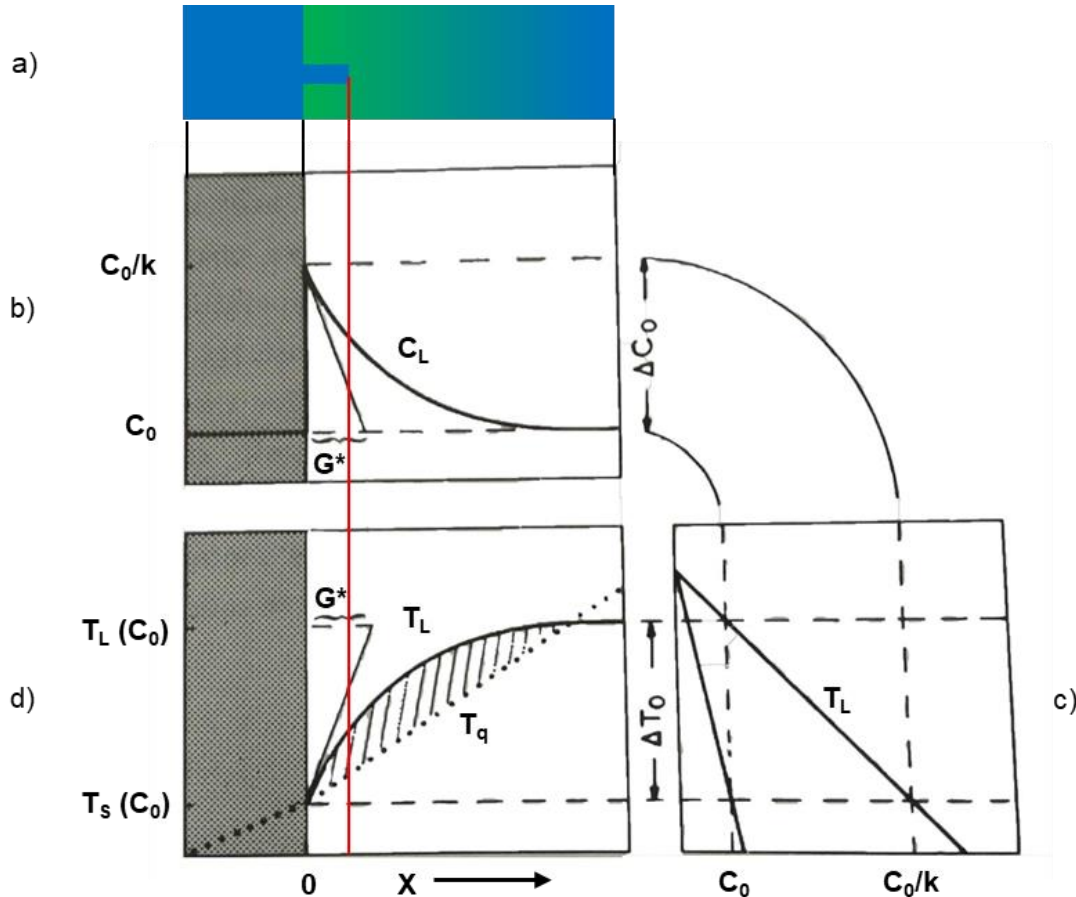
La zona de enfriamiento constitucional queda entonces delimitada por el gradiente de temperatura al que se encuentra el líquido ( $T_q$ ) y el gradiente de la temperatura de liquidus en el líquido ( $T_L$ ) (ver **Figura 2.8d**). Ya que el líquido se encuentra a una temperatura menor a la que teóricamente debería solidificar, se dice que este está sobre enfriado, esta diferencia de temperaturas genera la fuerza motriz para que la solidificación avance de manera dendrítica. Por ejemplo, la protuberancia mostrada en la **Figura 2.8a** seguirá creciendo en dirección X debido a que el subenfriamiento constitucional provee la fuerza motriz [21].

Dependiendo del gradiente de temperatura que se tenga en la interfase S/L, puede o no, existir una zona de subenfriamiento constitucional. En el diagrama **d** de la **Figura 2.8** se muestra el gradiente crítico de temperatura ( $G^*$ ), el cual es tangente





a  $T_L$  en la interfase S/L, teniendo un gradiente de temperatura mayor o igual este no existirá tal subenfriamiento y el crecimiento será planar.



**Figura 2.8.** Subenfriamiento constitucional [20]. a) Rechazo del elemento V (Verde) en la interfase S/L y formación de una protuberancia, b) Disminución del elemento V en el baño con respecto al avance en la dirección X, c) Sección del diagrama de fases binario A-V, parte rica de A y d) Aumento de la temperatura liquidus paralelo a la disminución de la concentración de soluto en el baño.

### 2.5.2 Crecimiento dendrítico columnar y equiaxial.

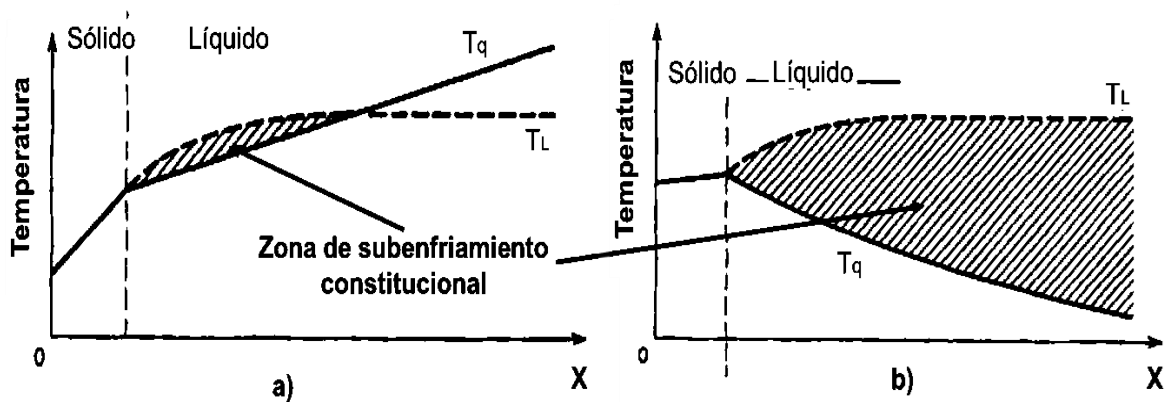
Existen diferentes tipos de crecimiento en la interfase S/L durante la solidificación de aleaciones. El gradiente de temperatura y la temperatura de liquidus que se tenga en el baño definirán el modo de crecimiento que ocurrirá.

Si el gradiente de temperatura ( $T_q$ ) es mayor al gradiente crítico ( $G^*$ ) el crecimiento planar es estable en la interfase. Sin embargo, en la medida en que el gradiente de





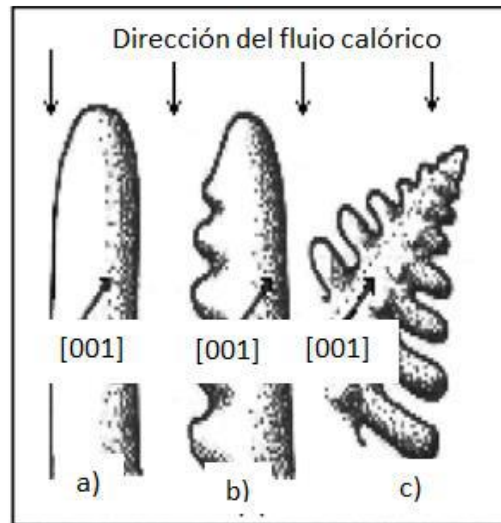
temperatura sea menor que el crítico, dos tipos de crecimiento tomaran lugar. En la **Figura 2.9a** el gradiente de temperatura es menor al crítico, pero no en gran medida, haciendo presente una zona de subenfriamiento constitucional restringida, esto es característico del crecimiento celular. Cuando se tiene un gradiente de temperatura negativo es seguro que se tendrá un crecimiento dendrítico debido a la amplia zona de subenfriamiento constitucional que se forma (ver **Figura 2.9b**).



**Figura 2.9.** *Diferentes grados de subenfriamiento constitucional [19]. a) Zona de subenfriamiento constitucional pequeña, crecimiento característico celular y b) Zona de subenfriamiento constitucional amplia, crecimiento dendrítico característico.*

Ambos tipos de crecimiento ocurren en la dirección opuesta de extracción de calor. Las dendritas columnares comienzan su crecimiento como una protuberancia, estas crecen en una dirección cristalográfica preferencial, la más cercana que sea paralela a la dirección de la extracción de calor, para los metales cúbicos la familia de direcciones preferenciales es la  $\langle 100 \rangle$ . Por otro lado, las células a pesar de crecer opuestas a la dirección de extracción de calor no tienen una dirección cristalográfica preferencial (ver **Figura 2.10**). Debido a esta dirección de crecimiento preferencial es que en los brazos primarios de las dendritas se forman brazos secundarios, los cuales tienen un crecimiento limitado al chocar con los brazos primarios o secundarios de las dendritas vecinas.

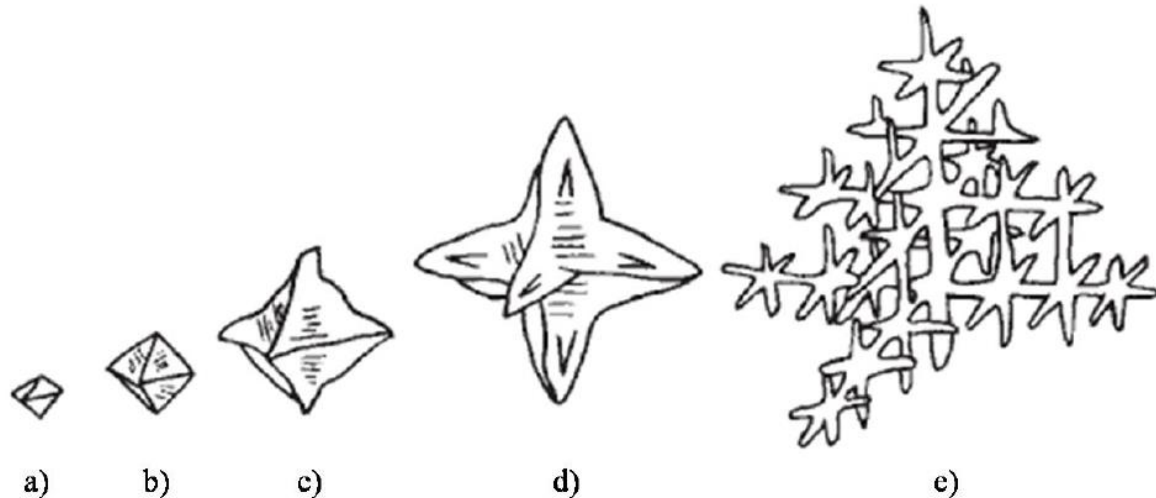




**Figura 2.10.** Transición del crecimiento celular a dendrítico [20]. Se muestra que las dendritas **c)** crecen en direcciones cristalográficas preferentes (familia  $\langle 100 \rangle$ ), mientras que las células **a)** y **b)** no.

El desprendimiento de dendritas que flotan en el seno del baño metálico promueve la nucleación heterogénea de dendritas equiaxiales. Este núcleo es una pequeña protuberancia (ver **Figura 2.11a**), la cual se encuentra a una mayor temperatura que el baño, por lo tanto, el crecimiento de las dendritas equiaxiales ocurre en la misma dirección que la extracción de calor. Ya que en la interfase de las puntas hay un mayor gradiente de concentración de soluto, es que sobre estas hay una mayor velocidad de crecimiento, formándose primero una geometría tipo estrella (ver **Figura 2.11 b-d**). Si la temperatura del líquido es constante el flujo de extracción de calor es igual en todas direcciones, lo cual favorece el crecimiento de la dendrita en las 6 direcciones de la familia  $\langle 100 \rangle$ , obteniéndose una dendrita equiaxial totalmente desarrollada que solo detiene su crecimiento al encontrarse con otra dendrita (ver **Figura 2.11e**).





**Figura 2.11.** Crecimiento dendrítico equiaxial con un flujo de calor isotrópico [22].

### 2.5.3 Espaciamiento dendrítico primario y secundario.

El espaciamiento dendrítico primario o PDAS (Primary Dendritic Arm Spacing, por sus siglas en inglés) afecta la segregación de elementos en las aleaciones así como la precipitación de fases secundarias, ya que al aumentar este se incrementa la zona interdendrítica donde ocurren estos fenómenos que consecuentemente afectan las propiedades mecánicas de la aleación [23,24].

Muchos investigadores han intentado entender la relación entre las condiciones de solidificación y el PDAS. Casi todos los modelos reportados para predecir el PDAS presentan características en común, en especial cuando la velocidad de crecimiento dendrítico es alta. La fórmula general es [24]:

$$\lambda_1 = NG^{-a}V^{-b} \quad (0 < a, b < 1) \quad \text{Ec. (2.1)}$$

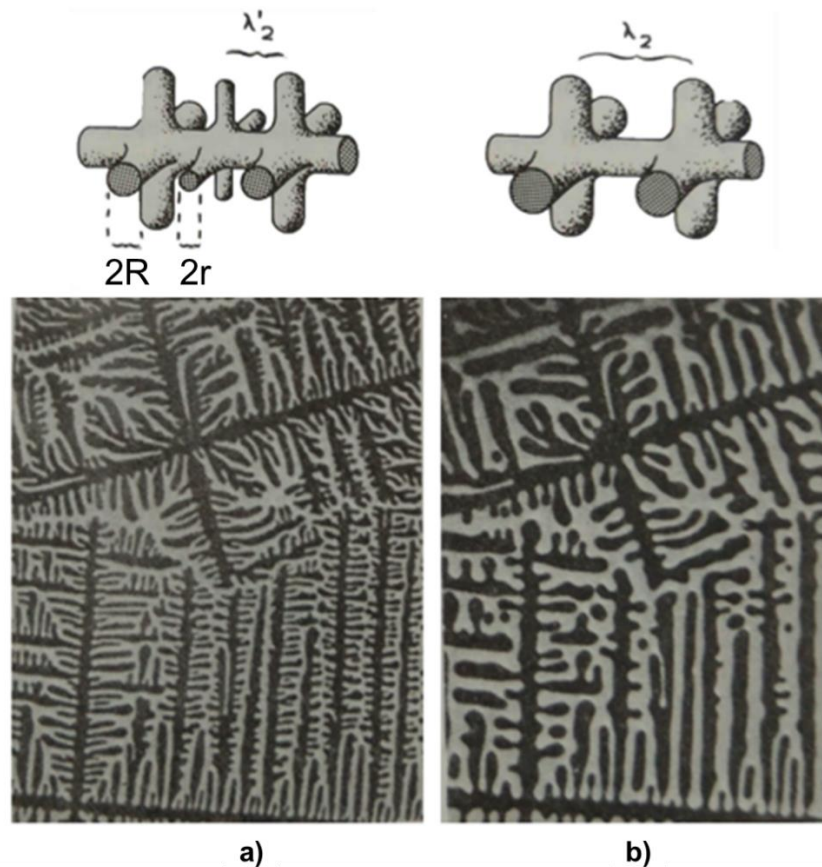
Dónde  $\lambda_1$  es el PDAS,  $a$ ,  $b$  y  $N$  son parámetros dependientes del material,  $G$  es el gradiente de temperatura y  $V$  es la velocidad de crecimiento dendrítico.

Un proceso de engrosamiento ocurre en los brazos dendríticos secundarios, así como una ampliación de su espacio interdendrítico a medida que pasa el tiempo de solidificación. Los brazos primarios con una gran cantidad de brazos secundarios pasan a tener una menor cantidad de estos, los cuales aumentan su grosor y así mismo el espacio dendrítico secundario [20].





Un posible mecanismo de este engrosamiento es debido a la fusión de brazos secundarios delgados y a un aumento del diámetro de los más gruesos, cada vez que un brazo secundario delgado es disuelto el espaciamiento dendrítico se duplica. En la parte superior de la **Figura 2.12** se muestran dos dendritas, la de la izquierda con un menor tiempo de solidificación que la de la derecha,  $\lambda'_2$  es el espaciamiento interdendrítico que se tiene en un principio, con el paso del tiempo el brazo secundario de diámetro  $2r$  es disuelto y el espaciamiento aumenta hasta  $\lambda_2$ , mientras que los brazos más gruesos de diámetro  $2R$  son conservados. Las imágenes debajo de las dendritas muestran este proceso a mayor escala en la estructura dendrítica.



**Figura 2.12.** Engrosamiento de los brazos dendríticos secundarios [20]. Zonas negras: dendritas. Imagen a) tiene un menor tiempo de solidificación que b).







El espaciamiento dendrítico secundario o SDAS (Secondary Dendritic Arm Spacing, por sus siglas en inglés) es proporcional a la raíz cúbica del tiempo total de solidificación, siguiendo la ecuación [20]:

$$\lambda_2 = 5.5 \left( M t_f \right)^{1/3} \quad \text{Ec. (2.2)}$$

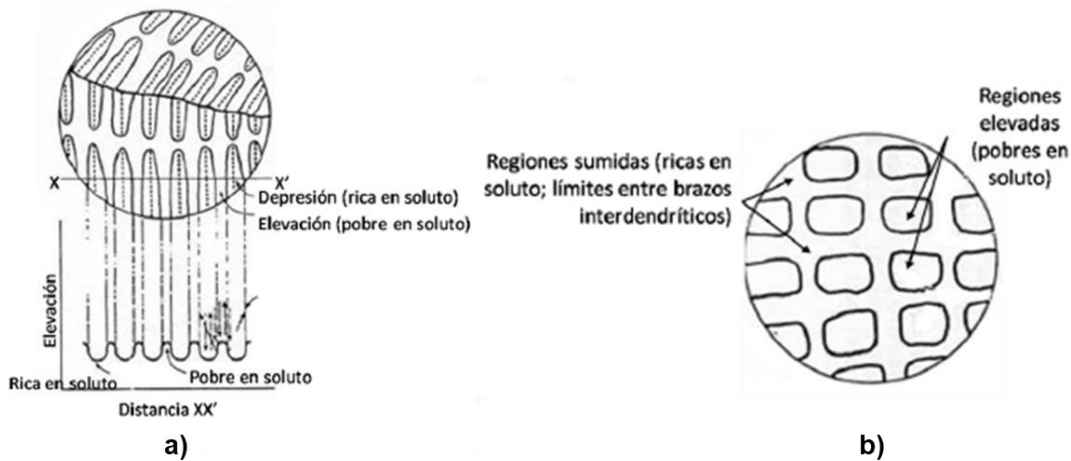
Dónde  $\lambda_2$  es el SDAS,  $t_f$  es el tiempo total de solidificación y M varía de 1 a 10, pero este valor tiene una contribución muy pequeña al valor del SDAS.

#### 2.5.4 Fenómeno de segregación dendrítica.

Como anteriormente se mencionó, el crecimiento dendrítico es resultado de un subenfriamiento constitucional el cual es causado por un rechazo del soluto por parte de la fase solidificada. Por lo cual una estructura dendrítica presenta variaciones de composición química en todo su volumen después de haber solidificado, a este fenómeno se le denomina segregación [25].

El proceso de segregación dendrítica es conocido como acorazamiento o coring [26]. La composición química del primer cristal solidificado es diferente que la composición de la fase líquida, esto ocurre debido a una alta velocidad de enfriamiento, donde la difusión atómica no es lo suficientemente rápida para alcanzar el equilibrio, aumentando así el gradiente de concentración en la interfase S/L, de aquí que el proceso de acorazamiento es un proceso de no equilibrio. Entonces a medida que el proceso de solidificación avanza el metal de la periferia de los brazos dendríticos tendrá una mayor concentración de soluto que el del centro (ver **Figura 2.13**).





**Figura 2.13.** Segregación dendrítica [26]. a) Esquema de la topología superficial desarrollada cuando existe segregación dendrítica y b) Apariencia de un plano de corte al final de los brazos dendríticos.

### 2.5.5 Estado del arte de la solidificación en aceros TWIP.

En el trabajo de investigación realizado por Lan y colaboradores [27] se estudiaron las características y la evolución de la estructura de solidificación de un acero TWIP con composición base Fe-0.7C-22Mn. Lingotes de este material fueron fabricados, los cuales mostraron una estructura de colada típica, con las zonas chill, columnar y equiaxial como se muestra en la **Figura 2.14**.

El PDAS fue medido y se encontró que en las zonas 2, 3 y 4 de la **Figura 2.14** es de entre 1 y 2 mm, mientras que en la región 1 fue de entre 3 y 4 mm, esto fue ocasionado por la diferencia de extracción de calor en estas zonas, teniendo el menor flujo de calor la zona 1, ya que en esta fue colocado un aislante. Debido a este efecto aislante en la parte superior del lingote los granos columnares están orientados ligeramente hacia arriba. Con respecto al tamaño de grano equiaxial, se reportaron valores de entre 2 y 4 mm.

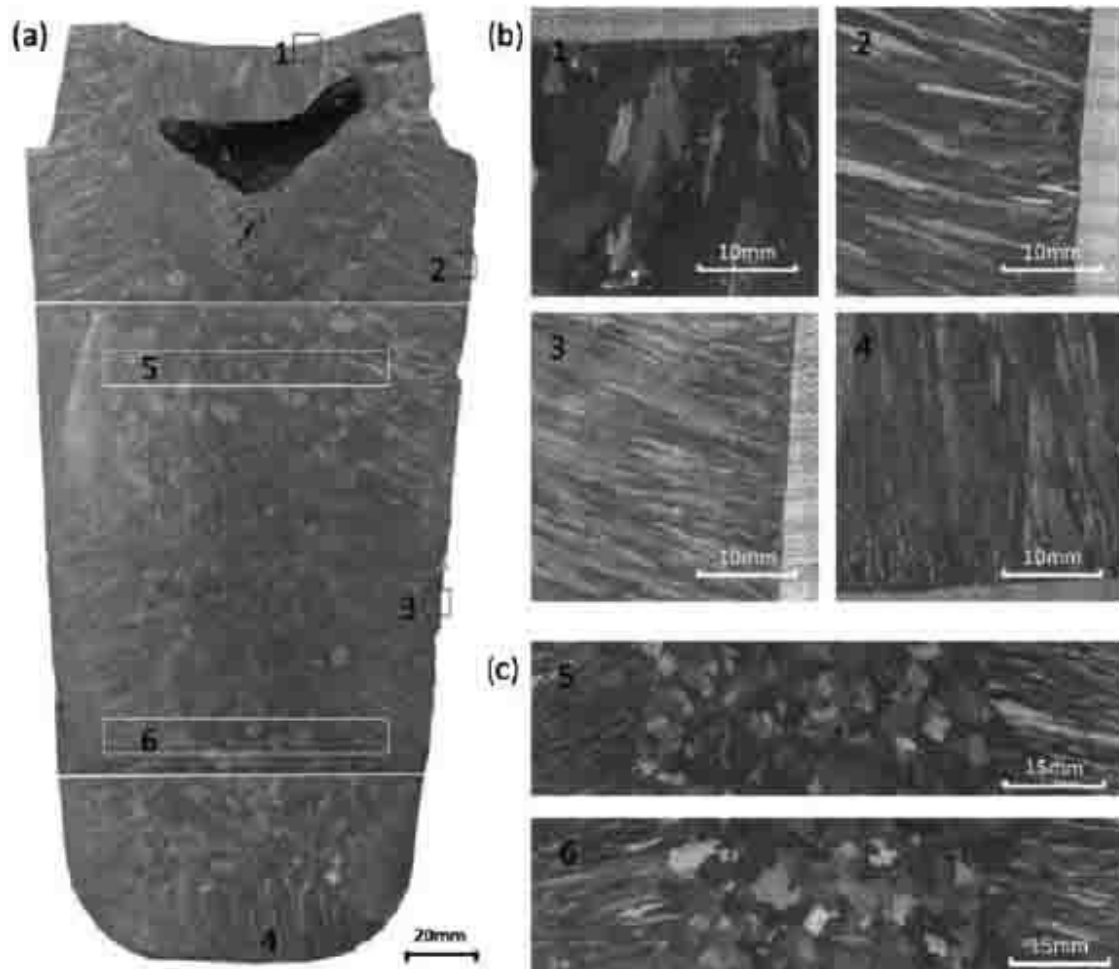
Yang y colaboradores [28] estudiaron el efecto del manganeso en la evolución de la macroestructura de los aceros en general. Se encontró que al aumentar el contenido de Mn en los aceros la zona equiaxial disminuía, mientras que la zona columnar se expandía. Además, los granos se volvían más burdos con el incremento de manganeso en la aleación (ver **Figura 2.15**).





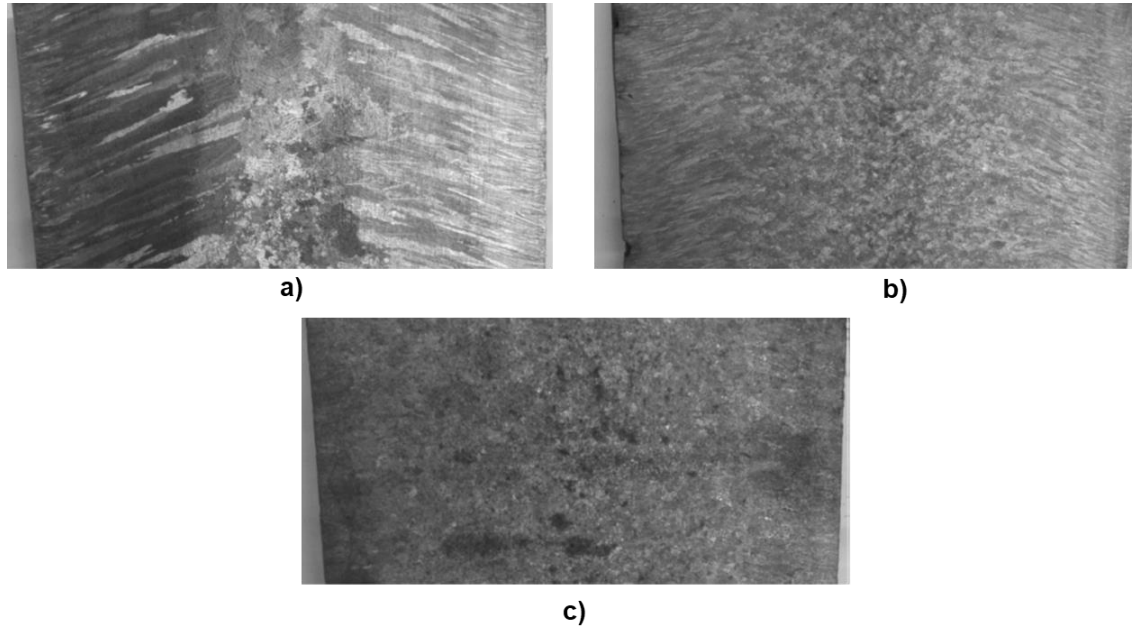


Comparando la **Figura 2.14a** y la **Figura 2.15a**, se puede observar que ambos aceros tienen una zona de granos columnares parecida, bastante extendida y con granos burdos, ya que ambas aleaciones tienen un contenido parecido de Mn, 22 y 17 %, respectivamente.



**Figura 2.14.** Estructura de colada de un acero TWIP [27]. a) Lingote, b) Zona chill y columnar en detalle y c) Zona equiaxial en detalle.





**Figura 2.15.** Efecto del contenido de Mn en la evolución de la macroestructura en aceros TWIP [28]. a) 17 %Mn, b) 8 %Mn y c) 0 %Mn; % en peso.

Wang y colaboradores [29] llevaron a cabo un estudio en el que se investigó la influencia de la estructura de colada de los aceros TWIP en sus propiedades mecánicas, se analizaron 3 morfologías de grano: equiaxial, columnar y columnar/equiaxial.

Para la estructura de colada equiaxial se encontró que a menor tamaño de grano las resistencias mecánicas aumentaban, pero el alargamiento total disminuyó. Una desventaja de tener un tamaño de grano muy fino es que hay una menor proporción de maclas de deformación, debido a que a menor tamaño de grano el esfuerzo de corte crítico para formar las maclas aumenta.

Los granos columnares en los aceros TWIP incrementan el porcentaje de deformación, pero disminuyen las resistencias mecánicas.

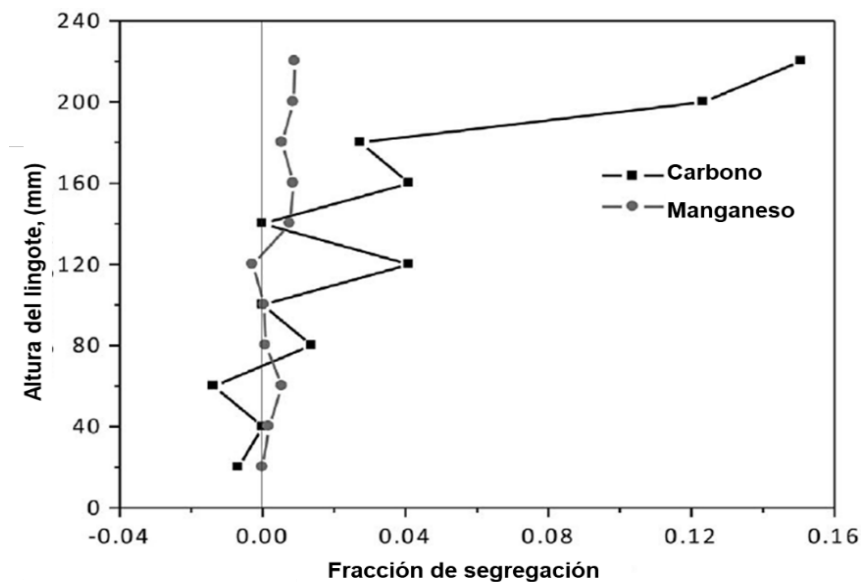
En la estructura de granos columnares se recrystalizaron granos equiaxiales para tener la combinación columnar/equiaxial. Se demostró que a pesar de que la introducción de granos equiaxiales disminuía el porcentaje de deformación, se incrementaban las propiedades mecánicas, por lo que al tener un porcentaje





moderado de granos equiaxiales (25%) se obtuvieron las mejores propiedades mecánicas.

La segregación del carbono y del manganeso en los aceros TWIP también fue estudiada por Lan y colaboradores en 2016 [30], en la **Figura 2.16** se muestra la gráfica que describe el comportamiento de la segregación del carbono y del manganeso en el centro del lingote, la composición química fue analizada desde el fondo hasta el tope del lingote. La solidificación del lingote comenzó en el fondo, dónde el carbono fue rechazado y al irse incrementando la altura del sólido se tuvo una mayor concentración de C. Mientras que el manganeso casi no presentó segregación con respecto a la línea central del lingote.



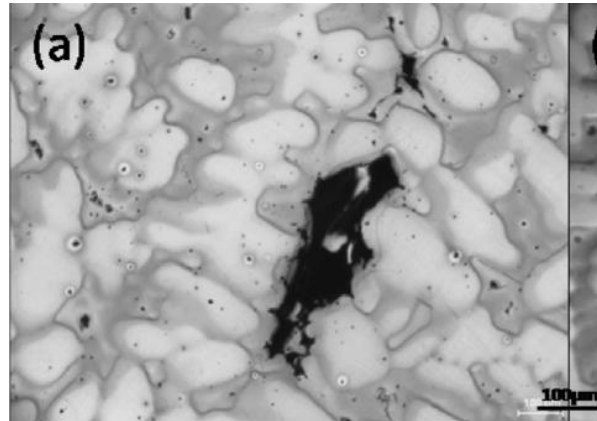
**Figura 2.16.** Segregación del carbono y del manganeso a través de la línea central del lingote [30].

A pesar de que el Mn no presenta mucha macrosegregación, si una micro, se encontró que había una mayor concentración de manganeso y carbono en las cercanías de los límites de grano [30]. Además, una disminución en el contenido de Mn mejoró el refinamiento de grano y también se obtuvo una menor segregación en la zona interdendrítica [27].





Lan también reportó valores del SDAS entre 50 y 80  $\mu\text{m}$ . Y se encontró una porosidad ocasionada por la contracción del líquido remanente en el espacio interdendrítico bastante severa (ver **Figura 2.17**) [30].



**Figura 2.17.** Porosidad ocasionada por la contracción del líquido remanente en un acero TWIP [30].

## 2.6 Deformación plástica por maclaje.

El principal mecanismo durante la deformación plástica es el deslizamiento de dislocaciones, después existe una competencia entre otros dos mecanismos secundarios: el maclado mecánico y la transformación martensítica. En el **apartado 2.2.1** se mencionó que la EFA juega un rol muy importante al momento de favorecer uno de estos dos mecanismos.

El mecanismo de deformación por maclado es el de mayor importancia en los aceros TWIP, pues a partir de las maclas formadas por este es que se obtienen las excelentes propiedades mecánicas en estos aceros. Las maclas actúan como obstáculos planares y reducen el libre deslizamiento de las dislocaciones, estas se acumulan en las interfases entre los obstáculos y la matriz, causando así una distorsión significativa en la red cristalina [11].

La definición clásica de maclado requiere que la macla y la red cristalina “paterna” (matriz) estén relacionadas por una reflexión en un plano (plano de maclaje) o por

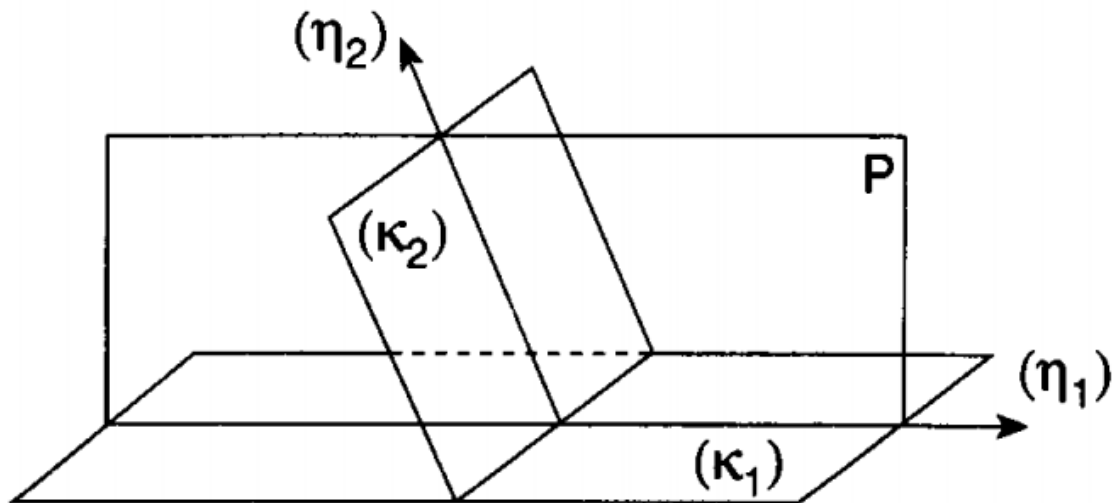




una rotación de  $180^\circ$  con respecto a un eje; en cristales con alta simetría, estas orientaciones son frecuentemente equivalentes. La formación de las maclas se debe a un esfuerzo cortante en la matriz, lo que lleva un desacomodo atómico individual altamente coordinado, causando la imagen especular de la región maclada con respecto a la matriz original [31].

Existen 5 elementos cristalográficos para entender el mecanismo de deformación por maclado (ver **Figura 2.18**). El primero de estos es el *plano invariante de corte* denotado por  $\mathbf{k}_1$ , luego está la *dirección de corte* que se denomina  $\boldsymbol{\eta}_1$ , la cual está contenida en  $\mathbf{k}_1$ ; el segundo *plano no distorsionado* (o conjugado) es  $\mathbf{k}_2$ , el plano que contiene  $\boldsymbol{\eta}_1$  y las normales a  $\mathbf{k}_1$  y  $\mathbf{k}_2$  se llama *plano de corte*  $\mathbf{P}$ ; por último, la intersección entre  $\mathbf{P}$  y  $\mathbf{k}_2$  es la *dirección conjugada de corte*  $\boldsymbol{\eta}_2$  [32].

En el **apartado 2.6.1** se analiza cómo se aplica este sistema de referencia a los granos de austenita en los aceros TWIP.



**Figura 2.18.** Elementos cristalográficos en el mecanismo de deformación por maclado.  $\mathbf{k}_1$ : plano invariante de corte;  $\boldsymbol{\eta}_1$ : dirección de corte;  $\mathbf{k}_2$ : segundo plano no distorsionado (o conjugado);  $\mathbf{P}$ : plano de corte;  $\boldsymbol{\eta}_2$ : dirección conjugada de corte [31].





### 2.6.1 Maclado del grano austenítico.

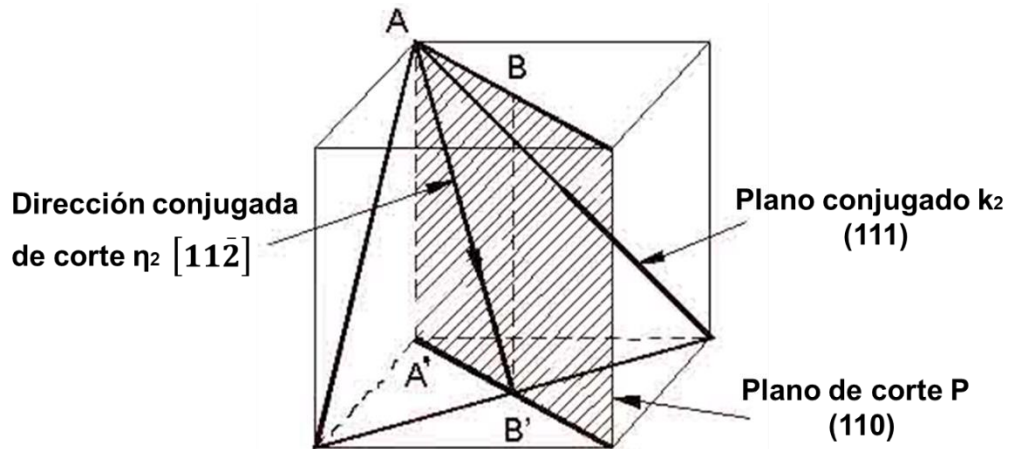
Debido a la composición química de los aceros TWIP es posible tener una estructura completamente austenítica a temperatura ambiente. Los granos de un acero TWIP están compuestos completamente por la fase austenita ( $\gamma$ ), dentro de los cuáles hay presencia de dendritas y zonas segregadas, si el acero viene directo de colada.

La austenita tiene la estructura cristalina FCC (Face Centered Cubic, por sus siglas en inglés). Experimentos en cristales simples han demostrado que los metales con estructuras cristalinas FCC no presentan maclas hasta un porcentaje de deformación considerado en comparación con los BCC [31].

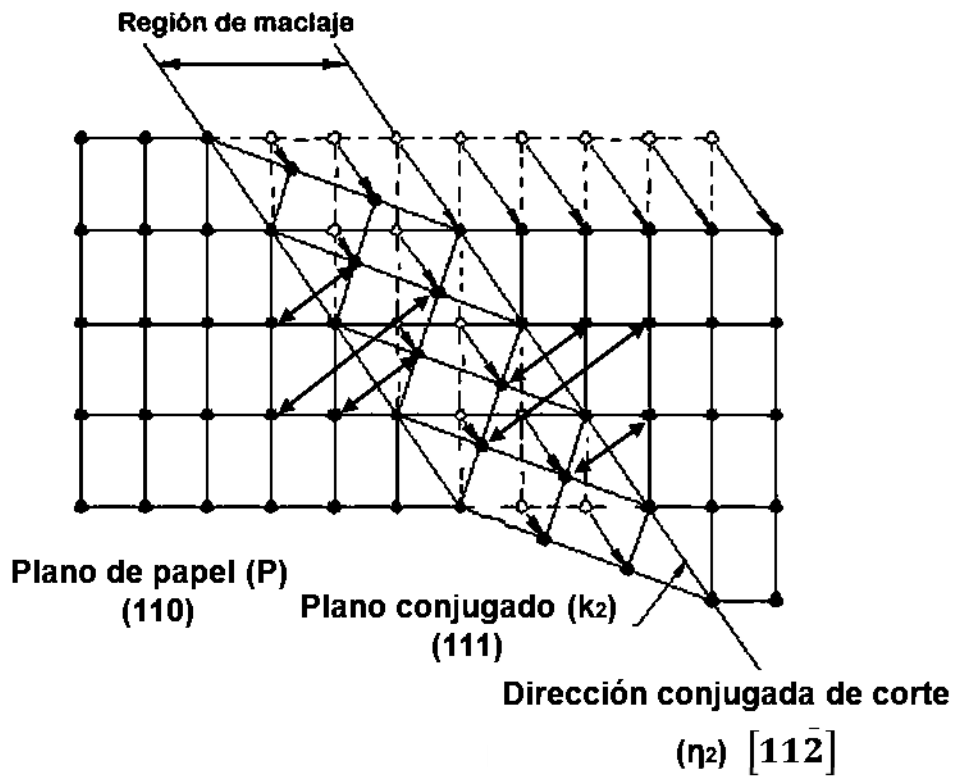
De acuerdo a Christian y Mahajan [31] los parámetros cristalográficos en el mecanismo de deformación por maclado para metales con estructura cristalina FCC son los siguientes:  $\mathbf{k}_1$ :  $\{11\bar{1}\}$ ;  $\mathbf{k}_2$ :  $\{111\}$ ;  $\eta_1$ :  $\langle 112 \rangle$ ;  $\eta_2$ :  $\langle 11\bar{2} \rangle$  y  $\mathbf{P}$ :  $\{110\}$ . Con estos parámetros se puede hacer un esquema que represente este mecanismo de deformación para la austenita (FCC).

La **Figura 2.19** muestra una celda unitaria sin especificar la estructura cristalina, en esta se dibujan los parámetros del mecanismo de deformación por maclado para la estructura cristalina FCC, la base de la celda es el *plano invariante de corte*  $\mathbf{k}_1$ . Así mismo, la **Figura 2.20** muestra una vista normal al *plano de corte*  $\mathbf{P}$ , cuando la fuerza de corte aplicada a la pieza sea la suficiente, los átomos se moverán a través de la familia de planos  $\{111\}$  con direcciones  $\langle 11\bar{2} \rangle$ . Las flechas del esquema señalan que ambos átomos se encuentran a la misma distancia del plano conjugado y en la misma dirección, es decir son una imagen especular el uno del otro; los átomos dentro de la región de maclaje tienen coherencia en su estructura cristalina, más no con la estructura de los átomos que se encuentran fuera de esta zona.





**Figura 2.19.** Esquema del mecanismo de deformación por maclado en una celda unitaria cúbica simple con los parámetros de la estructura cristalina FCC [33].



**Figura 2.20.** Esquema del mecanismo de deformación por maclado en una estructura cristalina FCC [33].

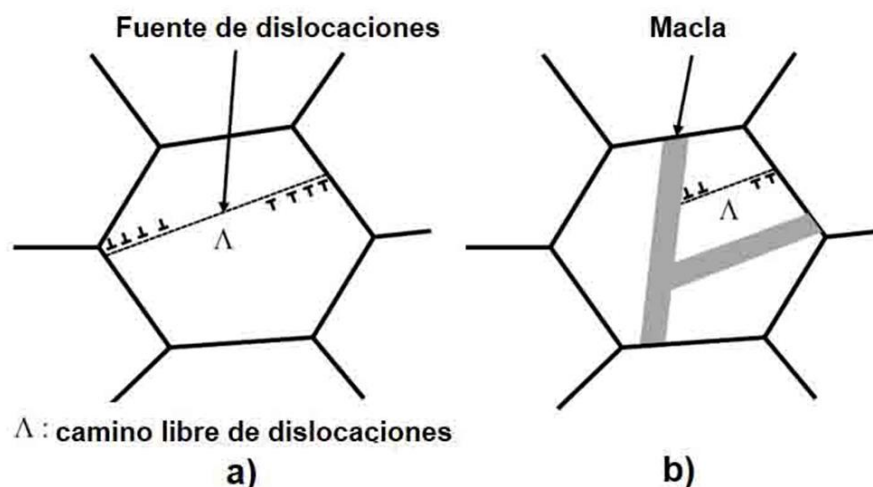






## 2.7 Comportamiento mecánico de los aceros TWIP.

Anteriormente se mencionó que los dos mecanismos de deformación que predominan en los aceros TWIP son el deslizamiento de dislocaciones y la plasticidad inducida por maclaje. Esta combinación de mecanismos ocasiona el efecto Hall-Petch dinámico [2]. Las maclas formadas por la baja EFA y la deformación aplicada acortan el camino libre de las dislocaciones hacia los bordes de granos, actuando como los mismos bordes y ocasionando una mayor distorsión de la estructura cristalina en más zonas de la matriz, con esto aumenta la energía interna del material y se genera un mayor grado de endurecimiento por deformación (ver **Figura 2.21**).



**Figura 2.21.** Esquema del efecto Hall-Petch dinámico. a) Se muestra un grano libre de maclas, donde estas se deslizan sin impedimentos hacia los bordes de grano y b) Se observa que las maclas generadas son un obstáculo para las dislocaciones y su camino hacia los bordes de grano [2].

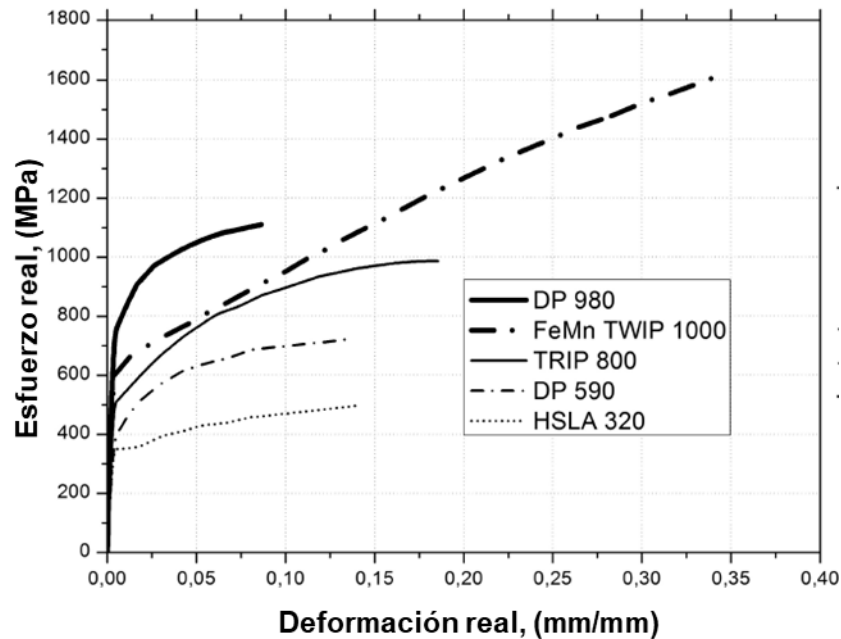
La **Figura 2.22** muestra una comparación de las curvas de esfuerzo real contra deformación real de varios aceros avanzados de alta resistencia. Se observa que el acero TWIP presenta la mayor resistencia a la tracción de los cinco aceros y el mayor grado de deformación. Anteriormente, en la **Figura 2.1** se mostró la superioridad de los aceros TWIP en resistencia mecánica y conformabilidad.







La alta capacidad de deformación de los aceros TWIP los hace de especial interés para el conformado de piezas complejas, de igual manera esta alta capacidad de deformación permite que este material tenga una gran absorción de energía [6].



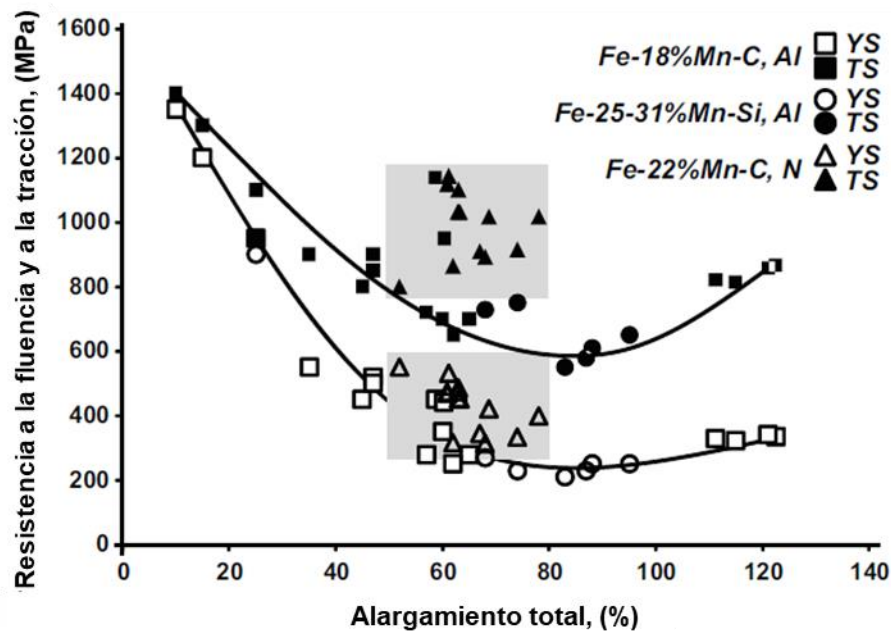
**Figura 2.22.** Curvas de esfuerzo real contra deformación real de varios aceros avanzados de alta resistencia [6].

Las propiedades mecánicas de los aceros TWIP se revisan en la **Figura 2.23**. La resistencia a la fluencia y a la tracción de varios aceros TWIP con diferentes porcentajes de Mn, C, Al y Si se reportan en esta gráfica, la zona gris indica el rango típico de propiedades mecánicas esperadas en un acero TWIP, abarcando de 800 a 1200 MPa para la resistencia la tracción y un rango de 50 a 80% de alargamiento total; el mismo rango de alargamiento total aplica para la resistencia a la fluencia, pero esta disminuye a tan solo un rango de 300 a 600 MPa. Un porcentaje intermedio de Mn, alrededor de 22%, es el que presenta propiedades mecánicas de especial interés, pues cuenta con buena resistencia mecánica y capacidad de deformación.





A medida que el porcentaje total de alargamiento aumenta se hace más clara la diferencia entre las resistencias mecánicas. Otro comportamiento interesante es que al superar el 100% de deformación las propiedades mecánicas de los aceros TWIP muestran un repunte.



**Figura 2.23.** Rangos típicos de las propiedades mecánicas de aceros TWIP [2].  
\*Nota: YS: Resistencia a la fluencia; TS: Resistencia a la tracción.

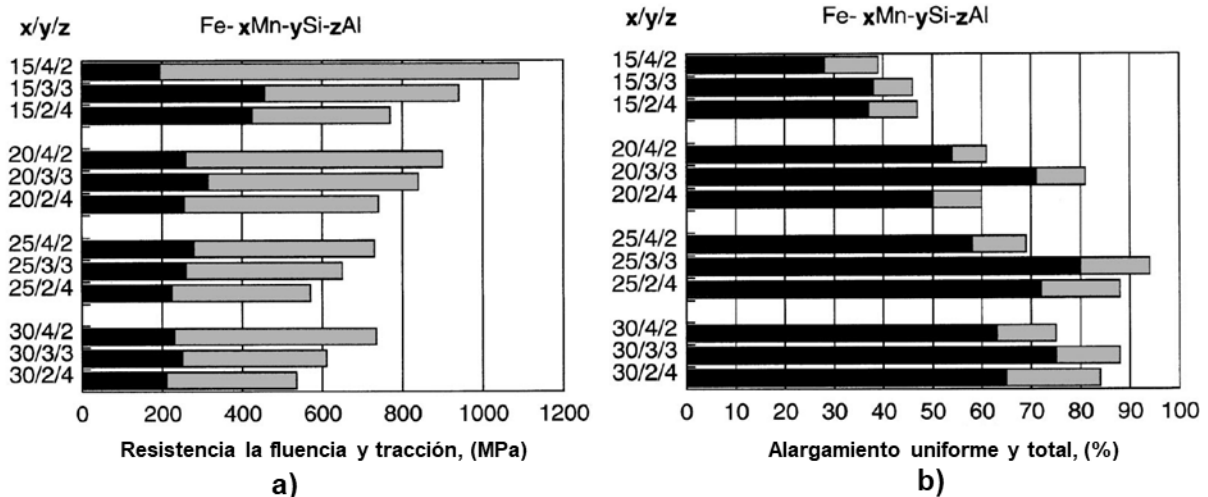
La investigación de Grässel y colaboradores en 2000 [4] se basó en el estudio de las propiedades mecánicas de aceros TWIP con diferentes porcentajes en peso de Mn, dentro de los cuales se fijaron variaciones de Si y Al de 4 y 2; 3 y 3; 2 y 4, respectivamente. En las gráficas de la **Figura 2.24** se reportan los datos obtenidos, se observa la misma tendencia que en la **Figura 2.23**, al disminuir la resistencia mecánica aumenta el porcentaje de deformación y ahora esta tendencia se puede relacionar con el porcentaje de Mn principalmente, el cual es directamente proporcional con el porcentaje de alargamiento total e inversamente proporcional con las resistencias.

Sobre los elementos de aleación se puede observar que el silicio tiene un mayor efecto de endurecimiento por solución sólida que el aluminio; sin embargo, al





observar el efecto de estos dos elementos en el porcentaje de deformación se concluye que existe un efecto sinérgico, al tener porcentajes similares de estos elementos se obtienen mejores propiedades, de aquí la importancia del diseño de las aleaciones para un mejor desempeño.



**Figura 2.24.** a) Resistencias mecánicas de diferentes aceros TWIP con variaciones de Mn, Si y Al, resistencia a la fluencia (barras negras) y resistencia a la tracción (barras grises) y b) Grado de deformación de los mismos aceros, alargamiento uniforme (barras negras) y alargamiento total (barras grises) [4].

Algunas desventajas de los aceros TWIP es que su límite elástico es relativamente bajo y es necesario un alto esfuerzo de deformación para observar los beneficios en las propiedades mecánicas debido al efecto de endurecimiento por deformación. Esto implica que mecanismos de endurecimiento adicionales deben ser introducidos para alcanzar un perfil de propiedades bien balanceado. Una solución a esta situación es aplicar un pre-esfuerzo, pero este conlleva una disminución del alargamiento en cargas subsecuentes. Otros mecanismos de endurecimiento alternativo involucran un refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación con la adición de microaleantes [34].





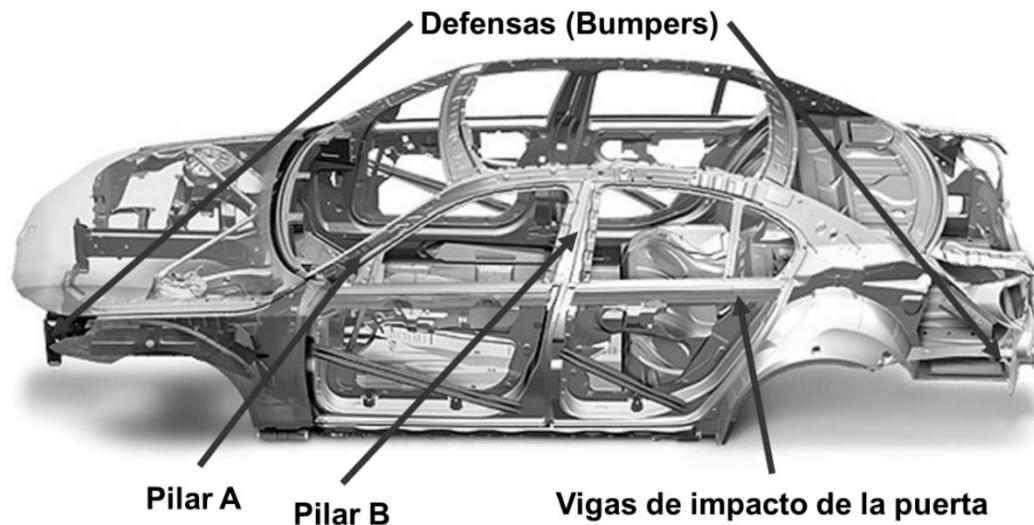
## 2.8 Aplicaciones de los aceros TWIP.

Anteriormente se mencionó que uno de los principales motivos para la investigación de los aceros TWIP es su aplicación en el sector automovilístico. El 99% de los autos fabricados utilizan como base la carrocería en blanco (Body in White), esta es la estructura básica de todo el automóvil, sin piezas móviles [35,36]. Los aceros TWIP son de especial interés para la fabricación de las partes de la carrocería que garantizan la seguridad en caso de un choque, en la **Tabla 2.3** se enlistan algunas de estas, así como la aleación de la que están fabricadas y en la **Figura 2.25** se muestran la carrocería en blanco y las partes dónde son utilizados los aceros TWIP.

**Tabla 2.3.** Piezas automovilísticas fabricadas con acero TWIP [37].

Aleación	Piezas
TWIP 500/900	Pilar A, guardafangos, viga de impacto lateral
TWIP 500/980	Rueda, defensa de frente y trasera, pilar B
TWIP 600/900	Soporte del piso, guardafangos
TWIP 750/1000	Viga de impacto de puerta
TWIP 950/1200	Viga de impacto de puerta





**Figura 2.25.** Carrocería en blanco (Body in White) con las piezas que son fabricadas de acero TWIP [38].

### 2.9 Estimación de la resistencia mecánica mediante ensayos de microdureza.

Ha sido demostrado que la resistencia mecánica de los metales está directamente relacionada con la dureza del material [39,40]. Las siguientes ecuaciones relacionan la resistencia a la tracción y a la fluencia con la dureza, respectivamente:

$$TS = \left( \frac{H}{2.9} \right) \left( \frac{n}{0.217} \right)^n \quad \text{Ec. (2.3)}$$

$$YS = \left( \frac{H}{3} \right) (0.1)^n \quad \text{Ec. (2.4)}$$

Dónde H es la dureza medida por un indentador de diamante en forma de pirámide cuadrangular medida en  $\text{kg}/\text{mm}^2$  y n es el coeficiente de endurecimiento por deformación. El uso de estas ecuaciones requiere tener un conocimiento previo de este coeficiente, ya sea directamente de ensayos de tensión o indirectamente por el índice de Meyer ( $n=m-2$ ). Estas expresiones son válidas para bronce y aceros





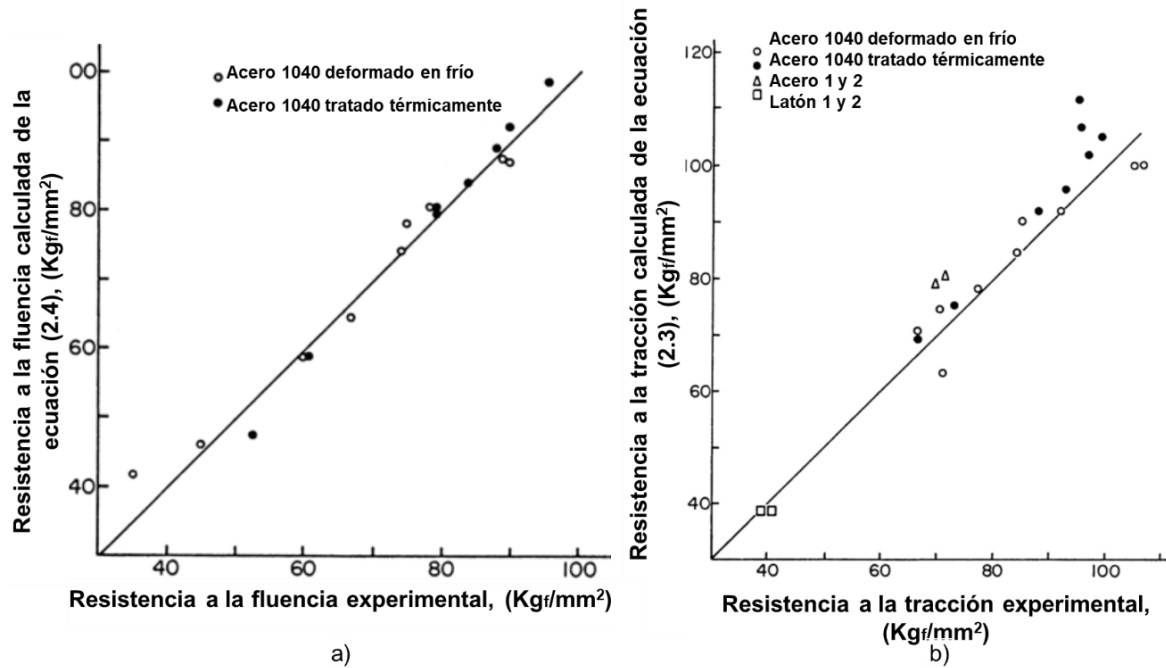
ya sea en condición de conformado en frío o caliente, así como para aleaciones de aluminio.

En el trabajo de Cahoon y colaboradores [39] se determinaron experimentalmente y se calcularon con las **ecuaciones 2.3** y **2.4** la resistencia a la fluencia y a la tracción de aleaciones de aluminio y acero 1040 bajo diferentes condiciones de deformación y tratamientos térmicos.

Se reportaron valores del coeficiente de endurecimiento por deformación para el acero 1040 en un rango desde 0.03 hasta 0.16. A mayor resistencia mecánica este coeficiente tiende a disminuir.

La **Figura 2.26** muestra la comparación de las resistencias mecánicas experimentales y calculadas por Cahoon. La línea mostrada en ambas gráficas tiene una pendiente igual a 1, la cual indica que tanto se alejan los valores calculados de los experimentales. Se observa que para un acero 1040 se obtienen buenas aproximaciones de la resistencia a la fluencia con la **ecuación (2.4)**, sin embargo, para los aceros con una mayor resistencia a la tracción hay un ligero error con respecto a los valores experimentales, aun así, estas ecuaciones dan buenas aproximaciones de las propiedades mecánicas.



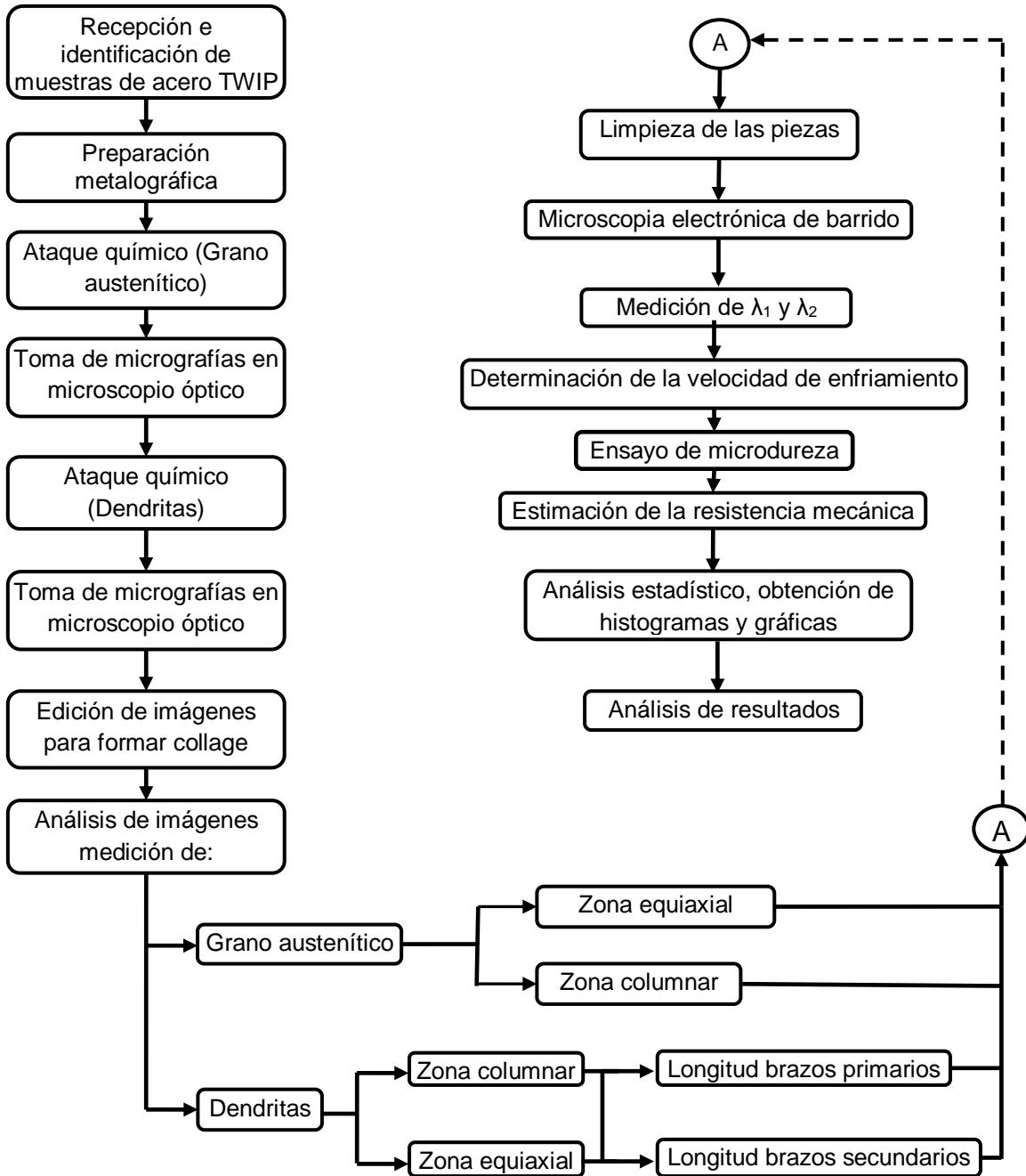


**Figura 2.26.** Comparación de resistencias mecánicas calculadas y experimentales [39]. a) Resistencia a la fluencia y b) Resistencia a la tracción.





### Capítulo 3: Procedimiento experimental.



**Figura 3.1.** Diagrama de flujo del procedimiento experimental.



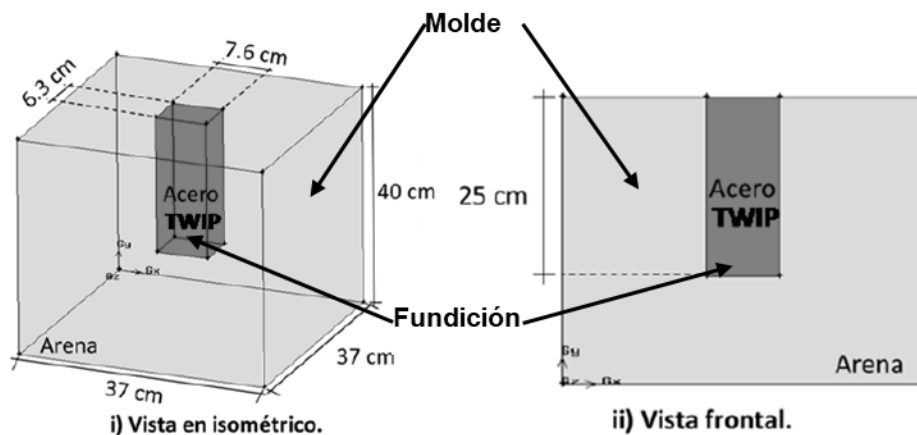




### 3.1 Obtención de probetas.

De acuerdo a Salas-Reyes [41] la fabricación de los aceros TWIP utilizados en este trabajo de investigación se realizó de la siguiente manera:

- i) La fusión de los aceros TWIP se llevó a cabo en un horno de inducción de atmósfera abierta con capacidad de 32 kg. El cálculo de carga se hizo para obtener aceros TWIP de composición base Fe-20Mn-4.5C-1.5Al-1.5Si y 0.1% en peso del elemento microaleante y así garantizar que en estos ocurriera el efecto TWIP, al presentarse la fase austenítica estable a temperatura ambiente.
- ii) La colada se realizó en molde de arena sílica, es decir, para obtener una condición de enfriamiento lento. Las dimensiones de la caja de moldeo y de la fundición se muestran en la **Figura 3.2**.



**Figura 3.2.** Dimensiones de la pieza y del molde de arena sílica utilizado para la colada [41].

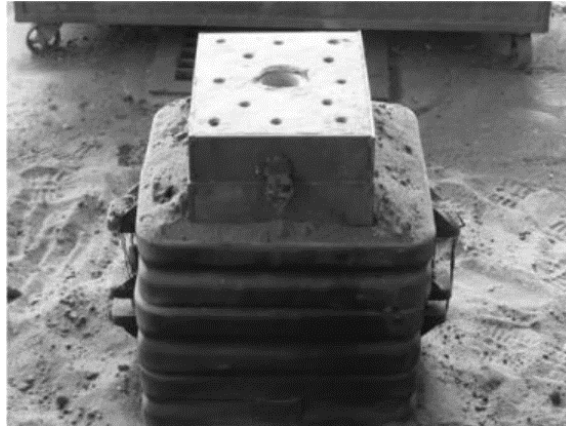
Con la finalidad de obtener piezas libres de defectos como lo son rechupes, se utilizaron alimentadores. Se utilizaron camisas exotérmicas y arena sílica virgen aglutinada con silicato de sodio y endurecida con CO<sub>2</sub> (ver **Figura 3.3**).

Durante el proceso de fusión se siguió la misma metodología para todos los aceros. Dentro del horno se hicieron las adiciones de silicio y manganeso, poco a poco. La



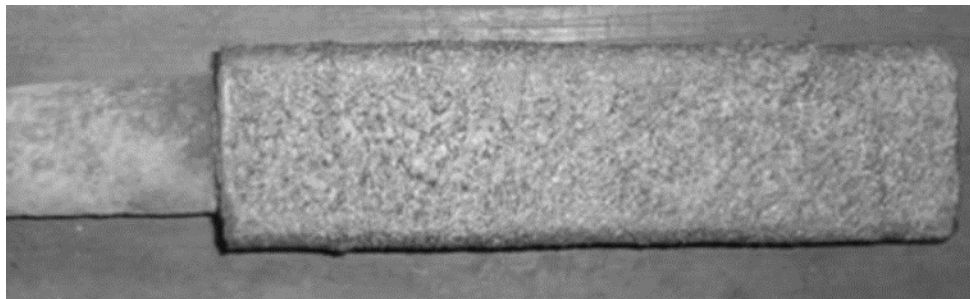


adición de los elementos de microaleación se realizó en la olla de vaciado, partículas finas fueron encapsuladas en una caja de lámina de acero al carbono para asegurar su disolución y retención al fondo de la olla. La temperatura de colada fue de aproximadamente 1550°C.



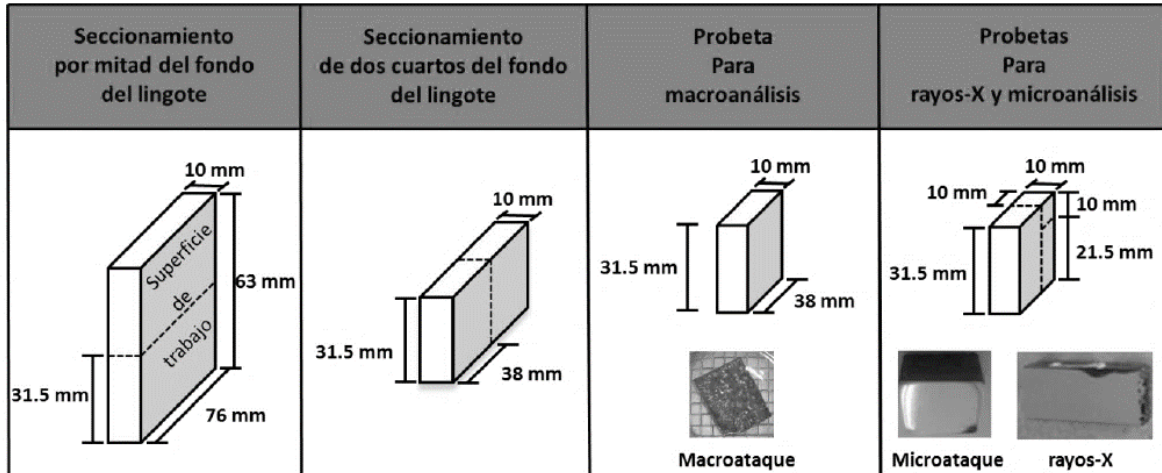
**Figura 3.3.** Configuración final del alimentador y el molde de arena [41].

Después de la solidificación del material se procedió al desmoldeo de la pieza, obteniéndose el lingote que se muestra en la **Figura 3.4**, después se prosiguió con el seccionamiento de los lingotes para la obtención de probetas (ver **Figura 3.5**).



**Figura 3.4.** Aspecto final de los lingotes de acero TWIP [41].





**Figura 3.5.** Secuencia de seccionamiento de un lingote de acero TWIP para la obtención de probetas [41].

El análisis químico de los aceros se llevó a cabo en un espectrómetro de emisión de masas. En la **Tabla 3.1** se muestra la composición química obtenida de los aceros TWIP.

La nomenclatura asignada a las probetas fue la siguiente: TW significa acero TWIP; Ref=referencia, entonces TW-Ref es el acero TWIP de referencia el cual no contiene ninguno elemento de microaleación; Ti=Titanio; Ti/B=Titanio y Boro; V=Vanadio; Nb=Niobio y Mo=Molibdeno.

**Tabla 3.1.** Composición química de los aceros TWIP [41].

Acero	% en peso de los elementos de aleación y microaleación										
	C	Mn	Al	Si	Ti	B	V	Nb	Mo	N	Fe
TW-Ref	0.56	21.0	1.60	1.3	-	-	-	-	-	0.0120	Bal.
TW-Ti	0.57	22.2	1.80	1.2	0.0216	-	-	-	-	0.0120	Bal.
TW-Ti/B	0.50	23.0	1.50	1.3	0.0140	0.004	-	-	-	0.0120	Bal.
TW-V	0.56	21.2	1.46	1.3	-	-	0.11	-	-	0.0120	Bal.
TW-Nb	0.50	20.9	1.50	1.3	-	-	-	0.083	-	0.0120	Bal.
TW-Mo	0.50	22.0	1.50	1.4	-	-	-	-	0.298	0.0120	Bal.





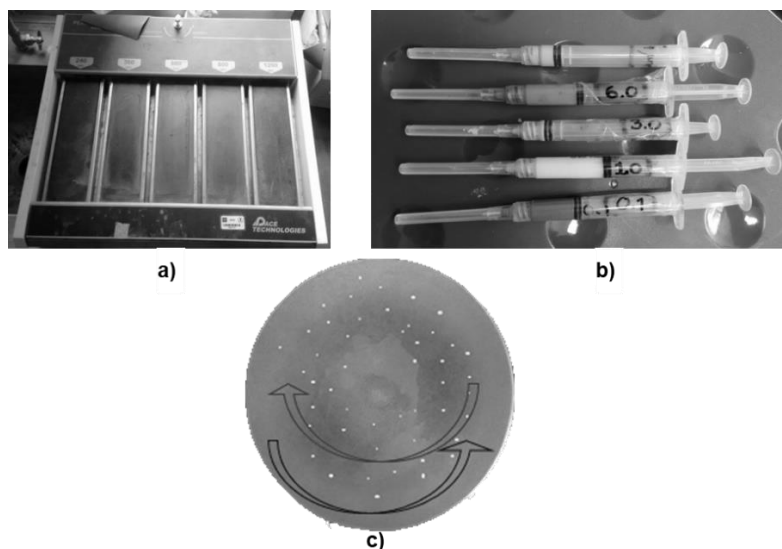
## 3.2 Caracterización metalográfica.

### 3.2.1 Preparación metalográfica.

Se utilizó el método convencional de desbaste utilizando lijas de agua de SiC de diferentes grados, desde grano grueso hasta grano fino. La secuencia utilizada fue la siguiente: 80, 120, 180, 240, 320, 400, 600, 1000, 1500 y 2000. Antes de cambiar de lija se revisó que todas las líneas generadas por la operación de desbaste estuvieran orientadas en la misma dirección y al cambiar de lija se giró la probeta  $90^\circ$  para eliminar dichas líneas.

En la etapa de pulido fueron utilizados cinco paños, en cada uno se utilizó un grado diferente de pasta de diamante; el orden del tamaño de la pasta abrasiva utilizada fue: 9, 6, 3, 1 y  $0.1 \mu\text{m}$ , respectivamente. El equipo de pulido fue programado para durar en cada paño el tiempo reportado en la **Tabla 3.2**, la velocidad promedio a la que se utilizó fue de 200 rpm.

Entre cada cambio de lija y de paño las piezas se secaron con alcohol y aire caliente y se observaban en el microscopio óptico para discernir el momento de continuar o no con la siguiente etapa.



**Figura 3.6.** Equipo utilizado durante la preparación metalográfica. a) Equipo de desbaste, b) Diferentes grados de pasta de diamante y c) Preparación del paño de pulido; flechas indican la rotación del paño y de la pieza.





**Tabla 3.2.** *Tiempo de residencia en cada paño de pulido.*

<b>Paño</b>	<b>Tiempo de pulido</b>
9 $\mu\text{m}$	5 min
6 $\mu\text{m}$	5 min
3 $\mu\text{m}$	10 min
1 $\mu\text{m}$	Hasta eliminar las líneas de desbaste profundas
0.1 $\mu\text{m}$	5 min

Una vez terminado el proceso de pulido las piezas fueron limpiadas en un baño ultrasónico. Primero en alcohol por 5 minutos y después en acetona por otros 5 minutos, al sacarse del baño ultrasónico las piezas fueron secadas con aire caliente.

### **3.2.2 Ataque químico.**

Una vez concluida la etapa de preparación metalográfica se procedió a diseñar la matriz de experimentos para el ataque químico. Para el propósito de este trabajo fueron necesarios 2 ataques químicos, uno para revelar el grano austenítico y el segundo para revelar la estructura dendrítica.

Los agentes químicos utilizados fueron nital al 4%, nital al 10%, gliceregia al 10% y una solución de picral sobresaturado. Los reactivos y cantidades en que fueron preparados, su modo de preparación y temperatura de ataque se muestran en la **Tabla 3.3.**

Se realizaron 3 ataques químicos, en el primero se utilizó solamente nital al 10%, el segundo utilizó una combinación de gliceregia al 10% y nital al 4% y el último empleó la solución sobresaturada de picral. La **Tabla 3.4** muestra la matriz de experimentos de los diferentes ataques químicos utilizados.





**Tabla 3.3.** Agentes químicos utilizados para ataque.

Agente	Reactivos	Preparación	Temperatura	Objetivo
Nital al 4%	1 mL HNO <sub>3</sub> 24 mL alcohol	Primero se midió el alcohol y luego se agregó el ácido nítrico.	Ambiente	Revelar grano austenítico
Nital al 10%	5 mL HNO <sub>3</sub> 45 mL alcohol	Primero se midió el alcohol y luego se agregó el ácido nítrico.	Ambiente	Revelar grano austenítico
Gliceregia al 10%	4 mL HNO <sub>3</sub> 8 mL glicerina 8 mL HCl	Primero se midió la cantidad de glicerina y luego se agregó el ácido clorhídrico y por último el nítrico.	Ambiente	Revelar grano austenítico
Solución sobresaturada de picral	80 mL de solución sobresaturada de ácido pícrico en alcohol 20 mL jabón para trastes 5 gotas HCl	Para preparar el picral se midieron 80 mL de alcohol y a este se le agregó ácido pícrico hasta que la solución quedó sobresaturada. A continuación, se agregó el jabón y por último el ácido clorhídrico.	70 °C	Revelar estructura dendrítica

**Tabla 3.4.** Matriz de experimento seguida en los ataques químicos utilizados.

1er ataque		2do ataque				3er ataque	
Nital 10%		Gliceregia 10%		Nital 4%		Sol. Sobresaturada de picral	
Agregado	Tiempo total	Agregado	Tiempo total	Agregado	Tiempo total	Agregado	Tiempo total
30 s	30 s	20 s	20 s	10 s	10 s	30 s	30 s
+ 30 s	60 s	+ 20 s	40 s	+ 10 s	20 s	+ 30 s	60 s
+ 30 s	90 s	+ 20 s	60 s	+ 10 s	30 s	+ 30 s	90 s
-	-	+ 40 s	100 s	+ 10 s	40 s	-	-

Nomenclatura: '+': Indica una adición de tiempo al anterior, '-': No hay valor en la celda. Sombreado indica el tiempo ideal de ataque.

El primer ataque pretendía revelar el grano austenítico, sin embargo, este agente sobreatacó las piezas a todos los tiempos de residencia. El segundo ataque fue una combinación de dos agentes, primero se utilizó gliceregia 10%, se encontró que con un minuto de residencia el borde de grano se empezaba visualizar, entonces se

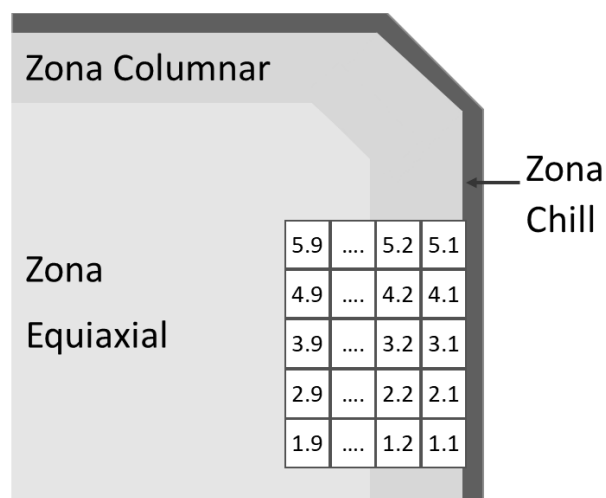




procedió a aplicar el segundo reactivo (nital 4%) sobre la pieza con un minuto del ataque previo, con la experiencia previa del ataque con nital 10% se decidió emplear tiempos de ataque menores ahora avanzando en intervalos de 10 segundos, al segundo intentó se observó una microestructura en la que se podían percibir los bordes de grano de los granos austeníticos, a mayores tiempos se perdía esta definición. El tercer ataque reveló las dendritas con un tiempo de aplicación de un minuto, este ataque se realizó a una temperatura de 70 °C, la pieza fue sumergida boca arriba en el agente y un algodón fue utilizado para limpiar la superficie de la pieza durante el tiempo de residencia; un punto importante de este ataque es el precalentar la pieza colocándola en la parrilla de calentamiento para evitar reacciones violentas del agente químico debido al choque térmico. Durante todos los ataques las piezas se agitaron constantemente para garantizar un buen ataque.

### 3.2.3 Toma de micrografías en microscopio óptico.

Se utilizó el microscopio óptico con banco óptico metalográfico OLYMPUS PME 3. A cada muestra se le tomó 2 sesiones de fotos, la primera para observar el grano austenítico y la segunda para observar las dendritas. La **Figura 3.7** muestra la sección capturada de cada pieza, la cual se trató que fuera la misma en cada pieza, así como el arreglo de micrografías que se tomó.



**Figura 3.7.** Matriz establecida para la obtención de micrografías en cada muestra.





En total se tomaron 45 micrografías a cada muestra, con el objetivo de tener una buena estadística al momento de medir las dendritas y el grano austenítico. Las micrografías abarcan tanto la zona columnar como la equiaxial. La parte superior y la derecha son las partes del metal que estuvo en contacto con las paredes del molde de arena, por lo tanto, a partir de estas crece la zona columnar. Las micrografías se tomaron desde la orilla derecha hacia el centro para abarcar tanto la zona columnar como la equiaxial. Las micrografías se tomaron en la misma zona para que el estudio fuera comparable.

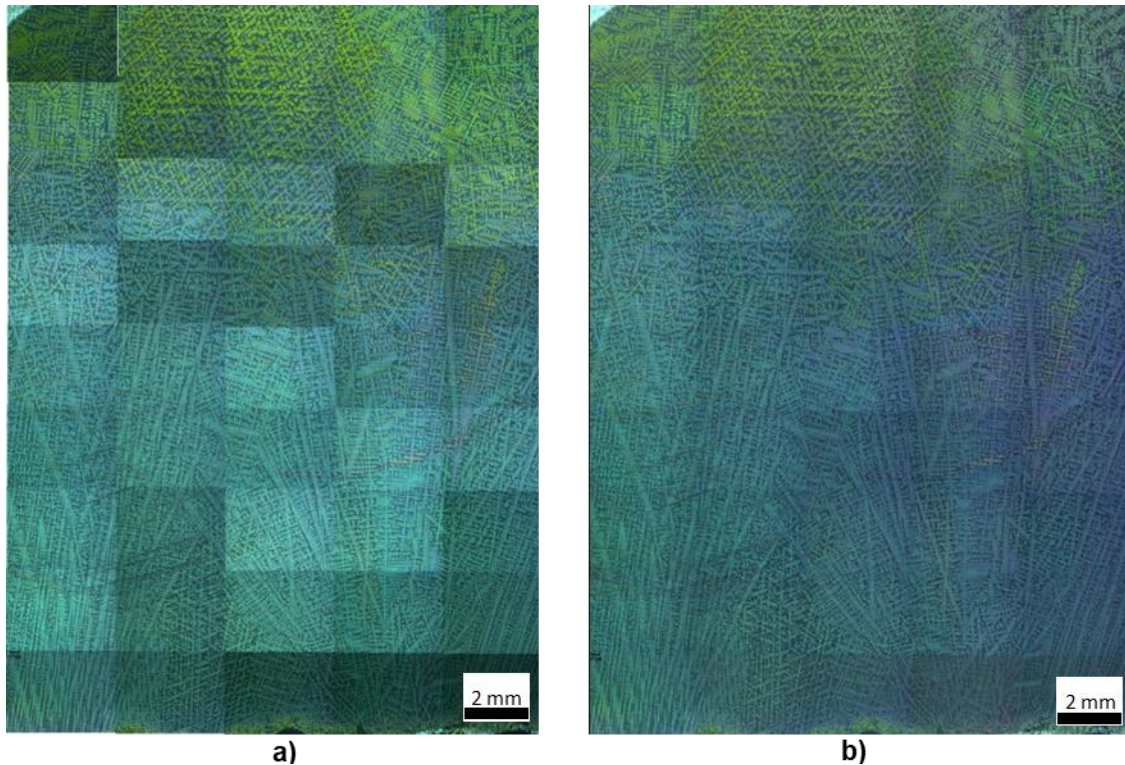
Todas las micrografías fueron tomadas a 50 aumentos. El uso e intensidad de la luz polarizada varió dependiendo de la muestra y de su mejor visualización.

Después de capturar 45 micrografías de cada pieza fue necesario unir éstas para obtener una imagen con un amplio campo estudiado. El problema con estas imágenes radica en que varían sus valores de brillo, tono, saturación y demás. Para solucionar esto se utilizó el software Adobe Photoshop CS6, una vez acomodadas todas las imágenes se seleccionó en el menú Imagen > Ajustes > Tonalidad/Saturación se jugó con estos valores en cada una de las 45 micrografías hasta obtener una imagen como la de la **Figura 3.8**.

Después de obtener esa imagen se utilizó la herramienta Imagen > Auto Tono, con esta herramienta se revelaron mejor los granos austeníticos.







**Figura 3.8.** Collage antes a) y después b) de la edición en Photoshop.  
Micrografías a 50 aumentos,

### 3.3 Medición de la estructura de colada.

Para determinar la longitud de los brazos primarios y secundarios tanto de las dendritas columnares como las equiaxiales, así como el tamaño de grano austenítico columnar y equiaxial, se empleó el software de análisis de imágenes SigmaScan Pro 5. Lo primero que se realizó fue la calibración de la imagen, para esto se utilizó la cota (200  $\mu\text{m}$ ) que se generó en el software del microscopio óptico.

#### 3.3.1 Medición de la estructura dendrítica.

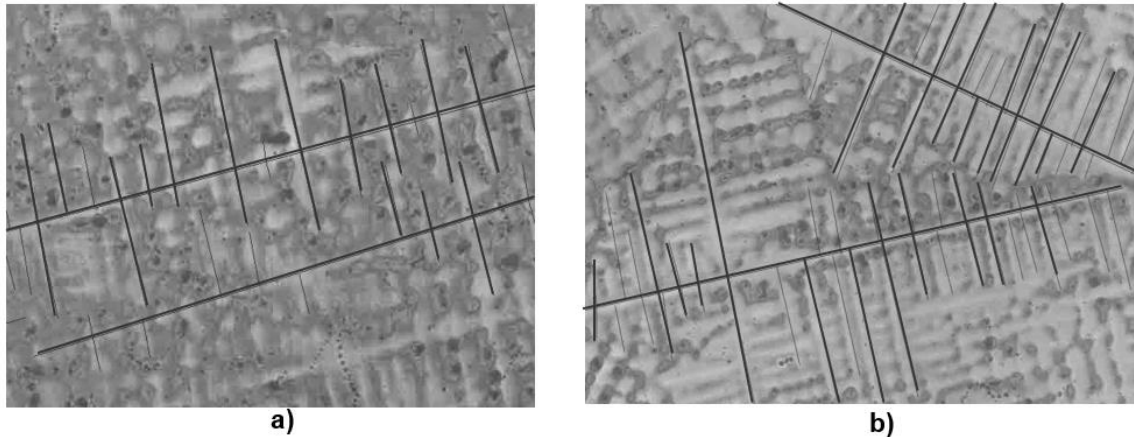
La medición de brazos dendríticos primarios y secundarios tanto para dendritas columnares como equiaxiales se realizó de la siguiente manera (ver **Figura 3.9**):

- a) Primero se identificó el brazo primario, ya fuera dendrita columnar o equiaxial. Se trazó una línea desde el comienzo del brazo hasta donde ya no se pudiera distinguir. Esta línea debía de atravesar completamente cada brazo.





- b) Después se trazan las líneas de los brazos secundarios, a partir de la línea principal se identifica un brazo secundario y se traza una línea perpendicular hasta donde termine el brazo secundario.



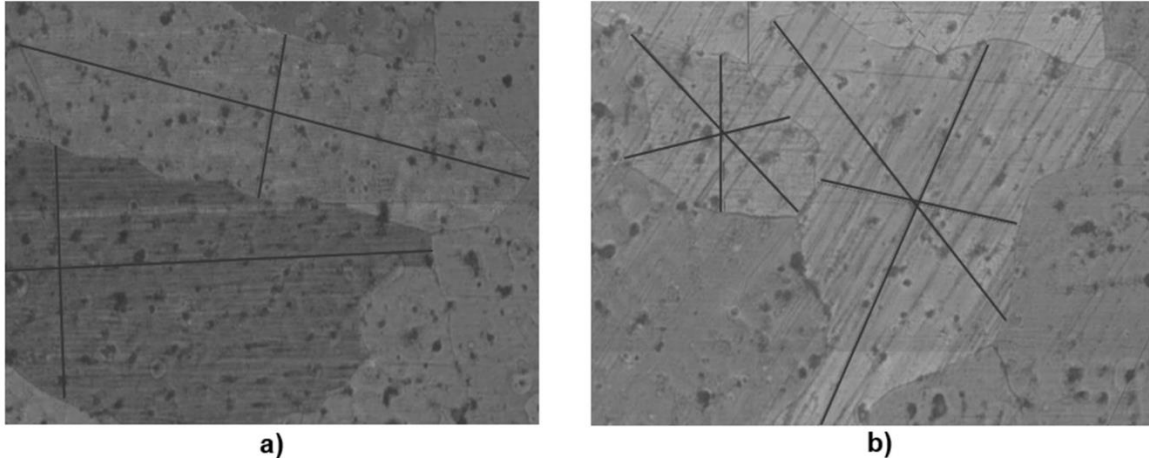
**Figura 3.9.** Mediciones realizadas en la estructura dendrítica, indicadas por las líneas. a) Zona columnar y b) Zona equiaxial.

### 3.3.2 Medición del grano austenítico.

Los granos austeníticos columnares se caracterizaron midiendo su largo y ancho, mientras que los equiaxiales su diámetro (ver **Figura 3.10**).

- a) En la zona columnar el grano se midió a partir de los extremos más separados para obtener el largo, el ancho de estos se midió en una sección al azar del grano pasando perpendicularmente por la línea principal del largo.
- b) Los granos equiaxiales presentan formas distintas, debido a esto se trazaron 3 diámetros en cada grano. Primero se ubicó el centro del grano y en base a este punto imaginario se trazaron los 3 diámetros, cada uno pasando por el centro.





**Figura 3.10.** Mediciones realizadas en el grano austenítico, indicadas por las líneas. a) Zona columnar y b) Zona equiaxial.

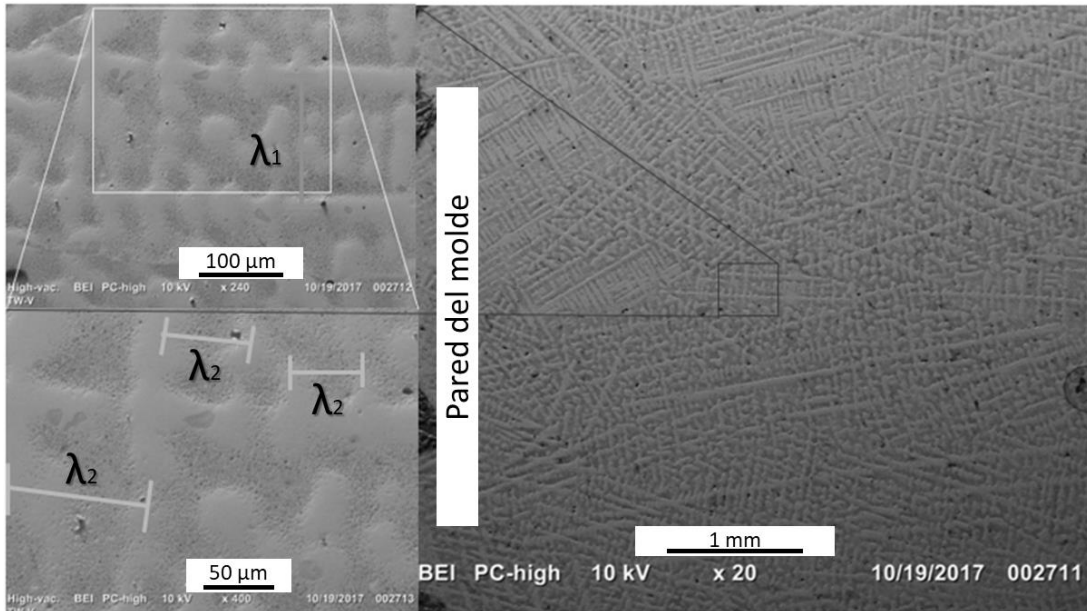
### 3.4 Medición del espaciamiento dendrítico primario y secundario.

La captura de imágenes se realizó en microscopía electrónica de barrido. La estructura dendrítica de colada se observó de mejor manera con electrones retrodispersados operado a 10 kV y bajo una corriente alta.

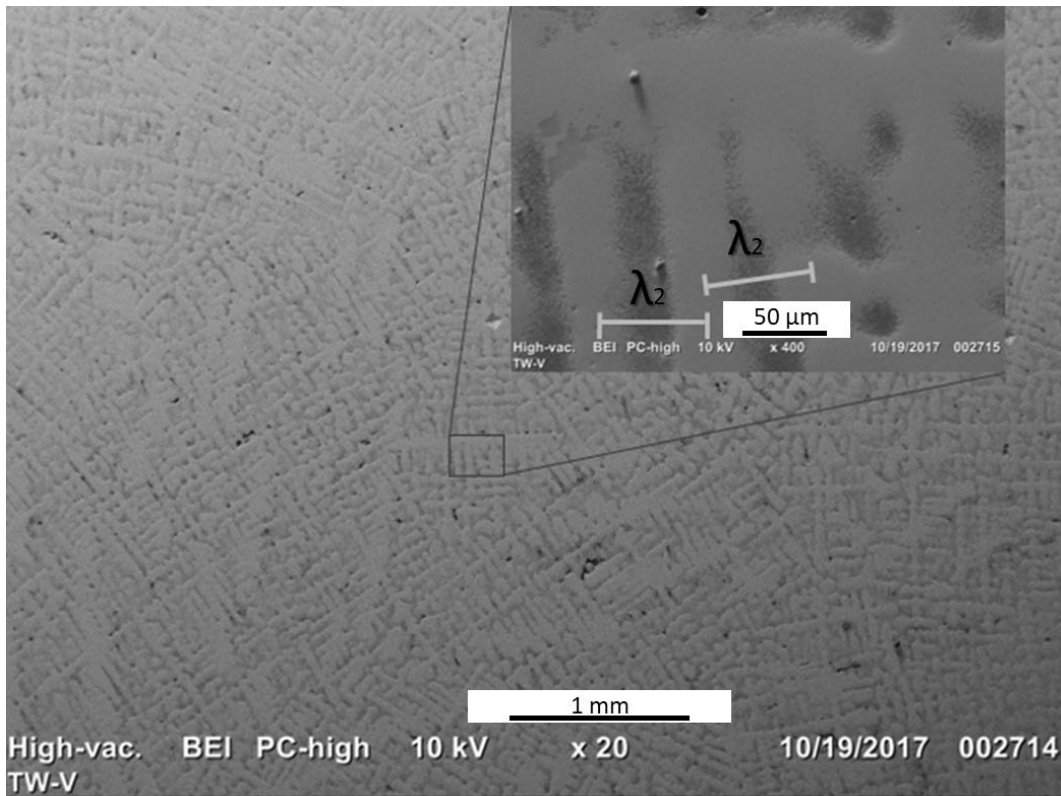
Se tomaron imágenes a 400 aumentos para determinar el espaciamiento dendrítico secundario ( $\lambda_2$ ), luego se disminuyeron los aumentos a 240 para observar el espaciamiento dendrítico primario ( $\lambda_1$ ) y, por último, se redujeron los aumentos a 20 para tener una imagen de la estructura dendrítica en la zona columnar de estudio (ver **Figura 3.11**). Para la zona equiaxial solo se capturaron imágenes en 20 y 400 aumentos (ver **Figura 3.12**), ya que el espaciamiento dendrítico primario de la zona equiaxial está relacionado con el radio de los granos austeníticos. Las mediciones se realizaron como se muestra en las imágenes en el programa SigmaScanPro 5.







**Figura 3.11.** Captura de imágenes para medición del espaciamiento dendrítico primario y secundario en la zona columnar.



**Figura 3.12.** Captura de imágenes para medición del espaciamiento dendrítico secundario en la zona equiaxial.





### 3.4.1 Determinación del tiempo de solidificación local.

Una vez determinado el espaciamiento interdendrítico secundario promedio de cada acero TWIP en la zona columnar y equiaxial, se utilizaron las ecuaciones propuestas por El-Bealy y Thomas [42], las cuales se aplican para calcular el tiempo de solidificación local en aceros con un contenido de  $0.53\% \leq C \leq 1.5\%$  en peso, indicadas a continuación:

$$\lambda_2 = A_2 (t_f)^d \quad \text{Ec. (3.1)}$$

$$A_2 = 21.52764 - 9.40C_0 \quad \text{Ec. (3.2)}$$

$$d = 0.4 + 0.08C_0 \quad \text{Ec. (3.3)}$$

Dónde  $C_0$  es el contenido de carbono en porcentaje en peso y  $t_f$  es el tiempo de solidificación local. La **ecuación 3.1** es una modificación de la **ecuación 2.2**. De la **Tabla 3.1** se obtiene el porcentaje promedio de C que tienen los aceros TWIP usados en este trabajo de investigación, 0.53 %C. Sustituyendo este valor en las **ecuaciones 3.2 y 3.3** se obtiene el valor de  $A_2=16.54564$  y  $d=0.4424$ , de tal manera que la ecuación para calcular el tiempo de solidificación local queda definida así:

$$t_f = \left( \frac{\lambda_2}{16.54564} \right)^{\frac{1}{0.4424}} \quad \text{Ec. (3.4)}$$

Dónde  $\lambda_2$  se introduce en  $\mu\text{m}$  y  $t_f$  se encuentra en segundos.

### 3.5 Medición de microdureza en la estructura de colada.

El ensayo de microdureza se realizó para caracterizar la resistencia a la penetración de las dendritas de las dos zonas del patrón de solidificación estudiado. El equipo utilizado para este ensayo fue el microdurómetro SHIMADZU HMV-G (ver **Figura 3.13**) con su software especializado de captura de datos. El ensayo se realizó bajo los criterios estipulados en la norma ASTM E 348 [43]. Por lo que, la carga utilizada





en el ensayo fue de 9.807 N, es decir,  $HV_1$  y un tiempo de aplicación de carga de 15 segundos.

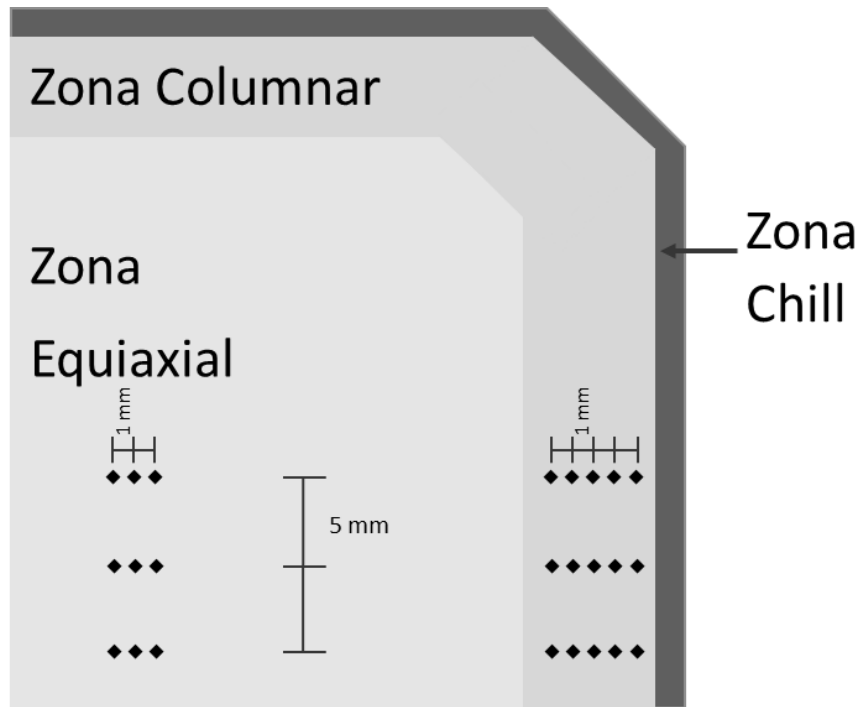
La metodología seguida para la toma de microdurezas se representa en la **Figura 3.14**. En la zona columnar se realizaron 15 indentaciones, divididas en 3 secciones, cada sección iniciando desde la orilla derecha de la pieza, evitando la zona de granos chill, a partir de la primera indentación se movió el indentador 1 mm hacia el centro de la pieza usando los tornillos de precisión del microdurómetro, se continuó con este paso hasta completar 5 ensayos; terminada la primera sección se recorrió el indentador 5 mm hacia la parte superior de la pieza y se volvieron a realizar 5 ensayos en esta sección, así hasta completar los 15 ensayos. Para los ensayos en la zona equiaxial se llevó a cabo la misma metodología cambiando el número de ensayos a 3 ensayos por sección en 3 secciones, dando un total de 9 ensayos.

En algunas probetas la metodología se alteró, debido a lo corto de su zona columnar, realizando 5 secciones de 3 ensayos cada una.



**Figura 3.13.** Durómetro SHIMADZU HMV-G utilizado para el ensayo de microdureza.

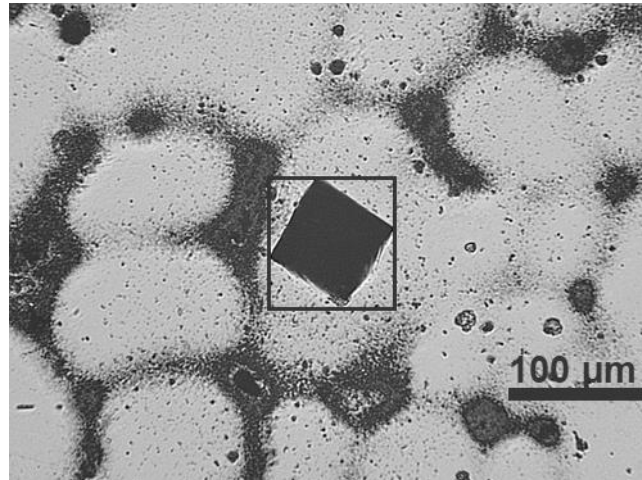




**Figura 3.14.** Metodología seguida para el ensayo de microdureza.

Cabe mencionar que en el microdurómetro no fue necesario utilizar el objetivo de 40 aumentos debido a que las dendritas son bastante grandes y con la lente de 10 aumentos fue suficiente. Una vez impresa la huella del indentador en la superficie de la muestra el software muestra la imagen de esta, procediendo a continuación a acotar el área de la huella, calculándose de esta manera automáticamente el valor de la dureza Vickers (ver **Figura 3.15**).





**Figura 3.15.** Visualización de la huella impresa durante el ensayo de microdureza Vickers acotada con el software para el cálculo del valor de dureza  $HV_1$ .

### 3.5.1 Metodología para la estimación de la resistencia mecánica a partir de ensayos de microdureza.

En el apartado **2.9** se muestran las ecuaciones que relacionan la resistencia mecánica con la dureza del material. Para utilizar estas ecuaciones es necesario conocer el coeficiente de endurecimiento por deformación ( $n$ ).

Gutierrez-Urrutia y Raabe reportaron [44] para un acero TWIP con 22 %Mn y 0.6 %C en peso varios coeficientes de endurecimiento por deformación. En las primeras etapas de deformación plástica se reportó  $n=0.025$ , mientras que en las etapas avanzadas de deformación se obtuvo  $n=0.033$ . Para efectos prácticos de este trabajo se utilizó el promedio de ambos coeficientes, siendo  $n=0.029$ .

Se obtuvo el promedio de las mediciones de microdureza realizadas tanto en la zona columnar como en la equiaxial, de estos dos promedios se realizó otra media para obtener la dureza promedio de toda la pieza. Con la dureza promedio y el coeficiente de endurecimiento por deformación se realizaron los cálculos, por último, se convirtió el resultado a MPa, multiplicando por la fuerza de la aceleración.



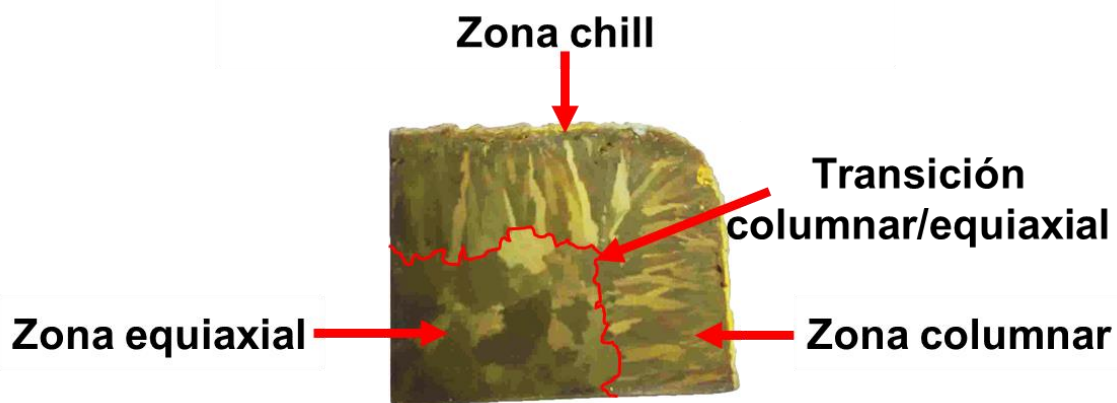




## Capítulo 4: Resultados y discusión.

### 4.1 Caracterización metalográfica de los aceros TWIP.

La estructura de colada de los aceros TWIP en condición de enfriamiento lento presenta las 3 zonas típicas: chill, columnar y equiaxial. En la **Figura 4.1** se observa la macroestructura del acero TWIP de referencia, la cual fue revelada con el ataque químico de la solución sobresaturada de picral; se observan diferentes coloraciones en los granos (por efecto de la reflexión de la luz), tanto columnares como equiaxiales, esto debido a las diferentes direcciones en las que están orientados los granos. Debido al alto contenido de Mn en estos aceros (22% en peso) se tiene una zona columnar bastante extensa con granos muy gruesos. El lingote de acero TWIP fabricado por Lan [27] con 22 %Mn, presentado en la **Figura 2.14a**, muestra una estructura de colada muy parecida a la obtenida en los aceros estudiados. Controlar la composición química de los aceros TWIP es de suma importancia, se puede disminuir el porcentaje de Mn para tener un efecto positivo en las propiedades mecánicas y agregar C para mantener el grano austenítico estable. A continuación, se analiza el efecto de los elementos microaleantes (Ti, Ti/B, V, Nb y Mo) en la evolución de esta estructura.



**Figura 4.1.** Macroestructura del acero TW-Ref.

El ataque químico con la solución sobresaturada de picral disolvió principalmente las zonas segregadas, las cuales son las adyacentes a los cuerpos dendríticos



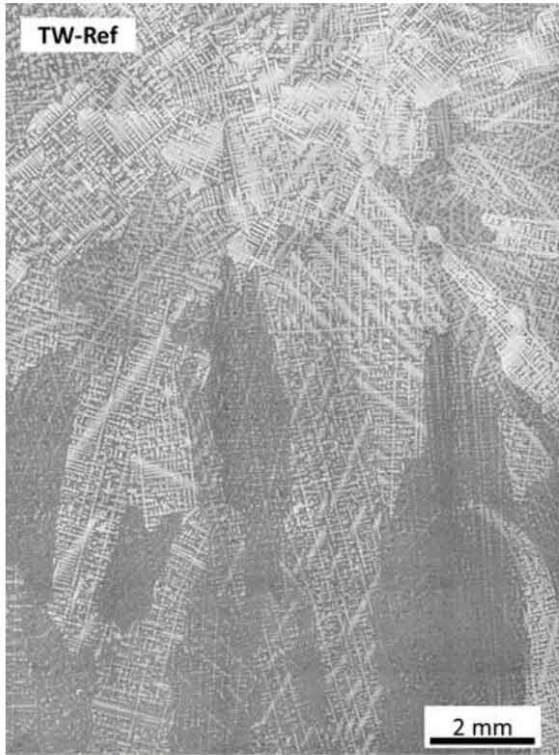


debido al problema de poca difusión del soluto al momento de la solidificación, con lo cual se logra observar claramente la estructura dendrítica (ver **Figura 4.2 a-f**). Un punto importante sobre este ataque químico es la temperatura, si esta disminuye el agente químico no revela completamente la estructura dendrítica; por lo que es necesario mantener la temperatura del reactivo a 70 °C.

La solidificación continúa con la zona columnar debido a que es unidireccional y va en dirección opuesta a la extracción de calor impuesta por la pared del molde. Una comparación a simple vista de las imágenes de la **Figura 4.2 a-f** muestra que los elementos de microaleación tienen un efecto en el tamaño de las dendritas, esto debido a que proporcionan sitios de nucleación, promoviendo que esta ocurra de manera heterogénea. Al haber más dendritas, estas estorban su crecimiento preferencial que es en la familia de direcciones  $\langle 100 \rangle$ , según el sistema cristalino FCC, por lo tanto, estas son más pequeñas, donde muchas de ellas se fragmentan y se van al seno del baño o al líquido remanente. El acero TWIP de referencia muestra dendritas más largas y burdas, mientras que el acero TW-Ti/B parece tener las dendritas con brazos más finos.

Cuando el crecimiento columnar ya no puede continuar, la solidificación continúa heterogéneamente formando una zona equiaxial. Los aceros TW-Ti y TW-Mo son los que tienen una menor zona columnar, predominando en ellos la zona equiaxial.





a)



b)



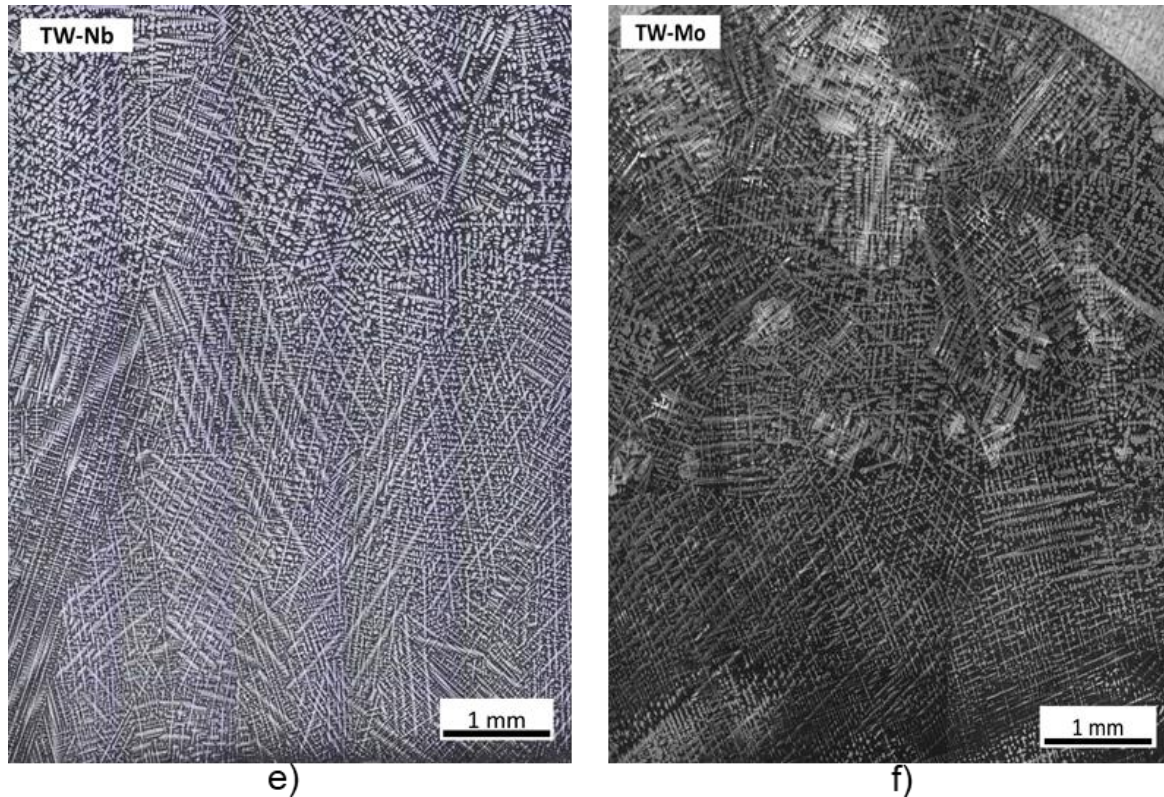
c)



d)







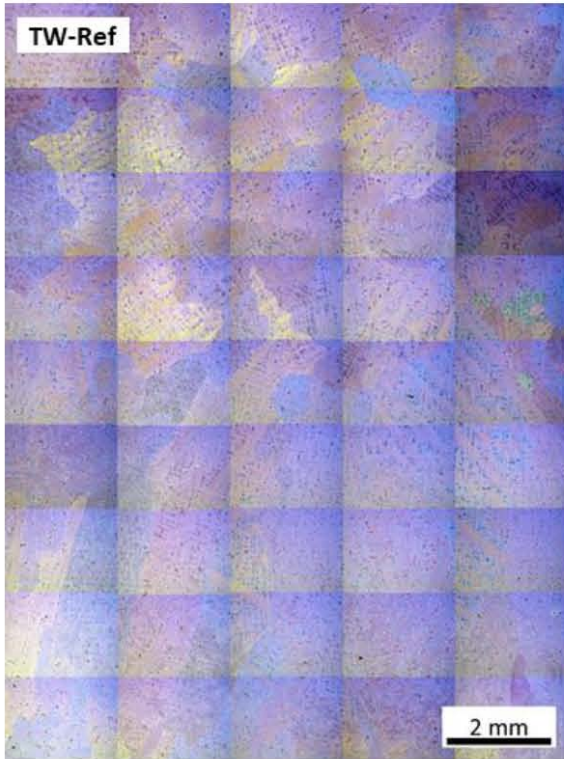
**Figura 4.2.** Estructura dendrítica de colada de los aceros TWIP. a) TW-Ref, b) TW-Ti, c) TW-Ti/B, d) TW-V, e) TW-Nb y f) TW-Mo. Micrografías a 50 aumentos.

Una vez que las dendritas terminan de solidificar, el líquido remanente que quedó entre ellas continúa con el proceso de solidificación, embebiendo a las dendritas que tengan orientaciones similares, formando y delimitando el grano austenítico. Este líquido presenta un porcentaje de contracción al momento de pasar de la fase líquida a la sólida, esto ocasiona un problema severo de porosidad en estos aceros, lo cual se puede observar en la **Figura 4.3 a-f**, Lan [30] reporta este mismo comportamiento.

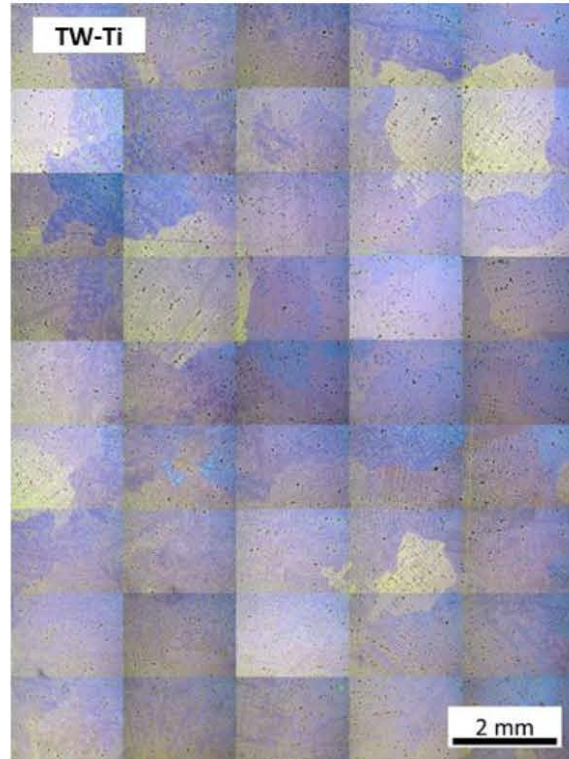
En la **Figura 4.3 a-f** se observa el efecto de los elementos microaleantes, siendo estos aceros los que presentan un tamaño de grano más pequeño que el acero TWIP de referencia, ya sea en la zona columnar o en la equiaxial.







a)



b)

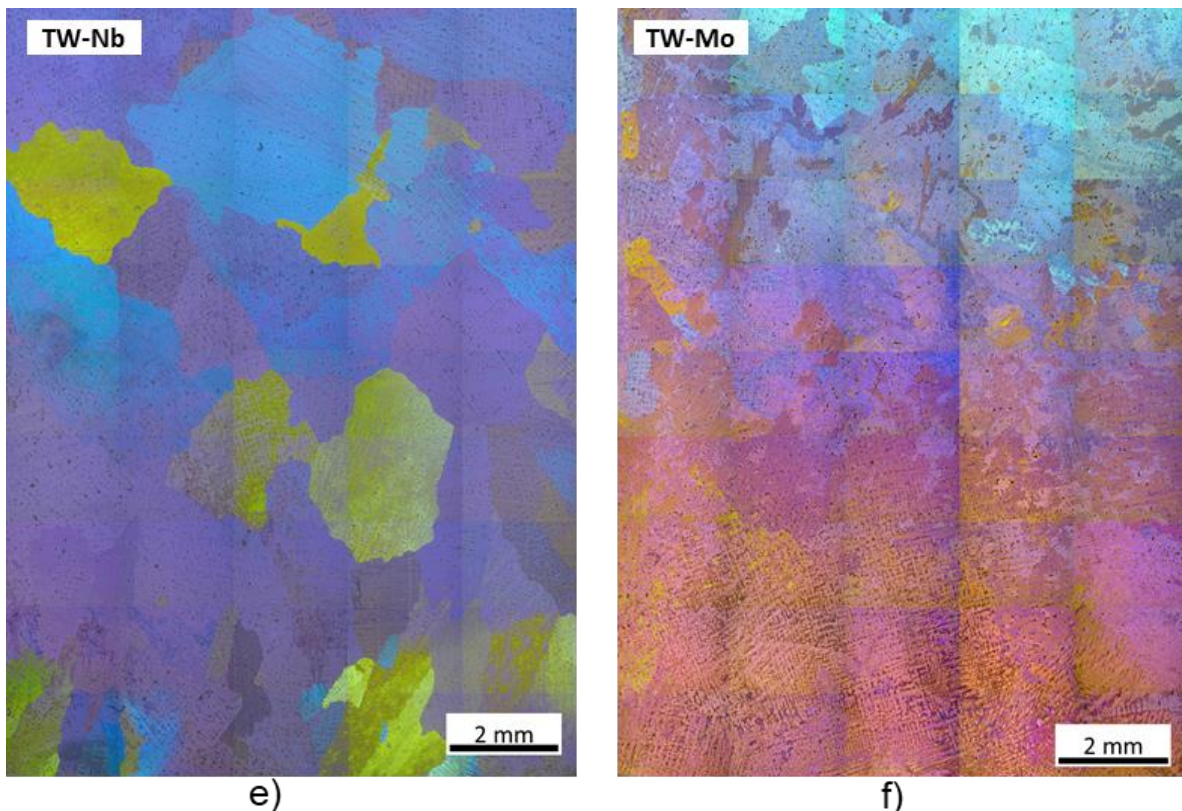


c)



d)





**Figura 4.3.** Grano austenítico de los aceros TWIP. a) TW-Ref, b) TW-Ti, c) TW-Ti/B, d) TW-V, e) TW-Nb y f) TW-Mo. Micrografías a 50 aumentos.

#### 4.2 Estudio estadístico de la estructura de colada.

En esta sección se presentan las mediciones realizadas a los aceros TWIP. A las dendritas se les midieron los brazos primarios y secundarios, tanto en la zona columnar como en la equiaxial. El grano austenítico de los aceros TWIP fue caracterizado midiendo el largo y ancho de estos en la zona columnar, así como el diámetro de estos en la zona equiaxial.

En cada apartado se presenta una tabla con un resumen estadístico de los datos obtenidos, conteniendo: promedio, desviación estándar, moda, valor máximo y mínimo medido y el número de mediciones realizadas. Además, se muestran los histogramas de frecuencia para tener una mejor visualización de los datos reportados; en cada histograma se anexa la curva de distribución log-normal y se muestra la moda y el promedio de las mediciones. También se muestran dos







gráficas en las que se observa el efecto que tienen los elementos microaleantes comparando los valores de promedio y la moda.

#### 4.2.1 Longitud del brazo dendrítico primario columnar.

La **Tabla 4.1** muestra un resumen de los datos estadísticos obtenidos para la medición del brazo dendrítico primario columnar de los aceros TWIP. En esta tabla se puede observar que los valores de la desviación estándar son bastante elevados, para todos los aceros su valor es aproximadamente la mitad del valor promedio, esto quiere decir que los valores obtenidos están muy dispersos, esto se puede corroborar viendo los valores mínimos y máximos, los cuáles muestran un amplio rango en el que se encuentran las medidas realizadas.

**Tabla 4.1.** Resumen estadístico de la longitud del brazo dendrítico primario columnar.

Parámetro	TW-Ref	TW-Ti	TW-Ti/B	TW-V	TW-Nb	TW-Mo
Promedio, ( $\mu\text{m}$ )	1956.6	1292.3	1319.9	2127.0	1182.9	772.6
Desviación estándar	1070.3	583.1	861.3	1048.6	616.1	347.1
Moda, ( $\mu\text{m}$ )	1332.0	977.3	721.7	1526.7	804.4	584.4
Valor máximo, ( $\mu\text{m}$ )	6271.6	3265.8	3899.7	5630.8	3004.9	1909.8
Valor mínimo, ( $\mu\text{m}$ )	500.4	346.7	292.0	773.8	291.0	299.6
No. datos	77.0	80.0	85.0	60.0	57.0	50.0

Los histogramas de la **Figura 4.4** muestran que las mediciones realizadas en los aceros tienen un comportamiento sesgado a la izquierda, en dónde presentan un pico de frecuencia el cual disminuye logarítmicamente al aumentar la longitud del brazo; este comportamiento es característico de una curva de distribución logarítmico-normal, he aquí el por qué se decidió utilizar este tipo de distribución en lugar de la clásica distribución normal. El promedio es un parámetro estadístico que se utiliza con más frecuencia para hacer comparaciones, sin embargo, en este caso al tener un comportamiento logarítmico-normal se decidió también hacer la comparación con la moda, la cual es el valor que se presenta en el pico de





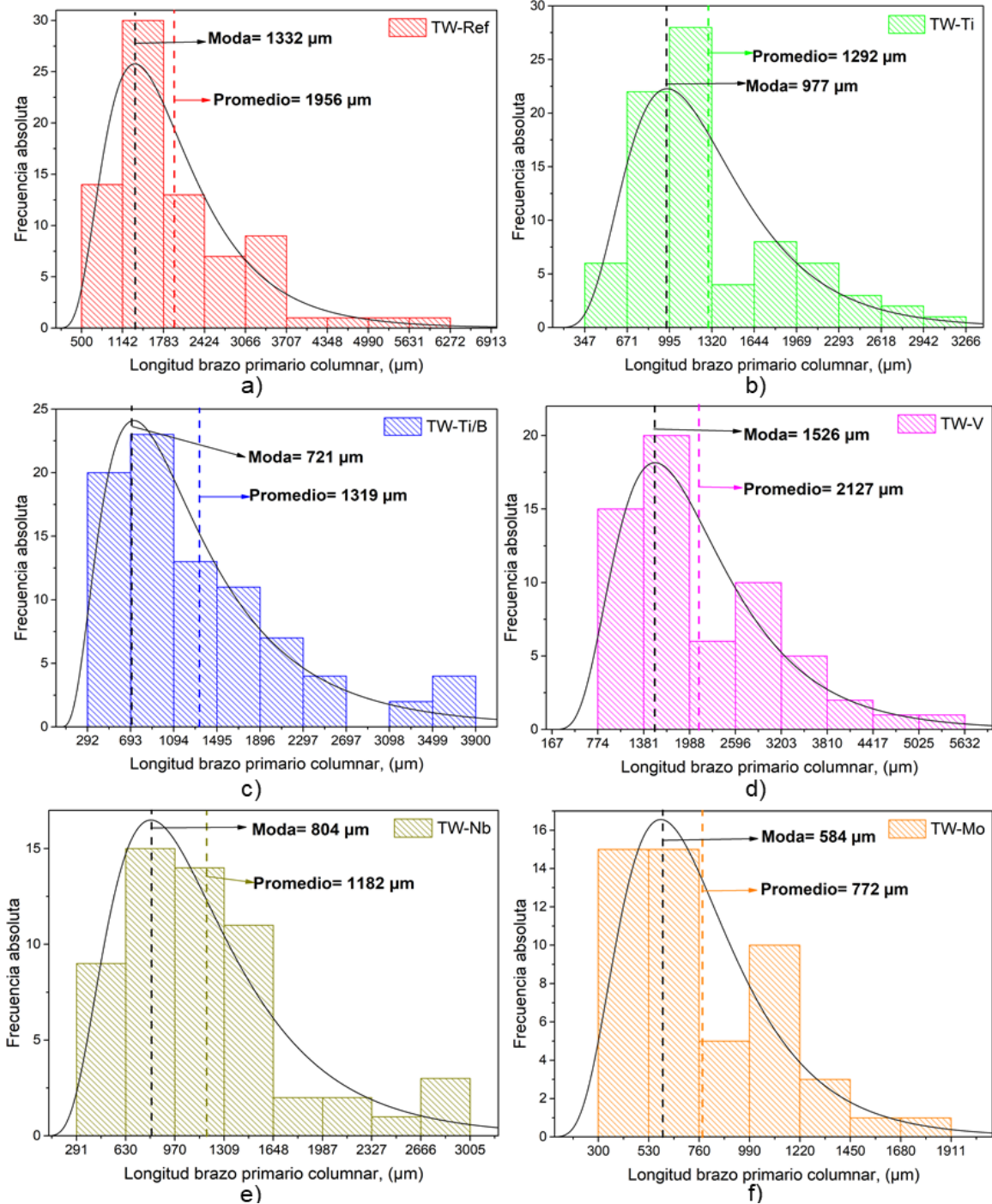
frecuencia de la curva logarítmico-normal. Estas comparaciones se muestran en la **Figura 4.5**.

En la **Figura 4.5**, donde se puede observar que ambos parámetros tienen una tendencia muy parecida con ligeras diferencias. El Vanadio como elemento microaleante en este caso no tuvo un efecto de refinamiento, teniendo valores de promedio muy parecidos al acero TW-Ref (2127 y 1956  $\mu\text{m}$ , respectivamente). Los demás elementos si tienen un efecto en la longitud del brazo primario columnar, reduciéndolo aproximadamente a la mitad el Mo, Nb, Ti y Ti/B (772, 1182, 1292, 1319  $\mu\text{m}$ , respectivamente). La mayor diferencia en la tendencia entre el promedio y la moda está en los valores del acero TW-Ti/B, pues la moda de este acero es cerca de la mitad de su promedio (721 y 1319  $\mu\text{m}$ , respectivamente), observando la **Figura 4.4c**, se puede ver que la moda es un valor más representativo, pues el promedio se encuentra en un punto mucho más abajo en la curva de distribución a diferencia de los otros aceros, dónde el promedio y la moda se encuentran muy cercanos.

Utilizando la moda como parámetro de comparación se obtiene el orden en que los aceros tuvieron un efecto en el tamaño del brazo dendrítico primario columnar, siendo 1 el que tiene el menor tamaño: 1. TW-Mo, 2. TW-Ti/B, 3. TW-Nb, 4. TW-Ti, 5. TW-Ref y 6. TW-V.

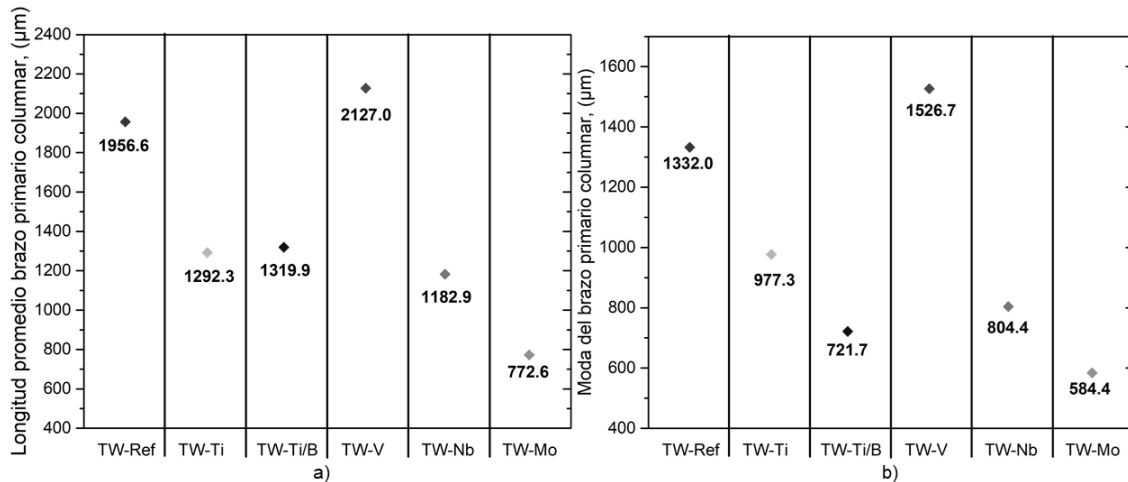






**Figura 4.4.** Histogramas de frecuencia con curvas de distribución log-normal de la longitud del brazo primario columnar. a) TW-Ref, b) TW-Ti, c) TW-Ti/B, d) TW-V, e) TW-Nb y f) TW-Mo.





**Figura 4.5.** Comparación de la longitud del brazo primario columnar. a) Promedio y b) Moda.

#### 4.2.2 Longitud del brazo dendrítico secundario columnar.

Ahora se analiza el comportamiento que tienen las mediciones realizadas al brazo secundario columnar; estos crecen perpendiculares a los primarios y están relacionados con el espaciamiento interdendrítico primario y la zona segregada, siendo que a una mayor longitud de estos brazos secundarios se tendrá una mayor zona de elementos segregados.

En la **Tabla 4.2** se pueden leer los valores de desviación estándar, los cuales siguen siendo muy elevados, aproximadamente la mitad del promedio. El número de medidas que se hicieron es mucho mayor que el de los brazos primarios, simplemente porque hay una mayor cantidad de brazos secundarios que de primarios, este aumento en las mediciones realizadas se ve reflejado en los histogramas de la **Figura 4.6**, dónde se observa que la curva logarítmico-normal se ajusta perfectamente al comportamiento.





**Tabla 4.2.** Resumen estadístico de la longitud del brazo dendrítico secundario columnar.

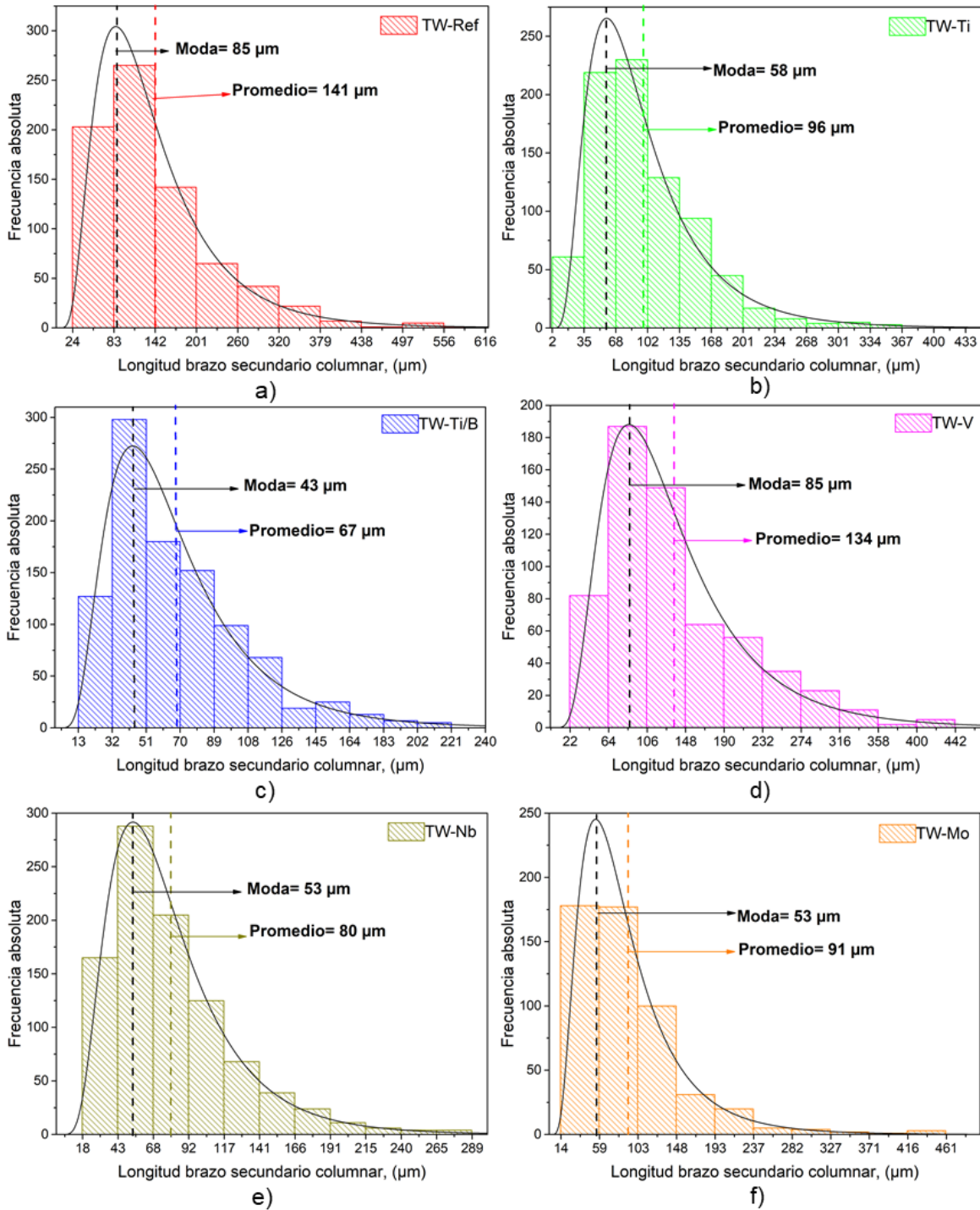
Parámetro	TW-Ref	TW-Ti	TW-Ti/B	TW-V	TW-Nb	TW-Mo
Promedio, ( $\mu\text{m}$ )	141.1	96.7	67.6	134.3	79.9	91.4
Desviación estándar	87.2	55.3	37.2	75.9	44.1	62.2
Moda, ( $\mu\text{m}$ )	85.2	58.6	43.4	85.7	53.2	53.7
Valor máximo, ( $\mu\text{m}$ )	614.8	366.5	220.9	440.9	288.4	459.9
Valor mínimo, ( $\mu\text{m}$ )	23.5	2.1	13.0	21.6	18.3	13.8
No. datos	753.0	815.0	994.0	614.0	939.0	521.0

En la **Figura 4.6** se observa que a pesar de que los valores de promedio y moda se encuentran muy cercanos en todos los aceros, la moda sigue siendo un valor más representativo pues el promedio se encuentra 100 cuentas de frecuencia absoluta aproximadamente por debajo de la moda en la curva de distribución de todos los aceros.

Por último, en la **Figura 4.7** se observa la tendencia del efecto de los elementos microaleantes en la longitud del brazo secundario, entre los parámetros de promedio y moda se tiene una tendencia muy parecida. Se toma como criterio de comparación la moda. De nuevo el acero microaleado con V no presenta algún efecto de refinamiento, estando a la par del acero TW-Ref (85.7 y 85.2  $\mu\text{m}$ , respectivamente). Los demás elementos de microaleación disminuyeron en buena medida el tamaño del brazo, siendo el acero TW-Ti/B el de menor tamaño (43.4  $\mu\text{m}$ ) y los otros aceros rondando las 50 micras.

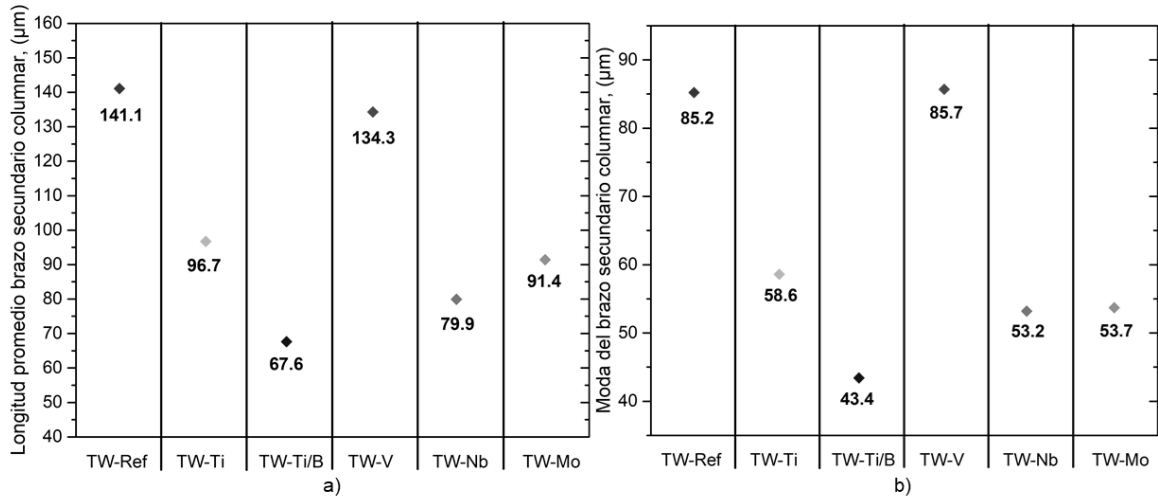
Se acomodan los aceros de acuerdo a la menor moda: 1. TW-Ti/B, 2. TW-Nb, 3. TW-Mo, 4. TW-Ti, 5. TW-Ref y 6. TW-V. Por lo tanto, elementos de microaleación como el Titanio/Boro, Niobio y Molibdeno ayudan a disminuir en cierta medida la segregación de elementos en la zona interdendrítica, pues al tener una menor longitud de brazo secundario columnar, la zona interdendrítica es menor y también la zona de segregación. Se observa una tendencia muy parecida a la obtenida en la longitud del brazo primario columnar.





**Figura 4.6.** Histogramas de frecuencia con curvas de distribución log-normal de la longitud del brazo secundario columnar. a) TW-Ref, b) TW-Ti, c) TW-Ti/B, d) TW-V, e) TW-Nb y f) TW-Mo.





**Figura 4.7.** Comparación de la longitud del brazo secundario columnar. a) Promedio y b) Moda.

### 4.2.3 Longitud del brazo dendrítico primario equiaxial.

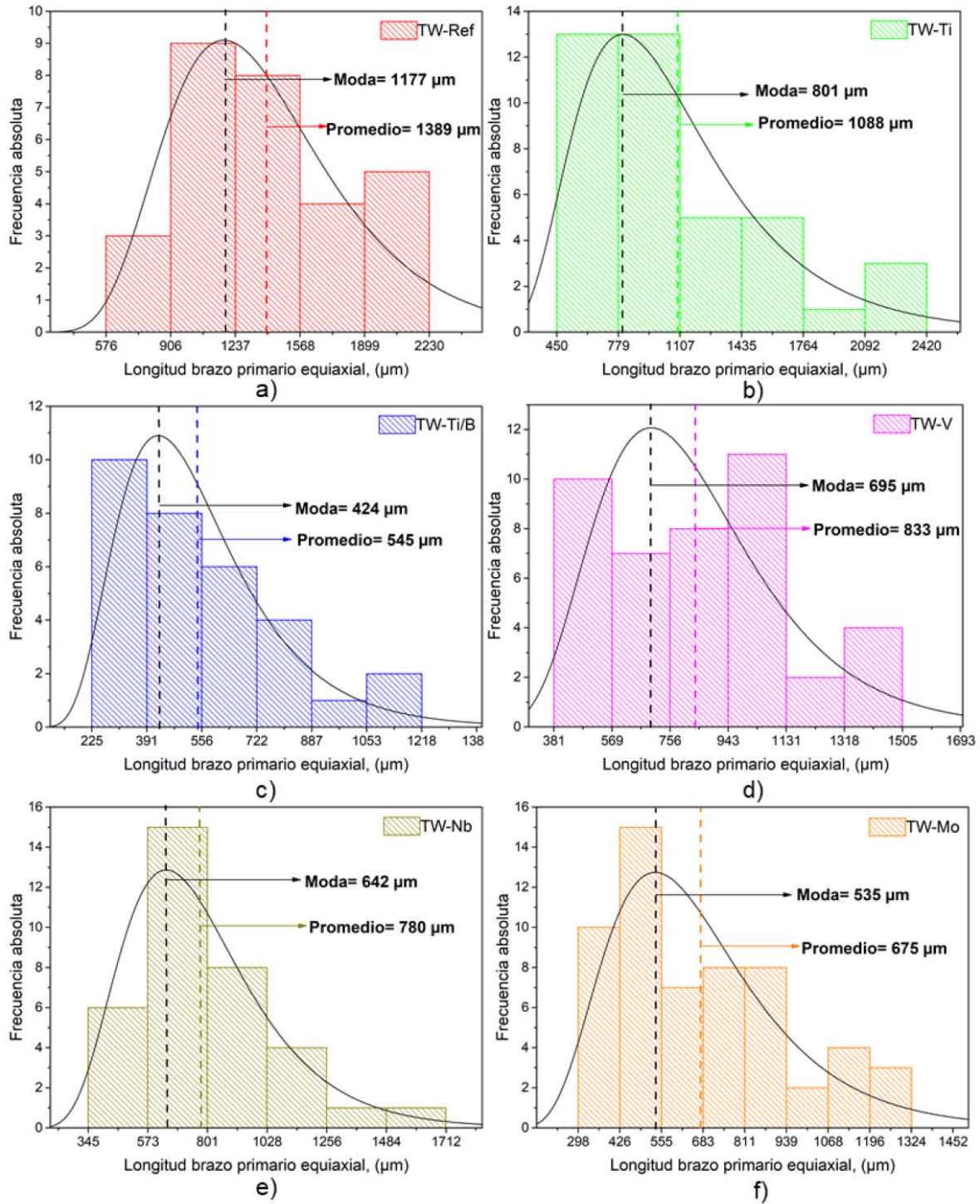
A continuación, se analiza el comportamiento de los brazos primarios en la zona equiaxial. En esta ocasión los valores de desviación estándar no son tan elevados como en las otras mediciones (ver **Tabla 4.3**), dando una mayor certidumbre del promedio calculado. Esto se puede comprobar comparando los valores de promedio y moda de los aceros, estando la diferencia de estos alrededor del 20% o menos, mientras que en los otros casos (zona columnar) se encontraba alrededor del 30%. También se puede corroborar en la **Figura 4.9**, dónde se observa la misma tendencia en ambos parámetros. Esto indica que en la medida que la desviación estándar sea menor, el promedio será más confiable acercándose este a la moda.

**Tabla 4.3.** Resumen estadístico de la longitud del brazo dendrítico primario equiaxial.

Parámetro	TW-Ref	TW-Ti	TW-Ti/B	TW-V	TW-Nb	TW-Mo
Promedio, (µm)	1389.5	1088.7	545.5	833.7	780.2	675.2
Desviación estándar	437.9	505.4	245.1	283.8	296.1	268.9
Moda, (µm)	1177.6	801.0	424.8	694.9	642.3	535.2
Valor máximo, (µm)	2228.6	2419.6	1217.1	1504.7	1710.9	1323.5
Valor mínimo, (µm)	575.5	450.3	225.2	381.4	344.9	298.1
No. datos	29.0	40.0	31.0	42.0	35.0	57.0

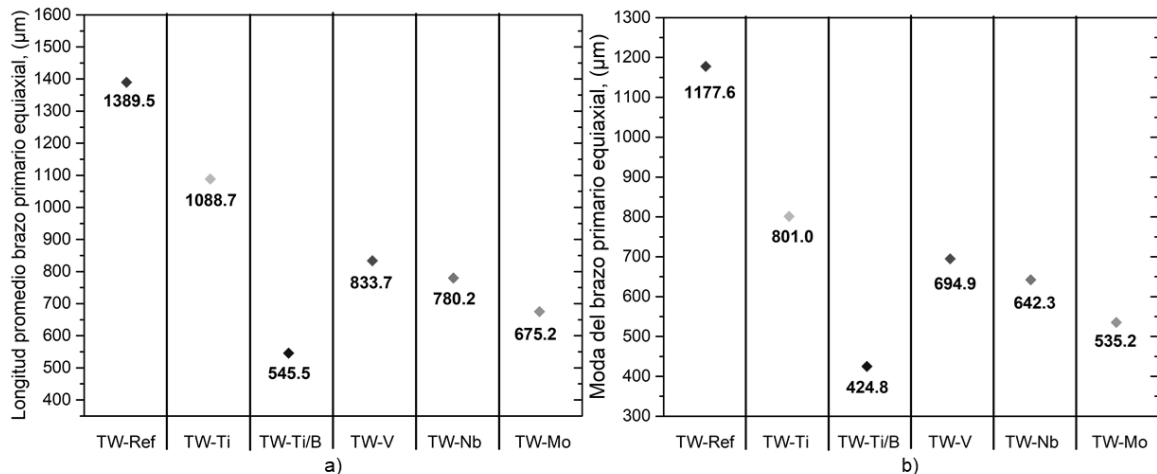






**Figura 4.8.** Histogramas de frecuencia con curvas de distribución log-normal de la longitud del brazo primario equiaxial. a) TW-Ref, b) TW-Ti, c) TW-Ti/B, d) TW-V, e) TW-Nb y f) TW-Mo.





**Figura 4.9.** Comparación de la longitud del brazo primario equiaxial. a) Promedio y b) Moda.

En este caso el Vanadio si tuvo un efecto de refinador de grano, aunque no se esté analizando el tamaño grano austenítico se puede hacer mención a este término, pues en la zona equiaxial el diámetro del grano es aproximado al tamaño de la dendrita. Se sigue presentando una superioridad por parte de la combinación de elementos de microaleación Ti/B en el efecto de refinamiento teniendo una moda de 424.8  $\mu\text{m}$  y el TW-Ref de 1177.6  $\mu\text{m}$ , por lo cual estos elementos de microaleación provocan un porcentaje de reducción en los brazos dendríticos primarios equiaxiales del 74%.

El orden de los aceros de acuerdo a la menor moda queda de la siguiente manera: 1. TW-Ti/B, 2. TW-Mo, 3. TW-Nb, 4. TW-V, 5. TW-Ti y 6. TW-Ref. Se sigue conservando una tendencia a excepción del Vanadio que ahora se encuentra en 4to lugar.

#### 4.2.4 Longitud del brazo dendrítico secundario equiaxial.

El último parámetro analizado de la estructura dendrítica es el brazo secundario equiaxial. En la **Tabla 4.4** se observa que el promedio y la moda tienen una gran diferencia, siendo el promedio el doble que la moda y en los histogramas de la





**Figura 4.10** se puede leer que la moda tiene una mayor frecuencia absoluta que el promedio, alrededor de 50 y 100 cuentas más.

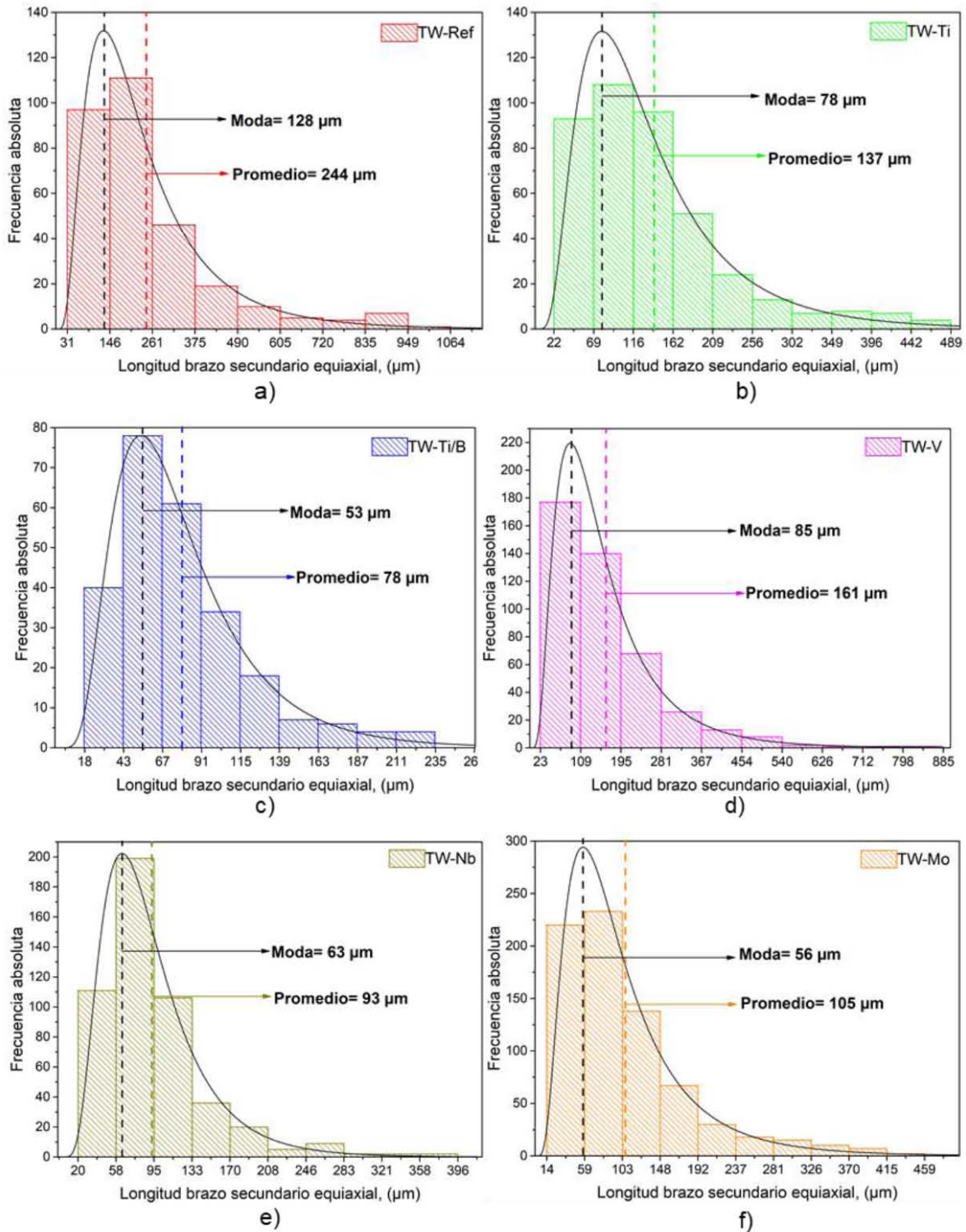
**Tabla 4.4.** Resumen estadístico de la longitud del brazo dendrítico secundario equiaxial.

Parámetro	TW-Ref	TW-Ti	TW-Ti/B	TW-V	TW-Nb	TW-Mo
Promedio, ( $\mu\text{m}$ )	244.8	137.8	78.6	161.1	93.6	105.4
Desviación estándar	179.2	89.6	41.8	114.9	53.8	74.7
Moda, ( $\mu\text{m}$ )	128.2	78.1	53.1	85.8	63.6	56.7
Valor máximo, ( $\mu\text{m}$ )	1063.1	488.8	234.9	883.2	395.7	458.2
Valor mínimo, ( $\mu\text{m}$ )	31.3	22.1	18.4	22.5	20.8	14.5
No. datos	300.0	411.0	252.0	437.0	492.0	740.0

Los diagramas de la **Figura 4.11** muestran la misma tendencia, solo hay un intercambio de posiciones mínimo entre el TW-Nb y TW-Mo. De nuevo el acero TW-Ti/B tiene la menor longitud (Moda= 53.1  $\mu\text{m}$ ). Todos los elementos microaleantes tuvieron un efecto de refinador, disminuyendo en buena medida la longitud del brazo dendrítico secundario equiaxial. Los lugares que ocupan los elementos microaleantes con respecto a la menor moda quedan de la siguiente manera: 1. TW-Ti/B, 2. TW-Mo, 3. TW-Nb, 4. TW-Ti, 5. TW-V y 6. TW-Ref.

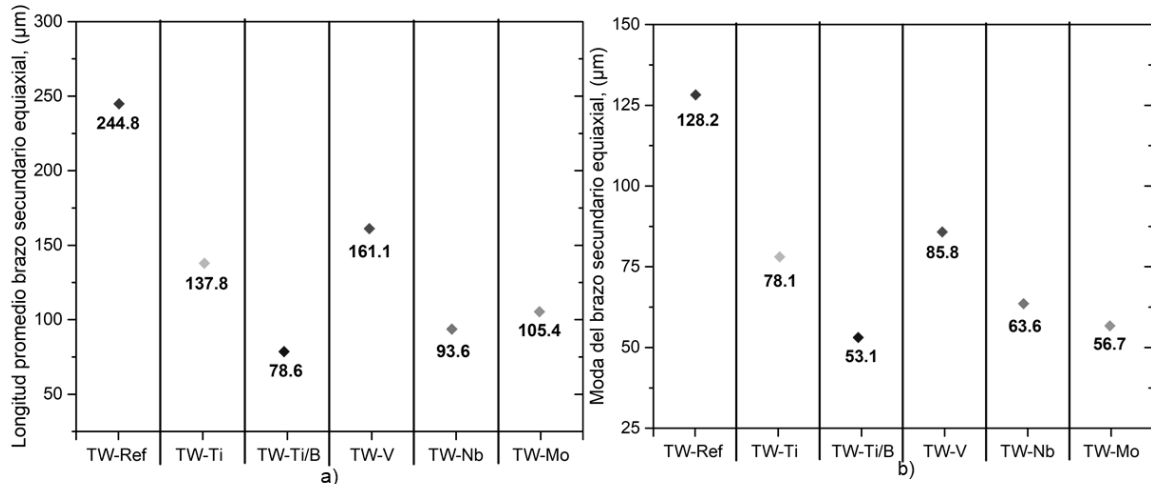






**Figura 4.10.** Histogramas de frecuencia con curvas de distribución log-normal de la longitud del brazo secundario equiaxial. a) TW-Ref, b) TW-Ti, c) TW-Ti/B, d) TW-V, e) TW-Nb y f) TW-Mo.





**Figura 4.11.** Comparación de la longitud del brazo secundario equiaxial. a) Promedio y b) Moda.

#### 4.2.5 Comparación de los parámetros medidos en la estructura dendrítica.

En la **Tabla 4.5** se muestra el efecto que tuvo cada elemento de microaleación en el refinamiento de la estructura dendrítica de los aceros TWIP, tomando como referencia la moda de cada parámetro. En la primera sección (Filas 1-5) se presenta el ordenamiento del efecto que tuvo el elemento microaleante, siendo 1 el que tuvo un mejor refinamiento (menor longitud medida), en la 5ta fila se muestra el promedio del lugar en el que quedó clasificado cada elemento. En esta primera sección se puede ver que se mantuvo una tendencia constante en todos los aceros, a excepción del microaleado con V, el cual no presentó un efecto de refinamiento en la zona columnar, pero si en la equiaxial. De esta sección se concluye que el V tuvo el menor efecto de refinamiento quedando en 5to lugar, en 4to lugar se encuentra el acero microaleado con Ti, en 3ro se encuentra el Nb, en 2do el Mo y en 1er lugar la combinación de Ti/B, lo cual demuestra que adiciones de B, aunque sea una cantidad tan pequeña como 0.004% en peso tienen un gran efecto en la estructura de colada de los aceros TWIP.

En la segunda sección de la **Tabla 4.5** (Filas 6-10) se muestra el porcentaje calculado de reducción o aumento que se tuvo en las medidas, tomando como base





las mediciones realizadas al acero TW-Ref. En los cinco aceros microaleados se tiene un mayor efecto de refinamiento en la zona equiaxial que en la columnar, esto se debe a que en la zona equiaxial es dónde los elementos microaleantes proporcionan más sitios de nucleación para favorecer la nucleación heterogénea. En la décima fila se muestra el porcentaje promedio de reducción que presentó cada acero TWIP, estos porcentajes coinciden con el ordenamiento presentado en la primera sección de la **Tabla 4.5**, siendo el acero TW-Ti/B el que presenta el mejor refinamiento con un 54.3% de reducción promedio, seguido del TW-Mo con 50.9%, en 3er lugar está TW-Nb con 43.3%, luego se encuentra el acero TW-Ti con 32.2% y por último, el TW-V con 14.7%, que a pesar de no presentar un efecto de refinamiento en la zona columnar, tuvo un muy buen porcentaje de reducción en la zona equiaxial.

**Tabla 4.5.** Efecto de los elementos microaleantes en el refinamiento de la estructura dendrítica de los aceros TWIP.

	Brazo dendrítico	TW-Ref	TW-Ti	TW-Ti/B	TW-V	TW-Nb	TW-Mo
Orden de efecto de refinamiento	Primario columnar	5	4	2	6	3	1
	Secundario columnar	5	4	1	6	2	3
	Primario equiaxial	6	5	1	4	3	2
	Secundario equiaxial	6	4	1	5	3	2
	<b>Promedio</b>	<b>6</b>	<b>4</b>	<b>1</b>	<b>5</b>	<b>3</b>	<b>2</b>
% de reducción o aumento con respecto a TW-Ref	Primario columnar	0.0	-26.6	-45.8	14.6	-39.6	-56.1
	Secundario columnar	0.0	-31.2	-49.1	0.6	-37.6	-37.0
	Primario equiaxial	0.0	-32.0	-63.9	-41.0	-45.5	-54.6
	Secundario equiaxial	0.0	-39.1	-58.6	-33.1	-50.4	-55.8
	<b>Promedio</b>	<b>0.0</b>	<b>-32.2</b>	<b>-54.3</b>	<b>-14.7</b>	<b>-43.3</b>	<b>-50.9</b>

\*Nota: “-“representa un porcentaje de reducción y un número sin signo un porcentaje de aumento.

En la **Figura 4.5b** y **Figura 4.9b** se mostró la comparación de las modas de los brazos dendríticos primarios en la zona columnar y equiaxial, respectivamente. Se puede ver que los brazos primarios de la zona columnar tienen una mayor longitud que los de la zona equiaxial. Debido a que en la zona equiaxial las dendritas están orientadas al azar es más probable que un brazo primario vea impedido su





crecimiento al chocar con otra dendrita, mientras que en la zona columnar los brazos crecen de una manera más ordenada tratando de seguir la misma dirección (opuesta al flujo de extracción de calor).

Por otro lado, este comportamiento se invierte al analizar los brazos secundarios de la zona columnar y equiaxial mostrados en la **Figura 4.7b** y **Figura 4.11b**, respectivamente. Los brazos dendríticos secundarios de la zona equiaxial son más largos que los de la zona columnar, esto se puede explicar observando la **Figura 4.2** que muestra la estructura dendrítica de los aceros TWIP, se ve que en la zona columnar debido al crecimiento ordenado de los brazos primarios, los brazos secundarios no pueden crecer mucho pues rápidamente se encuentran con una dendrita vecina. Mientras que en la zona equiaxial a causa del crecimiento desordenado de los brazos primarios, los brazos secundarios pueden encontrar mayor espacio para continuar su crecimiento.

En la **Figura 4.12** se muestra el efecto del contenido de V en la reducción del tamaño de grano de los aceros TWIP reportado por Gwon y colaboradores [15]. En este trabajo de investigación se obtuvo un 14.7% de reducción promedio en la estructura dendrítica del acero TWIP estudiado con 0.11 %V, las líneas de la gráfica muestran que la reducción aproximada para un acero con este porcentaje de vanadio es de 15%, estos valores tienen muy buen acuerdo, sin embargo, como se verá en el **apartado 4.2.9** este acuerdo se pierde en los parámetros medidos del grano austenítico.

El trabajo de investigación de Villanueva-Pérez [45] se estudió el comportamiento de los mismos aceros TWIP microaleados, pero en condición de enfriamiento rápido (solidificación en molde metálico). Comparando los valores obtenidos en este trabajo de investigación con los de Villanueva se obtienen las siguientes relaciones:

- a) El enfriamiento rápido en los aceros TWIP tiene un efecto bastante marcado en el tamaño de la estructura dendrítica. Los brazos dendríticos primarios, tanto de la zona columnar como de la equiaxial, son 5 veces más pequeños en la condición de enfriamiento rápido que en la lenta. Mientras que los





brazos dendríticos secundarios de ambas zonas son hasta 10 veces más pequeños.

- b) Sin embargo, no se observa la misma tendencia de los efectos microaleantes en el tamaño de la estructura dendrítica en condición de enfriamiento lento y rápido, ya que el citado autor reportó un porcentaje de incremento en los tamaños de la estructura dendrítica de los aceros TWIP microaleados con respecto al acero de referencia. A pesar de esto, los resultados obtenidos por Villanueva-Pérez [45] muestran que los elementos que presentan menores medidas en la estructura dendrítica son la combinación Ti/B, el Mo y el Nb; los cuales son los primeros 3 lugares de efecto de refinamiento de la estructura dendrítica en este trabajo de investigación.

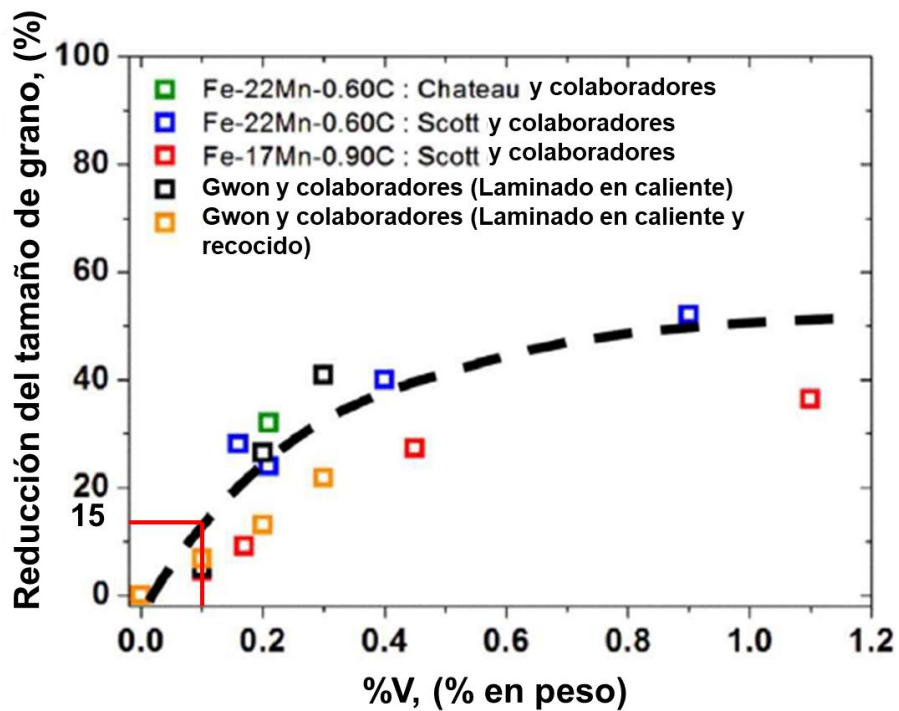


Figura 4.12. Efecto del V en la reducción del tamaño de grano [15].





#### 4.2.6 Largo del grano austenítico columnar.

Ahora se analizan las mediciones que se realizaron para caracterizar el grano austenítico, empezando con el largo del grano columnar. En la **Tabla 4.6** se puede ver que las mediciones realizadas al grano austenítico son menores a las obtenidas en la estructura dendrítica debido a que el grano ocupa una mayor área. De nuevo se observa una gran variación de los valores, se tiene una desviación estándar aproximadamente igual a la mitad del promedio, lo cual indica que los valores medidos están muy dispersos.

**Tabla 4.6.** Resumen estadístico del largo del grano austenítico columnar.

Parámetro	TW-Ref	TW-Ti	TW-Ti/B	TW-V	TW-Nb	TW-Mo
Promedio, ( $\mu\text{m}$ )	3688.6	1238.3	3666.3	2856.6	2106.6	2580.9
Desviación estándar	1933.2	609.5	2588.9	1406.1	1132.5	925.8
Moda, ( $\mu\text{m}$ )	2546.9	891.1	1833.0	1850.1	1330.5	2176.8
Valor máximo, ( $\mu\text{m}$ )	8595.1	2987.6	10080.9	5444.5	4981.9	4836.6
Valor mínimo, ( $\mu\text{m}$ )	1436.1	522.3	854.1	823.8	528.1	1236.6
No. datos	17.0	25.0	25.0	25.0	25.0	10.0

Los histogramas mostrados en la **Figura 4.13** siguen mostrando un comportamiento que se adapta a la curva de distribución logarítmico-normal, a pesar de ya no ser tan definido, esto debido a la menor cantidad de datos capturados.

La **Figura 4.14** muestra la comparación de los promedios y modas de los aceros TWIP. Se observa que se rompe la tendencia que se tuvo en el análisis de la estructura dendrítica, se esperaría que el menor largo de grano columnar lo tuviera el acero TW-Mo, pues este es el que tiene la menor longitud de brazo primario columnar (ver **Figura 4.5b**); sin embargo, en este caso este puesto está ocupado por el acero TW-Ti con 891.1  $\mu\text{m}$  de moda. Comparando las modas del brazo dendrítico primario columnar y el largo de grano austenítico columnar (**Figura 4.5b** y **Figura 4.14b**, respectivamente) se observa que los brazos dendríticos son más cortos que el largo del grano en cada acero, a excepción del TW-Ti donde el largo de grano es menor, pero con un valor muy similar. Esto ocurre porque una vez que



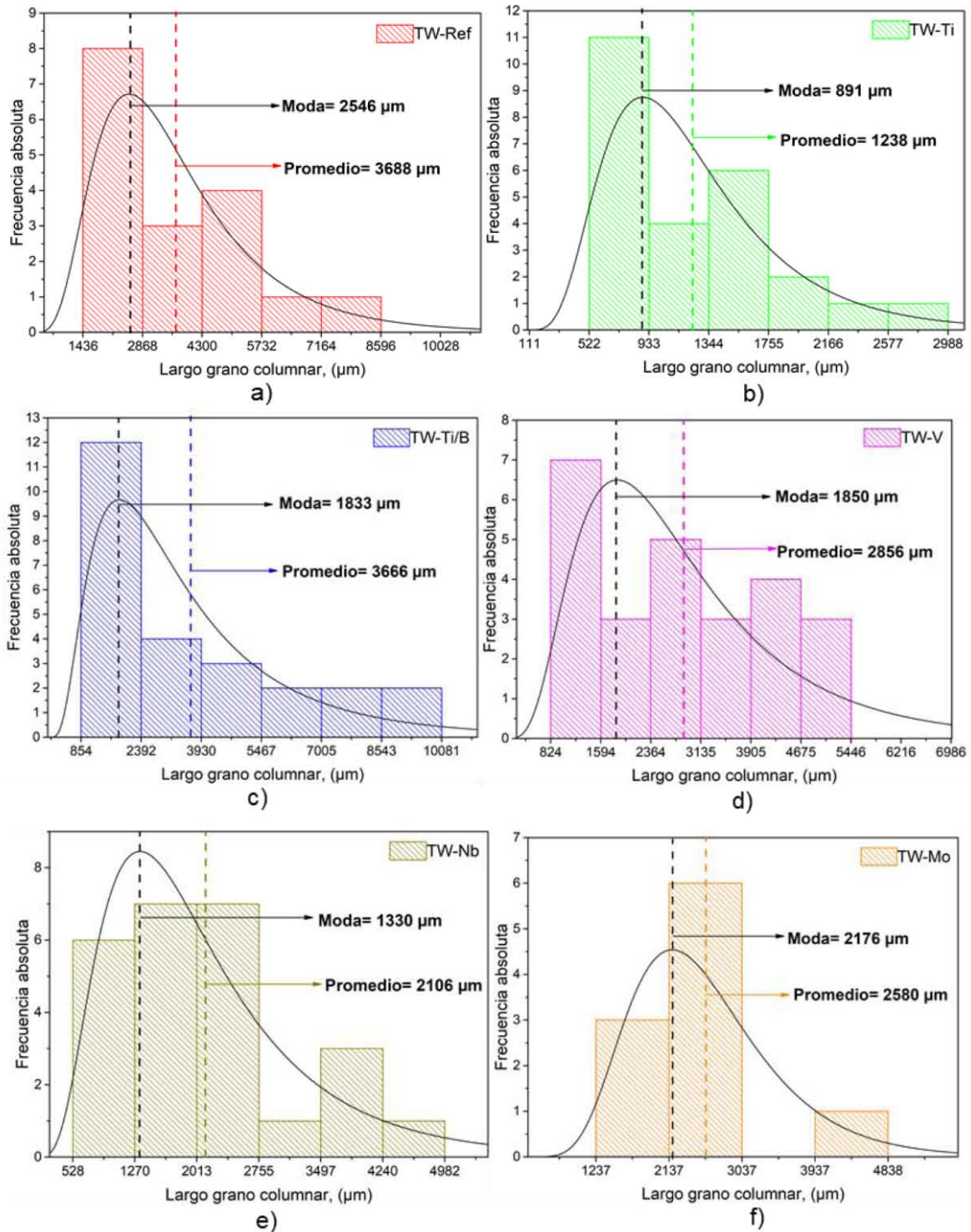


las dendritas terminaron de crecer el líquido remanente que se encuentra entre ellas es el que empieza a solidificar embebiendo a las dendritas que tengan direcciones muy parecidas, por lo cual un grano columnar puede contener de 1 hasta 4 dendritas a lo largo, según los datos obtenidos.

La tendencia que se obtiene del largo de grano austenítico es la siguiente (siendo 1 el menor tamaño): 1. TW-Ti, 2. TW-Nb, 3. TW-Ti/B, 4. TW-V, 5. TW-Mo y 6. TW-Ref.



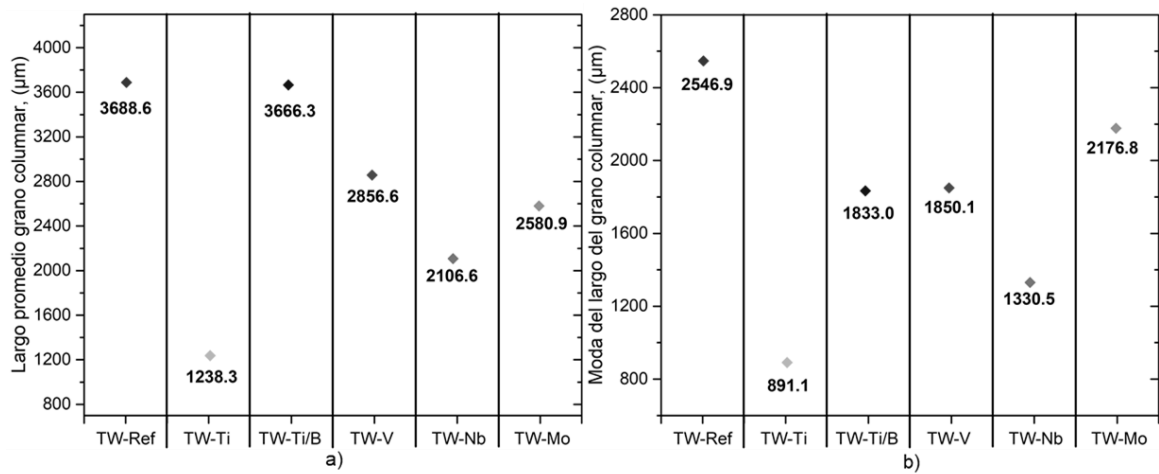




**Figura 4.13.** Histogramas de frecuencia con curvas de distribución log-normal del largo del grano austenítico columnar. a) TW-Ref, b) TW-Ti, c) TW-Ti/B, d) TW-V, e) TW-Nb y f) TW-Mo.







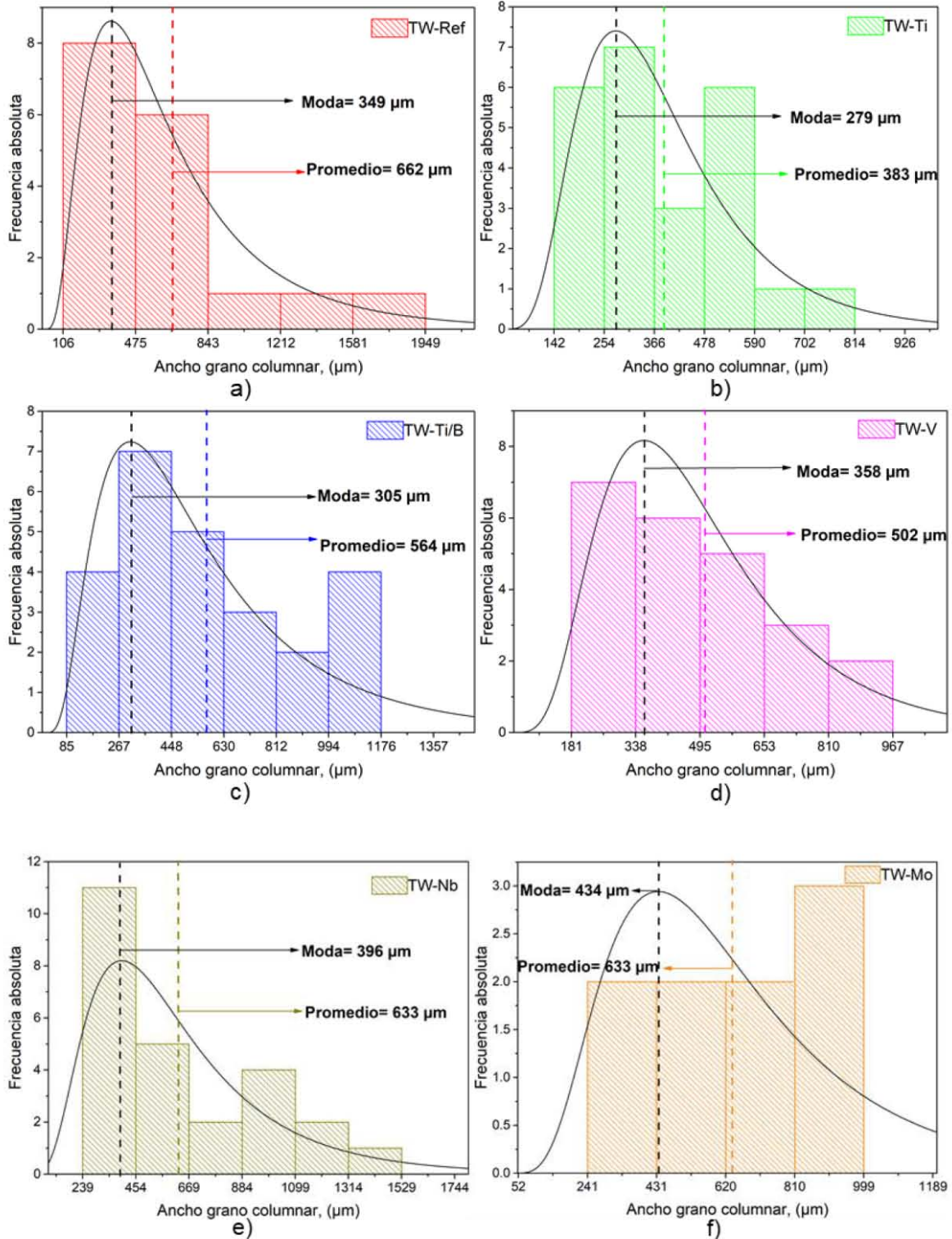
**Figura 4.14.** Comparación del largo del grano austenítico columnar. a) Promedio y b) Moda.

#### 4.2.7 Ancho del grano austenítico columnar.

**Tabla 4.7.** Resumen estadístico del ancho del grano austenítico columnar.

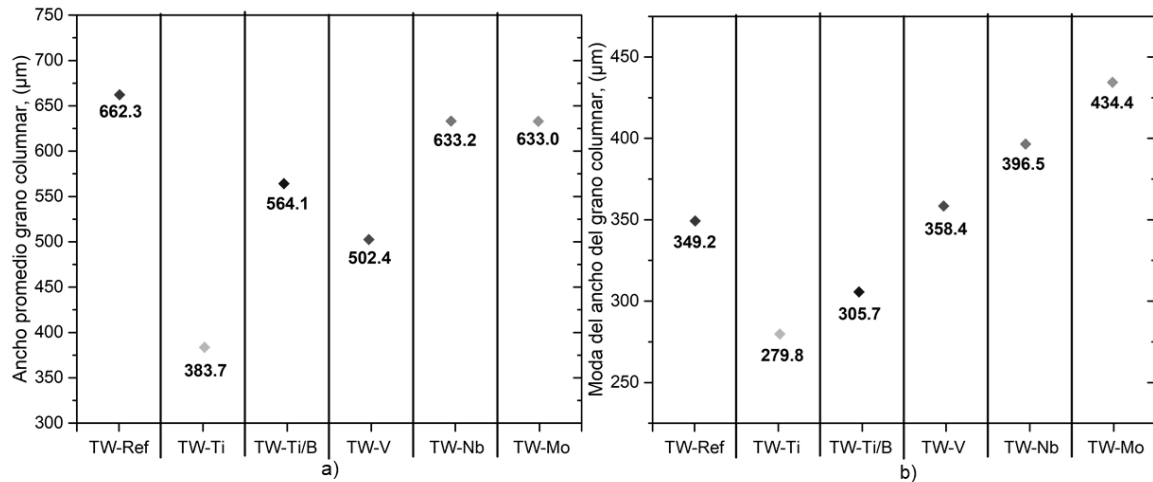
Parámetro	TW-Ref	TW-Ti	TW-Ti/B	TW-V	TW-Nb	TW-Mo
Promedio, (μm)	662.3	383.7	564.1	502.4	633.2	633.0
Desviación estándar	449.9	171.9	313.9	246.5	358.3	282.6
Moda, (μm)	349.2	279.8	305.7	358.4	396.5	434.4
Valor máximo, (μm)	1948.4	813.1	1174.9	1124.0	1528.8	998.2
Valor mínimo, (μm)	106.1	142.0	84.7	181.0	239.0	241.0
No. datos	17.0	24.0	25.0	25.0	25.0	10.0





**Figura 4.15.** Histogramas de frecuencia con curvas de distribución log-normal del ancho del grano austenítico columnar. a) TW-Ref, b) TW-Ti, c) TW-Ti/B, d) TW-V, e) TW-Nb y f) TW-Mo.





**Figura 4.16.** Comparación del ancho del grano austenítico columnar. a) Promedio y b) Moda.

Ahora se discuten la **Figura 4.7b** y la **Figura 4.16b**, las cuales muestran la comparación de la moda de la longitud del brazo dendrítico secundario columnar y el ancho del grano columnar. Al igual que en el **apartado 4.2.6** los brazos dendríticos tienen una menor longitud que el ancho del grano columnar, pudiendo contener estos hasta 4 dendritas a lo ancho.

De la **Figura 4.16b** se obtiene la tendencia del ancho del grano austenítico columnar: 1. TW-Ti, 2. TW-Ti/B, 3. TW-Ref, 4. TW-V, 5. TW-Nb y 6. TW-Mo. Los valores no muestran una tendencia clara, hay 3 aceros que presentan medidas más grandes con respecto al acero TW-Ref, cuando se esperaría que estas medidas fueran menores.

#### 4.2.8 Diámetro del grano austenítico equiaxial.

Por último, se midió el diámetro del grano austenítico equiaxial, debido a que los granos no eran completamente equiaxiales se decidió tomar tres medidas a cada uno y hacer un promedio de estas, obteniéndose la **Tabla 4.8**. En esta tabla se lee que el acero TW-Nb tiene el promedio más alto de los aceros lo cual se hace obvio al observar la **Figura 4.3e**, donde se observan algunos granos equiaxiales que tienen un tamaño mucho mayor (aproximadamente 4 mm) a los demás, por lo cual





el promedio se ve incrementado substancialmente, mientras que la moda es un tercio de este y se adecua más al comportamiento de los demás granos.

Analizando la fila de valores máximos de la **Tabla 4.8** se puede ver que los valores van de 2 mm hasta 4.2 mm, el cuál es el mismo rango reportado por Lan y colaboradores [27] para el diámetro de granos equiaxiales de aceros TWIP con composición base Fe-0.7C-22Mn.

**Tabla 4.8.** Resumen estadístico del diámetro del grano austenítico equiaxial.

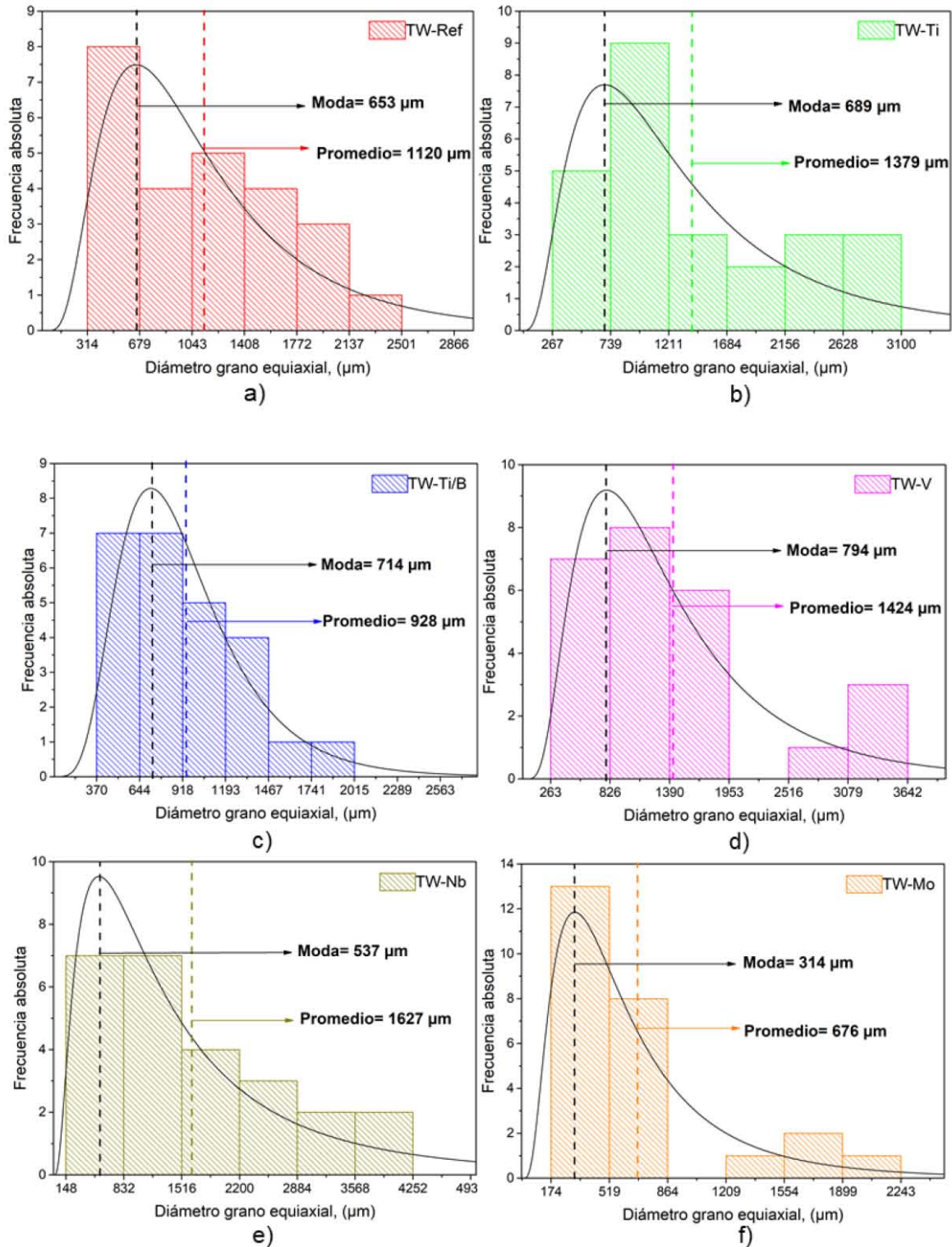
Parámetro	TW-Ref	TW-Ti	TW-Ti/B	TW-V	TW-Nb	TW-Mo
Promedio, ( $\mu\text{m}$ )	1120.3	1379.2	928.5	1424.2	1627.2	676.3
Desviación estándar	592.8	856.5	388.1	922.7	1154.2	542.8
Moda, ( $\mu\text{m}$ )	653.3	689.5	714.1	794.0	537.2	314.8
Valor máximo, ( $\mu\text{m}$ )	2500.7	3099.0	2015.0	3641.1	4250.3	2242.6
Valor mínimo, ( $\mu\text{m}$ )	314.1	267.1	370.0	263.2	147.8	174.4
No. datos	25.0	25.0	25.0	25.0	25.0	25.0

Los brazos dendríticos primarios de la zona equiaxial deben de ser aproximadamente el mismo tamaño del diámetro del grano austenítico equiaxial, pues cuando el líquido remanente empieza a solidificar este embebe a una dendrita. Esto se comprueba analizando la **Figura 4.9b** y la **Figura 4.18b**, las cuales muestran la comparación de las modas de la longitud del brazo dendrítico primario equiaxial y el diámetro del grano austenítico equiaxial, respectivamente. Se observa que el diámetro de los granos en la mayoría de los casos es menor a la longitud del brazo primario, esto se explica con el promedio de las tres mediciones que se realizó al grano. Generalmente se tenía una medición bastante grande, la cuál era equivalente al brazo dendrítico primario equiaxial, y otras dos más pequeñas, correspondientes a los brazos dendríticos secundarios equiaxiales, por lo cual el promedio disminuía debido a la contribución de las dos medidas más pequeñas.

El acomodo de los aceros TWIP de acuerdo a la menor moda del diámetro de grano equiaxial queda de la siguiente manera: 1. TW-Mo, 2. TW-Nb, 3. TW-Ref, 4. TW-Ti, 5. TW-Ti/B y 6. TW-V.

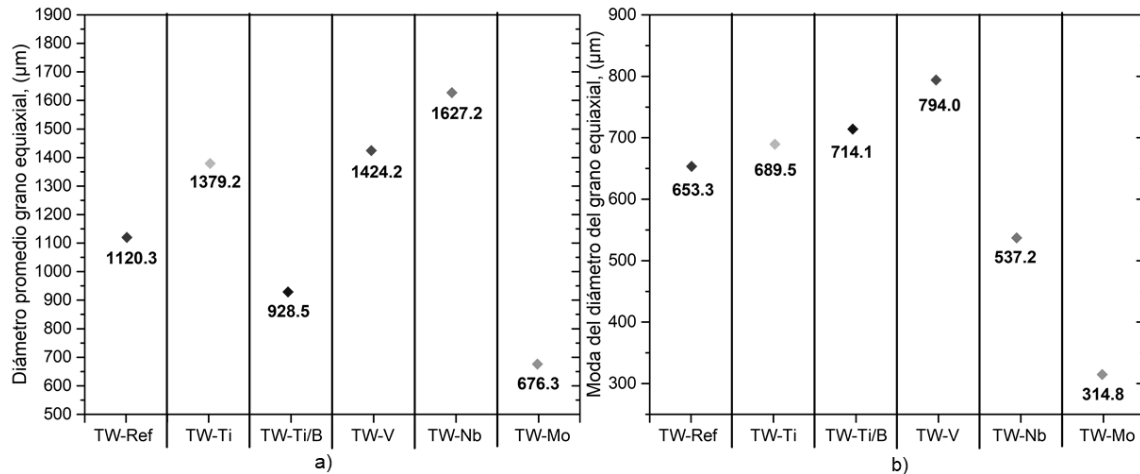






**Figura 4.17.** Histogramas de frecuencia con curvas de distribución log-normal del diámetro del grano austenítico equiaxial. a) TW-Ref, b) TW-Ti, c) TW-Ti/B, d) TW-V, e) TW-Nb y f) TW-Mo.





**Figura 4.18.** Comparación del diámetro del grano austenítico equiaxial. a) Promedio y b) Moda.

#### 4.2.9 Comparación de los parámetros medidos al grano austenítico.

En la **Tabla 4.9** se muestra el efecto que tuvo cada elemento de microaleación en el refinamiento del grano austenítico de los aceros TWIP, tomando como referencia la moda de cada parámetro: largo, ancho y diámetro. En la primera sección (Filas 1-5) se presenta el ordenamiento del efecto que tuvo el elemento microaleante, siendo 1 el que tuvo un mejor refinamiento (menor longitud medida), en la 4ta fila se muestra el promedio del lugar en el que quedó clasificado cada elemento y en la 5ta fila el lugar final en el que queda clasificado. Se puede ver que no hay una tendencia clara, a diferencia de los datos capturados para la medición de la estructura dendrítica. El elemento microaleante que tuvo el mejor efecto de refinamiento en el grano es el Ti.

En la segunda sección de la **Tabla 4.9** (Filas 6-10) se muestra el porcentaje calculado de reducción o aumento que se tuvo en las medidas, tomando como base las mediciones realizadas al acero TW-Ref. Varios de los aceros presentan porcentajes positivos, es decir que tuvieron un medida mayor al acero de referencia, tampoco se logra distinguir una tendencia. Con base en el promedio se obtiene que el TW-Ti tiene el mejor refinamiento del grano, seguido del TW-Nb, en 3er lugar está el acero TW-Mo, luego el TW-Ti/B, después el TW-V y por último el acero de





referencia. Comparando con el ordenamiento obtenido para la estructura dendrítica en la **Tabla 4.5** se observa que hay dos cambios de posiciones entre 1er y 4to lugar entre TW-Ti y TW-Ti/B; y entre 2do y 3er lugar entre TW-Mo y TW-Nb, teniéndose una tendencia congruente en todas las mediciones realizadas. De esto se concluye que el porcentaje de reducción es un mejor criterio para ordenar el efecto que tienen los elementos de microaleación en el refinamiento de la estructura de colada de los aceros TWIP.

En este caso el efecto del vanadio en el refinamiento de grano no es el que se esperaba de acuerdo al reportado por Gwon y colaboradores [15] en la **Figura 4.12**. Se esperaba obtener un valor cercano al 15% de reducción, sin embargo, el valor obtenido fue de 1.1%. Esto se puede atribuir a las mediciones realizadas en el diámetro del grano austenítico, donde se obtuvo un aumento del diámetro, con respecto al acero de referencia. Quizás porque el líquido remanente embebió a varias dendritas que tenían orientaciones muy parecidas y el efecto refinador del vanadio se ve reflejado sólo en la estructura dendrítica.

**Tabla 4.9.** Efecto de los elementos microaleantes en el refinamiento del grano austenítico de los aceros TWIP.

	<b>Grano austenítico</b>	<b>TW-Ref</b>	<b>TW-Ti</b>	<b>TW-Ti/B</b>	<b>TW-V</b>	<b>TW-Nb</b>	<b>TW-Mo</b>
Orden de efecto de refinamiento	Largo columnar	6	1	3	4	2	5
	Ancho columnar	3	1	2	4	5	6
	Diámetro equiaxial	3	4	5	6	2	1
	<b>Promedio</b>	<b>4.00</b>	<b>2.00</b>	<b>3.33</b>	<b>4.67</b>	<b>3.00</b>	<b>4.00</b>
	<b>Lugar</b>	<b>4-5</b>	<b>1</b>	<b>3</b>	<b>6</b>	<b>2</b>	<b>4-5</b>
% de reducción o aumento con respecto a TW-Ref	Largo columnar	0.0	-65.0	-28.0	-27.4	-47.8	-14.5
	Ancho columnar	0.0	-19.9	-12.5	2.6	13.5	24.4
	Diámetro equiaxial	0.0	5.5	9.3	21.5	-17.8	-51.8
	<b>Promedio</b>	<b>0.0</b>	<b>-26.4</b>	<b>-10.4</b>	<b>-1.1</b>	<b>-17.3</b>	<b>-14.0</b>
	<b>Lugar</b>	<b>6</b>	<b>1</b>	<b>4</b>	<b>5</b>	<b>2</b>	<b>3</b>

\*Nota: “-“ representa un porcentaje de reducción y un número sin signo un porcentaje de aumento.







### 4.3 Análisis del espaciamiento interdendrítico primario y secundario.

El espaciamiento interdendrítico primario ( $\lambda_1$ ) está relacionado con la segregación de elementos en los aceros TWIP, mientras más grande sea este espaciamiento mayor será la zona de segregación, lo cual empeora las propiedades mecánicas del material. En la **Tabla 4.10** se muestra el promedio de  $\lambda_1$  en la zona columnar, este espaciamiento no puede ser determinado en la zona equiaxial debido al crecimiento desordenado de las dendritas, pero se relaciona con el diámetro de los granos austeníticos equiaxiales. El acero con el mayor espaciamiento primario es el TW-Ref (265  $\mu\text{m}$ ) y, por lo tanto, el que tiene una mayor zona segregada, entonces los elementos de microaleación tienen un efecto positivo disminuyendo en cierta proporción la segregación de los elementos. El Nb es el elemento microaleante con el mejor efecto de disminución de la zona segregada con  $\lambda_1=92 \mu\text{m}$ , seguido del molibdeno con 101  $\mu\text{m}$ , después se encuentran Ti/B con 122  $\mu\text{m}$  y, por último, con valores muy parecidos V y Ti con 233 y 240  $\mu\text{m}$ , respectivamente.

Las propiedades mecánicas de los metales mejoran con una mayor velocidad de enfriamiento, es decir, un menor tiempo de solidificación, el cual está directamente relacionado con el espaciamiento interdendrítico secundario ( $\lambda_2$ ), ya que los brazos secundarios pasan por un proceso de engrosamiento y disolución durante la solidificación, aumentando este espaciamiento con el paso del tiempo. En la **Tabla 4.10** se muestran los valores obtenidos de  $\lambda_2$  promedio en la zona columnar y equiaxial, así como el tiempo de solidificación local obtenido con la **ecuación 3.4**.

En todos los aceros, a excepción del TW-Ref, se observa un aumento en el tiempo de solidificación local al pasar de la zona columnar a la equiaxial, esto se debe a que al principio de la solidificación se tiene un mayor gradiente de temperatura y al avanzar con el proceso este gradiente va disminuyendo ocasionando una disminución en la velocidad de enfriamiento. Ordenando los aceros TWIP de menor a mayor tiempo de solidificación local en la zona columnar se obtiene: 1. TW-Mo, 2. TW-Ti/B, 3. TW-Ref, 4. TW-V, 5. TW-Ti y 6. TW-Nb.

Lan [30] reportó valores de SDAS para aceros TWIP de composición base Fe-0.7C-22Mn solidificados en condición de enfriamiento lento, obteniendo un rango de





valores de entre 50 y 80  $\mu\text{m}$ , el cual es similar al obtenido en el presente estudio, dónde se encontraron valores entre 36 y 112  $\mu\text{m}$  en ambas zonas de la estructura de colada.

**Tabla 4.10.** *Espaciamiento interdendrítico primario y secundario, y tiempo de solidificación local.*

	<b>Parámetro</b>	<b>TW-Ref</b>	<b>TW-Ti</b>	<b>TW-Ti/B</b>	<b>TW-V</b>	<b>TW-Nb</b>	<b>TW-Mo</b>
<b>Zona columnar</b>	$\lambda_1$ promedio, ( $\mu\text{m}$ )	265.3	240.3	122.2	233.5	92.3	100.9
	Desviación estándar	102.3	89.1	46.8	134.6	41.4	57.6
	$\lambda_2$ promedio, ( $\mu\text{m}$ )	46.1	68.9	38.2	48.9	79.0	36.2
	Desviación estándar	13.5	18.1	12.1	10.6	10.3	7.2
	<b>Tiempo de solidificación local, (s)</b>	<b>10.1</b>	<b>25.2</b>	<b>6.6</b>	<b>11.6</b>	<b>34.2</b>	<b>5.9</b>
<b>Zona equiaxial</b>	$\lambda_2$ promedio, ( $\mu\text{m}$ )	36.0	112.6	66.8	63.8	109.2	54.3
	Desviación estándar	9.8	39.9	20.7	5.2	23.8	15.3
	<b>Tiempo de solidificación local, (s)</b>	<b>5.8</b>	<b>76.3</b>	<b>23.4</b>	<b>21.1</b>	<b>71.2</b>	<b>14.6</b>

En el siguiente apartado (4.4) se estudian las propiedades mecánicas de los aceros TWIP y como se relacionan estas con el proceso de solidificación.

#### **4.4 Análisis de la microdureza.**

Se realizaron ensayos de microdureza Vickers  $\text{HV}_1$  a los aceros TWIP para caracterizar sus propiedades mecánicas y ver el efecto que tienen los elementos microaleantes en estas. Las mediciones se llevaron a cabo en la zona columnar y equiaxial para ver el efecto que tiene el tamaño de grano y la segregación de elementos en estas zonas.

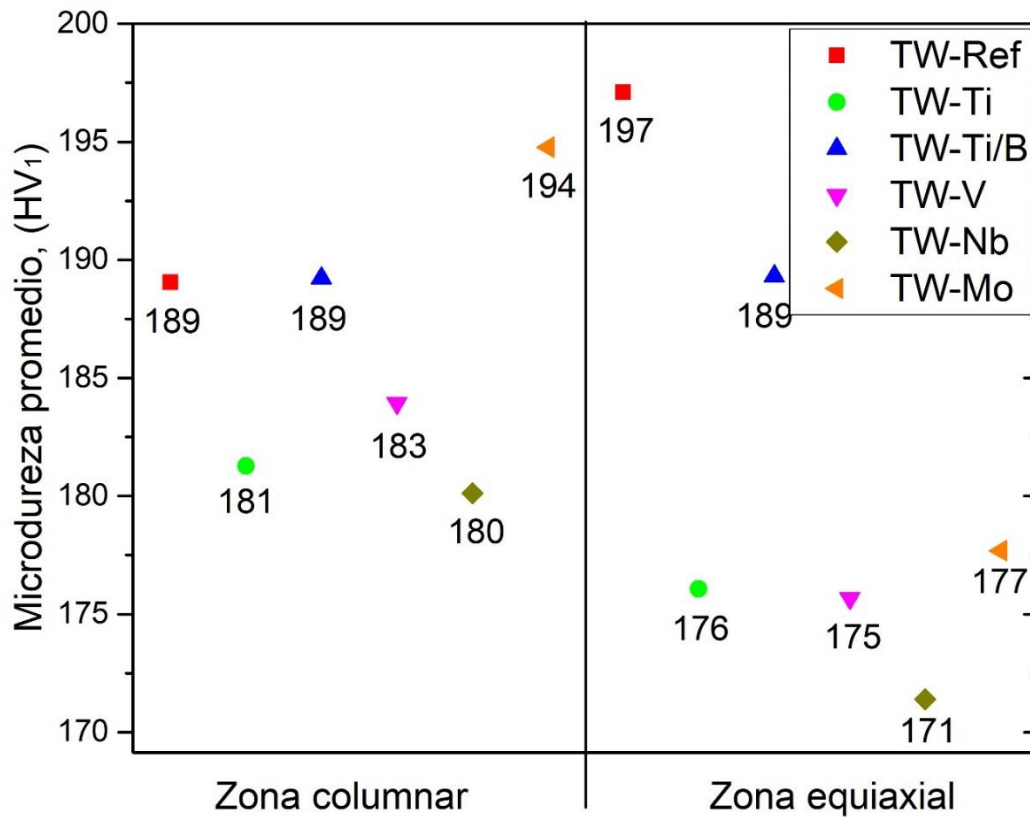




**Tabla 4.11.** Microdureza Vickers  $HV_1$  de los aceros TWIP.

Acero	Zona Columnar			Zona Equiaxial		
	Promedio microdureza $HV_1$ , (Kg/mm <sup>2</sup> )	Desviación estándar	HRC	Promedio microdureza $HV_1$ , (Kg/mm <sup>2</sup> )	Desviación estándar	HRC
TW-Ref	189.1	5.5	8.3	197.1	8.5	10.2
TW-Ti	181.3	7.5	6.2	176.1	3.6	4.9
TW-Ti/B	189.2	4.7	8.3	189.3	5.7	8.3
TW-V	183.9	7.6	6.9	175.7	7.9	4.7
TW-Nb	180.1	4.4	6.0	171.4	4.7	3.6
TW-Mo	194.8	5.2	9.7	177.7	4.2	5.3

\*Nota: "HRC" Conversión a dureza Rockwell C.



**Figura 4.19.** Comparación de la microdureza promedio de los aceros TWIP en la zona columnar y equiaxial.





En la **Tabla 4.11** y en la **Figura 4.19** se muestran los datos obtenidos en los ensayos de microdureza. Hay una disminución de los valores de dureza en la mayoría de los aceros al pasar de la zona columnar a la equiaxial, a excepción del TW-Ti dónde la dureza se mantiene constante y en el acero TW-Ref esta aumenta. Este comportamiento va de la mano con el tiempo de solidificación mostrado en la **Tabla 4.10**, su relación es inversamente proporcional, al aumentar el tiempo de solidificación disminuye la dureza. Incluso el acero TW-Ref que tuvo un menor tiempo de solidificación en la zona equiaxial que en la columnar, tuvo una mayor dureza en la zona equiaxial que en la columnar.

El trabajo de Villanueva-Pérez [45] también analizó la microdureza de los aceros TWIP en condición de enfriamiento rápido, tanto en la zona columnar como en la equiaxial, reportando una disminución de la dureza al pasar de la zona columnar a la equiaxial. Se esperaría que un enfriamiento más rápido como el que ocurre en los moldes metálicos tuviera un efecto marcado en las propiedades mecánicas de los aceros TWIP, sin embargo, los valores de microdureza en ambas zonas de estos aceros reportados por Villanueva son muy parecidos a los obtenidos en este trabajo. Se llega a la conclusión de que la condición de enfriamiento rápido tiene un mayor efecto en el refinamiento de la estructura dendrítica que en las propiedades mecánicas de los aceros TWIP.

Comparando la **Tabla 4.10** y la **Tabla 4.11**, se observa la misma tendencia entre el tiempo de solidificación y la dureza en la zona columnar, al ordenar los aceros de mayor a menor dureza se tiene el mismo orden mostrado anteriormente (menor a mayor tiempo de solidificación): 1. TW-Mo, 2. TW-Ti/B, 3. TW-Ref, 4. TW-V, 5. TW-Ti y 6. TW-Nb. Se concluye que la solidificación tiene un impacto en las propiedades mecánicas y que la adición de elementos microaleantes puede modificar este proceso para beneficiar a los aceros TWIP.

Los tres aceros que tienen el menor espaciado interdendrítico primario en la zona columnar son TW-Nb (92  $\mu\text{m}$ ), TW-Mo (101  $\mu\text{m}$ ) y TW-Ti/B (122  $\mu\text{m}$ ) (ver **Tabla 4.10**), de estos tres aceros, dos de ellos presentan las mayores durezas: TW-Mo (194) y TW-Ti/B (189.2); esto comprueba que la disminución de la segregación de





los elementos tiene un impacto positivo en las propiedades mecánicas de los aceros TWIP. La adición de elementos microaleantes en los aceros TWIP tendrá un efecto positivo, pues en etapas posteriores de conformado mecánico serán necesarios menores tiempos de algún tratamiento térmico que se le dé al material para disminuir el grado de segregación.

No se encuentra ninguna relación entre el tamaño de grano austenítico y la dureza. Con respecto al efecto de refinamiento en las dendritas se encuentra una ligera tendencia, los aceros con el mayor porcentaje de reducción de la estructura dendrítica en promedio son el TW-Ti/B (54.3%) y TW-Mo (50.9) (ver **Tabla 4.5**), los cuales concuerdan con los aceros que tienen los valores más altos de dureza en la zona columnar, también coinciden con el segundo y tercer lugar de dureza en la zona equiaxial.

Se esperaría que una adición de elementos microaleantes tuviera un efecto inmediato en las propiedades mecánicas de los aceros TWIP, sin embargo, hay que recordar que los aceros estudiados en este trabajo vienen directos del proceso de fundición, por lo cual presentan una alta segregación y sus propiedades mecánicas no son homogéneas y se ven empobrecidas. Es necesario realizar un tratamiento termo-mecánico y térmico a estos aceros para homogeneizar, tanto su composición química como propiedades mecánicas, mejorándose las condiciones de procesamiento durante el conformado mecánico de piezas.

En este estudio se ha demostrado que elementos de microaleación como son la combinación Ti/B y el Mo ofrecen los mejores beneficios a los aceros TWIP, reduciendo el tamaño de su estructura dendrítica, mejorando el problema de segregación y, por ende, aumentando las propiedades mecánicas.





#### 4.4.1 Estimación de la resistencia mecánica a partir de ensayos de microdureza.

En la **Tabla 4.12** se muestra la estimación de la resistencia a la fluencia y resistencia a la tracción de los aceros TWIP estudiados. A pesar de que estos aceros vienen del proceso de fundición y sus propiedades mecánicas no son las mejores, presentan altos valores de resistencia, estando dentro del rango de los aceros TWIP (ver **Figura 2.23**).

**Tabla 4.12.** Estimación de la resistencia mecánica de los aceros TWIP.

Acero	Microdureza promedio HV <sub>1</sub> , (Kg/mm <sup>2</sup> )	Resistencia a la fluencia, (MPa)	Resistencia a la tracción, (MPa)
TW-Ref	193.1	590.4	615.9
TW-Ti	178.7	546.3	570.0
TW-Ti/B	189.3	578.7	603.8
TW-V	179.8	549.8	573.6
TW-Nb	175.8	537.5	560.7
TW-Mo	186.2	569.5	594.1

La resistencia a la fluencia de estos aceros se encuentra en un rango de 537 a 590 MPa. En la **Figura 2.23** se mostraron rangos típicos de las propiedades mecánicas de los aceros TWIP, para un acero con un 22% en peso de Mn el rango en el que se encuentra su resistencia a la fluencia es de aproximadamente 300 a 600 MPa, lo cual concuerda con los datos obtenidos. Mientras que el rango obtenido de resistencia a la tracción es de 560 a 620 MPa, el rango típico que se esperaría tener en un acero TWIP con esta composición base es de 800 a 1200 MPa aproximadamente, existe una gran diferencia con los valores obtenidos, esto se explica debido a que las excelentes propiedades mecánicas de los aceros TWIP se obtienen una vez que son deformados y se activa el mecanismo de deformación por maclado y movimiento de dislocaciones, ya que estos aceros vienen directos del proceso de fundición no presentan ninguna deformación y su microestructura sigue siendo completamente austenítica. El porcentaje de alargamiento total que se esperaría tener en estos aceros es de entre 50 y 80% de acuerdo a la **Figura 2.23**.







## Capítulo 5: Conclusiones.

### 5.1 Conclusiones generales.

En el presente trabajo de investigación se estudió el efecto de la adición de elementos microaleantes (Ti, Ti/B, V, Nb y Mo) en aceros TWIP de composición base Fe-20Mn-4.5C-1.5Al-1.5Si en condición de enfriamiento lento, solidificados en molde de arena. Mediciones en la estructura de colada y ensayos de microdureza fueron realizados, de los cuales se obtuvieron relaciones y tendencias de acuerdo a una metodología de estadística descriptiva.

Se ha demostrado que el proceso de solidificación tiene un gran impacto en las propiedades mecánicas de los aceros TWIP. La adición de elementos microaleantes ayuda en cierta medida a mejorar el comportamiento mecánico de estos aceros, ya sea con un efecto de refinamiento en la estructura de colada o disminuyendo la zona de segregación en el espacio interdendrítico, lo cual hará más sencillas las etapas posteriores del tratamiento del acero. En especial, las adiciones de Ti/B y Mo demostraron brindar mayores beneficios como son: un mayor refinamiento de la estructura dendrítica, un menor espaciado dendrítico primario; lo que conlleva a mejorar el problema de segregación y, por consiguiente, un incremento de las propiedades mecánicas de los aceros TWIP.

A continuación, se reportan los comportamientos y tendencias más relevantes según el análisis de los datos generados por el estudio estadístico:

### 5.2 Conclusiones particulares.

a) Del análisis de la estructura dendrítica:

1. Todos los elementos microaleantes presentan un efecto de refinamiento de la estructura dendrítica, más notorio en la zona equiaxial que en la columnar. El orden de mayor efecto de los





elementos microaleantes en la reducción promedio es el siguiente: 1. Ti/B (54.3%), 2. Mo (50.9%), 3. Nb (43.3%), 4. Ti (32.3%) y 5. V (14.7%).

2. Pequeñas adiciones de B (0.004% en peso) tienen un gran efecto de refinamiento (54.3% de reducción promedio).

b) Del análisis del grano austenítico:

1. Los elementos microaleantes tienen un efecto de refinamiento de grano menor al obtenido en la estructura dendrítica. El orden de mayor efecto de los elementos microaleantes en la reducción promedio es el siguiente: 1. Ti (26.4%), 2. Nb (17.3%), 3. Mo (14%), 4. Ti/B (10.4%) y 5. V (1.1%).

c) Del análisis del espaciamiento interdendrítico primario y secundario:

1. Todos los elementos de microaleación disminuyen la segregación de los elementos aleantes en la estructura de colada de los aceros TWIP.
2. El Nb ( $\lambda_1=92.3 \mu\text{m}$ ), Ti/B ( $\lambda_1=122.2 \mu\text{m}$ ) y Mo ( $\lambda_1=100.9 \mu\text{m}$ ) tienen un mayor efecto en la disminución de la zona segregada (menor tamaño de  $\lambda_1$ ).
3. La zona equiaxial presenta un menor valor de  $\lambda_2$  que la zona columnar debido a la caída del gradiente de temperatura al avanzar el proceso de solidificación.
4. Los aceros TW-Mo y TW-Ti/B tienen los menores tiempos de solidificación en la zona columnar, 5.9 y 6.6 segundos, respectivamente.

d) Del análisis de la microdureza:

1. La zona equiaxial muestra valores menores de dureza que la zona columnar debido a que tuvo un mayor tiempo de solidificación.





2. Los aceros con mayor dureza en la zona columnar son el TW-Mo (194 HV<sub>1</sub>) y TW-Ti/B (189.2 HV<sub>1</sub>).
3. Se estima que el rango de resistencia a la fluencia de estos aceros es de 537 a 590 MPa y el rango de resistencia a la tracción va de 560 a 620 MPa.

### **5.3 Trabajo futuro.**

En este trabajo de investigación se realizó un estudio estadístico que contempló mediciones en la estructura de colada de los aceros TWIP microaleados a partir de microscopía óptica y electrónica de barrido. Además, ensayos de microdureza fueron realizados en la zona columnar y equiaxial para determinar el efecto de los elementos microaleantes y el proceso de solidificación.

Un análisis en microscopía electrónica de barrido de los elementos presentes en la zona segregada, límites de grano y dentro de las dendritas sería de gran interés, para comprobar qué elementos son los más afectados durante el proceso de solidificación y cómo evitar este problema.

De igual manera, utilizando los datos de los valores generados, se puede realizar una simulación matemática, a través del uso de un software de solidificación como ProCast o MagmaFlux, para predecir la evolución de la microestructura de los diferentes aceros conforme avanza la solidificación, así como determinar el tipo y localización de diversos defectos de solidificación.





## Referencias bibliográficas.

- [1] Mesquita, R. A., Schneider, R., Steineder, K., Samek, L., & Arenholz, E. (2013). On the Austenite Stability of a New Quality of Twinning Induced Plasticity Steel, Exploring New Ranges of Mn and C. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Austria, 4015-4019.
- [2] De Cooman, B., Chin, K.-g., & Kim, J. (25 de Octubre de 2017). *High Mn TWIP Steels for Automotive Applications*. Obtenido de INTECH: <http://www.intechopen.com/books/new-trends-and-developments-in-automotive-systems-engineering>, fecha de consulta: Septiembre de 2017.
- [3] Lee, T., Shin, E., Oh, C., Ha, H., & Kim, S. (2010). Correlation between stacking fault energy and deformation microstructure in high-interstitial-alloyed austenitic steels. *Acta Mater*, Francia, 3173-3186.
- [4] Grässel, O., Krüger, L., Frommeyer, G., & Meyer, L. (2000). High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development-properties-application. *International Journal of Plasticity*, Alemania, 1391-1409.
- [5] OTEA Observatorio Tecnológico del metal. (2008). *Aceros avanzados de alta resistencia AHSS*. Obtenido de AIMME: [www.aimme.es](http://www.aimme.es), fecha de consulta: Mayo de 2017.
- [6] Pla, R., Sánchez, S., Sellés, M., & Crespo, J. (2012). Nuevos aceros TWIP/TRIP en los automóviles del futuro. *3Ciencias*, España, 7-18.
- [7] Galán, J., Samek, L., Verleysen, P., Verbeken, K., & Houbaert, Y. (2012). Advanced high strength steels for automotive industry. *Revista de metalurgia*, Bélgica, 118-131.
- [8] Pineda, R. M. (2009). *Conformabilidad en caliente de aceros TWIP*. Obtenido de UPC: <https://upcommons.upc.edu>, fecha de consulta: Agosto de 2017
- [9] Xiong, R., Peng, H., Wang, S., Si, H., & Wen, Y. (2015). Effect of stacking fault energy on work hardening behaviors in Fe-Mn-Si-C high manganese





- steels varying silicon and carbon contents. *Materials and Design*, China, 707-714.
- [10] Hamada, A. (2007). Tesis doctoral. *Manufacturing, mechanical properties and corrosion behaviour of high-Mn TWIP steels*. University of Oulu.
- [11] Pierce, D., Jiménez, J., Bentley, J., Raabe, D., & Wittig, J. (2015). The influence of stacking fault energy on the microstructural and strain-hardening evolution of Fe–Mn–Al–Si steels during tensile deformation. *Acta Materialia*, USA, 178-190.
- [12] Lu, J., Hultman, L., Holmström, E., Antonsson, K. H., Grehk, M., Li, W., . . . Golpayegani, A. (2016). Stacking fault energies in austenitic stainless steels. *Acta Materialia*, 39-46.
- [13] Llanos Méndez, L. (2015). Estudio de la precipitación inducida por deformación y su interacción con los procesos de ablandamiento en aceros microaleados con alto contenido en Mn. *Tesis doctoral*. España.
- [14] Mejía, I., Salas-Reyes, A., Calvo, J., & Cabrera, J. (2015). Effect of Ti and B microadditions on the hot ductility behavior of a High-Mn austenitic Fe-23Mn-1.5Al-1.3Si-0.5C TWIP steel. *Materials Science & Engineering A*, México, 311-329.
- [15] Gwon, H., Kim, J. K., Shin, S., Cho, L., & De Cooman, B. C. (2017). The effect of vanadium micro-alloying on the microstructure and the tensile behavior of TWIP steel. *Materials Science & Engineering A*, Corea del Sur, 416-428.
- [16] Li, D., Feng, Y., Song, S., Liu, Q., Bai, Q., Wu, G., . . . Ren, F. (2015). Influences of Nb-microalloying on microstructure and mechanical properties of Fe-25Mn-3Si-3Al TWIP steel. *Materials and Design*, China, 238-244.
- [17] Razavi, G., Rizi, M., & Zadeh, H. (2013). Effect of a Mo addition on the properties of high-Mn steel. *Materiali in Tehnologije*, 611-614.
- [18] Schumman, H. (1972). Eisenhüttenwes. *Arch*, Alemania, 605-609.





- [19] *Análisis de la solidificación de aleaciones.* (s.f.). Obtenido de U-Cursos: [https://www.u-cursos.cl/ingenieria/2008/2/ME58B/1/material\\_docente/bajar?id\\_material=183329](https://www.u-cursos.cl/ingenieria/2008/2/ME58B/1/material_docente/bajar?id_material=183329), fecha de consulta: Octubre de 2017.
- [20] Kurz, W., & Fisher, D. J. (1984). *Fundamentals of solidification.* Suiza: Trans Tech Publications.
- [21] University of Cambridge. (2015). *Constitutional Undercooling.* Obtenido de DoITPoMS: [https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/solidification\\_alloys/undercooling.php](https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/solidification_alloys/undercooling.php), fecha de consulta: Octubre de 2017.
- [22] Jivang, Z. (2009). Colour metallographic of cast iron. *Serial report*, 255-267.
- [23] Hu, X., Li, S., Chen, W., Gao, S., Liu, L., & Fu, H. (2009). Primary dendrite arm spacing during unidirectional solidifications of Pb-Bi peritectic alloys. *Journal of Alloys and Compounds, China*, 631-636.
- [24] Liang, Y. J., Li, A., Cheng, X., & Pang, X. T. (2016). Prediction of primary dendritic arm spacing during laser rapid directional solidification of single-crystal nickel-base superalloys. *Journal of Alloys and Compounds, China*, 133-142.
- [25] Enríquez Berciano, J. L., Tremps Guerra, E., De Elío de Bengy, S., & Fernández Segovia, D. (2009). *Colada del acero.* Obtenido de SCRIBD: <https://es.scribd.com/document/35326083/Monografia-Colada-y-solidificacion-del-acero>, fecha de consulta: Octubre de 2017.
- [26] Ruiz-Aparicio, A. (2004). Evolution of microstructure in Nb-bearing microalloyed steels produced by the compact strip production process. *M.Sc. Thesis.* University of Pittsburgh.
- [27] Lan, P., Song, L., Du, C., & Zhang, J. (2014). Analysis of solidification microstructure and hot ductility of Fe-22Mn-0.7C TWIP steel. *Materials Science and Technology, China*, 1297-1304.







- [28] Yang, J., Wang, Y.-N., Ruan, X.-M., Wang, R.-Z., Khu, K., Fan, Z.-J., . . . Jiang, X.-F. (2015). Effects of Manganese Content on Solidification Structures, Thermal Properties, and Phase Transformation Characteristics in Fe-Mn-Al-C Steels. *Metallurgical and materials transactions B*, China, 1365-1375.
- [29] Wang, K., Wang, D., & Han, F. (2016). Effect of crystalline grain structures on the mechanical properties of twinning-induced plasticity steel. *Acta Mechanica Sinica*, China, 181-187.
- [30] Lan, P., & Zhang, J. (2016). Thermophysical Properties and Solidification Defects of Fe-22Mn-0.7C TWIP Steel. *Steel Research International*, China, 250-261.
- [31] Christian, J., & Mahajan, S. (1995). Deformation twinning. *Progress in Materials Science*, Inglaterra, 1-157.
- [32] Niewczas, M. (2007). Chapter 75 Dislocations and Twinning in Face Centred Cubic Crystals, Editor(s): F.R.N. Nabarro, J.P. Hirth, In *Dislocations in Solids*, Elsevier, 263-364.
- [33] UPV. (23 de Octubre de 2017). *Maclas de deformación*. Obtenido de UPV: [https://www.upv.es/materiales/Fcm/Fcm04/pfcm4\\_3\\_11.html](https://www.upv.es/materiales/Fcm/Fcm04/pfcm4_3_11.html), fecha de consulta: Octubre de 2017.
- [34] De Cooman, B. C., Estrin, Y., & Kim, S. K. (2017). Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. *Acta Materialia*, República de Corea, 283-362.
- [35] Pla-Ferrando, R., Sánchez, S., Selles, M., & Martínez, A. (2011). *TWIP/TRIP Steels. Future trends in automotive industries*. Obtenido de ANNALS of the ORADEA UNIVERSITY: <https://imtuoradea.ro/auo.fmte/files-2011-v3/MECANICA/PLA-FERRANDO.pdf>, fecha de consulta: Octubre de 2017.
- [36] Yuan, G., & Huang, M. (2014). Super strong nanostructured TWIP steels for automotive applications. *Progress in Natural Science: Materials International*, 50-55.





- [37] WorldAutoSteel. (2017). *Twinning-Induced Plasticity (TWIP) Steel*. Obtenido de WorldAutoSteel: <http://www.worldautosteel.org/steel-basics/steel-types/twinning-induced-plasticity-twip-steel/>, fecha de consulta: Agosto de 2017.
- [38] Motor Chase. (2016). *Side impacts bars: which cars have it and which ones don't?* Obtenido de Motor Chase: <https://motorchase.com/en/2016/08/side-impact-bars-cars-ones-dont/>, fecha de consulta: Octubre de 2017.
- [39] Cahoon, J. R., Broughton, W. H., & Kutzak, A. R. (1971). The determination of yield strength from hardness measurements. *Metallurgical Transactions*, Canadá, 1979-1983.
- [40] Pavlina, E. J., & Van Tyne, C. J. (2008). Correlation of yield strength and tensile strength with hardness for steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, USA, 888-893.
- [41] Salas-Reyes, A. E. (2014). Estudio de la ductilidad en caliente de aceros Fe-Mn-C-Si-Al de plasticidad inducida por maclaje (TWIP). *Tesis doctoral*. Michoacán, México.
- [42] El-Bealy, M., & Thomas, B. G. (1996). Prediction of Dendrite Arm Spacing for Low Alloy Steel Casting Processes. *Metallurgical and materials transactions B*, USA, 689-693.
- [43] ASTM International. (1999). ASTM E 384. *Norma*.
- [44] Gutierrez-Urrutia, I., & Raabe, D. (2011). Dislocation and twin substructure evolution during strain hardening of an Fe-22 wt.% Mn-0.6 wt.% C TWIP steel observed by electron channeling contrast imaging. *Acta Materialia*, Alemania, 6449-6462.
- [45] Villanueva-Pérez, O. E. (2016). Determinación estadística del tamaño de dendritas en aceros de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) microaleados y solidificados en molde metálico. *Tesis de licenciatura*. Guanajuato, México.

