

# ACEROS COLADOS BAINÍTICOS LIBRES DE CARBUROS: CORRELACIÓN ENTRE PROPIEDADES MECÁNICAS Y MICROESTRUCTURA

Proyecto final para optar al grado de Ingeniero en Materiales

Departamento de Ingeniería en Materiales

Facultad de Ingeniería – UNMdP

Mar del Plata, junio de 2024

Autor: Pedro Iván Álvarez Alvarado

Contacto: [alvarezalvaradopedro@gmail.com](mailto:alvarezalvaradopedro@gmail.com)

DNI: 41.458.772

Matrícula: 14.041

Director: Dr. Ing. Alejandro Daniel Basso

Codirector: Dr. Ing. Diego Omar Fernandino



RINFI es desarrollado por la Biblioteca de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Mar del Plata.

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

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



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

# ACEROS COLADOS BAINÍTICOS LIBRES DE CARBUROS: CORRELACIÓN ENTRE PROPIEDADES MECÁNICAS Y MICROESTRUCTURA

Proyecto final para optar al grado de Ingeniero en Materiales

Departamento de Ingeniería en Materiales

Facultad de Ingeniería – UNMdP

Mar del Plata, junio de 2024

Autor: Pedro Iván Álvarez Alvarado

Contacto: [alvarezalvaradopedro@gmail.com](mailto:alvarezalvaradopedro@gmail.com)

DNI: 41.458.772

Matrícula: 14.041

Director: Dr. Ing. Alejandro Daniel Basso

Codirector: Dr. Ing. Diego Omar Fernandino



## Agradecimientos

Quiero agradecer el apoyo de mis padres y mi hermano durante los años que transité la carrera, sin el mismo no podría haberla llevado a cabo. También, a mis amigos y compañeros de cursada, que de una manera u otra me ayudaron e incentivaron a no bajar los brazos en ningún momento.

Agradezco al Área Metalurgia de INTEMA, por permitirme utilizar sus instalaciones y brindarme las herramientas necesarias para este trabajo. Y, por último, pero no menos importante, a mis tutores, el Dr. Alejandro Basso y el Dr. Diego Fernandino, por el tiempo, conocimiento y consejos que me han aportado tanto para este trabajo como para mi futuro tanto profesional como personal.



# Índice

Resumen .....	8
1. Introducción .....	10
1.1 Contexto.....	10
2. Revisión bibliográfica .....	13
2.1 Aceros bainíticos libres de carburos (ABLCL).....	13
2.1.1 Bainita .....	13
2.1.1.1 Historia.....	15
2.1.2 Morfología de ABLCL.....	16
2.1.3 Propiedades mecánicas ABLCL .....	19
2.1.3.1 Estudios previos.....	19
2.1.3.2 El rol de la austenita retenida en las propiedades mecánicas .....	21
2.1.3.3 Variables que afectan a las propiedades mecánicas.....	23
2.1.4 Efecto TRIP en ABLCL .....	25
2.1.5 Discusión sobre los ABLCL.....	26
2.2 Aceros colados bainíticos libres de carburos (ACBLCL) .....	26
2.2.1 Características microestructurales ACBLCL .....	27
2.2.2 Propiedades mecánicas de ACBLCL desarrolladas por AMI .....	28
2.2.3 Propiedades al impacto y fractomecánicas de ACBLCL desarrolladas por AMI .....	29
2.2.4 Discusión sobre los ACBLCL .....	30
2.3 Fractura.....	30
2.3.1 Modos de fractura.....	31
2.3.1.1 Fractura dúctil o rotura por dimples .....	31
2.3.1.2 Clivaje .....	33
2.3.1.2.1 Cuasi-clivaje .....	37
2.3.2 Aspectos microestructurales de la tenacidad a la fractura .....	38
2.3.2.1 Mecanismos de aumento de la tenacidad .....	39
2.3.2.2 Influencia de la calidad metalúrgica de la aleación en la tenacidad .....	40

2.3.2.3 Refinamiento microestructural .....	42
2.3.3 Fractura en ABLC .....	43
<b>3. Objetivos.....</b>	<b>49</b>
<b>4. Metodología experimental .....</b>	<b>50</b>
4.1 Introducción.....	50
4.2 Material de partida .....	50
4.2.1 Composición de aleaciones .....	50
4.2.2 Tratamientos térmicos empleados .....	51
4.2.3 Manipulación del material de trabajo .....	52
4.2.3.1 Testigos de tratamientos térmicos .....	52
4.2.3.2 Superficies de fractura .....	53
<b>5. Análisis de resultados .....</b>	<b>56</b>
5.1 Influencia del contenido de aleantes en la cantidad de austenita retenida presente en la microestructura y espesor de placa bainítica.....	56
5.1.1 Influencia en aceros A1 y A2 con 0.4-0.43%C.....	56
5.1.2 Influencia en aceros A3 y A4 con 0.7%C.....	60
5.1.3 Influencia en acero A5 con 0.8%C.....	62
5.2 Influencia del espesor de placa bainítica, composición química y microestructura sobre la resistencia mecánica, tensión de fluencia y dureza .....	64
5.3 Influencia de la composición química y microestructura sobre ductilidad, tenacidad al impacto y tenacidad a la fractura .....	67
5.3.1 Ductilidad.....	68
5.3.1.1 Análisis para aceros A1 y A2 con 0.4-0.43%C .....	68
5.3.1.2 Análisis para aceros A3 y A4 con 0.7%C .....	68
5.3.1.3 Análisis para acero A5 con 0.8%C .....	69
5.3.1.4 Influencia de la composición química .....	70
5.3.2 Tenacidad al impacto.....	72
5.3.2.1 Análisis para aceros A1 y A2 con 0.4-0.43%C .....	72
5.3.2.2 Análisis para aceros A3 y A4 con 0.7%C .....	73
5.3.2.3 Análisis para acero A5 con 0.8%C .....	74
5.3.2.4 Análisis de superficies de fractura de muestras de impacto.....	74



5.3.2.5 Influencia de la composición química .....	76
5.3.2.6 Análisis de factibilidad de efecto TRIP en propiedades al impacto .....	78
5.3.2.7 Discusión de resultados referidos a propiedades al impacto .....	79
5.3.3 Tenacidad a la fractura.....	80
5.3.3.1 Análisis para aceros A1 y A2 con 0.4-0.43%C .....	80
5.3.3.2 Análisis para aceros A3 y A4 con 0.7%C .....	81
5.3.3.3 Análisis para acero A5 con 0.8%C .....	81
5.3.3.4 Análisis de superficies de fractura de muestras $K_{IC}$ .....	81
5.3.3.5 Influencia de la composición química .....	83
5.3.3.6 Discusión de resultados referidos a propiedades fractomecánicas .....	84
5.4 Verificación de hipótesis del trabajo final realizado por Amundarray y Gómez.....	85
6. Conclusiones generales.....	86
7. Trabajos futuros .....	87
8. Bibliografía.....	88



## Resumen

El presente trabajo final se encarga de profundizar conocimientos acerca de la relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas (tracción, dureza e impacto) y fracto-mecánicas de los aceros colados bainíticos libres de carburos (ACBLC). Para ello, se vale de conocimiento y de material desarrollado previamente por el Área Metalurgia de INTEMA (AMI), obtenido tanto para artículos científicos como para la elaboración de tesis doctorales y de grado.

En este trabajo se emplearon cinco composiciones diferentes, las mismas se basaban en aceros de medio y alto C (entre 0.4 y 0.8 wt-%), con alto Si (aproximadamente 2 wt-%), Mn (entre 0.5 y 1 wt-%), temperatura de transformación bainítica entre 280 y 350 °C y tiempo de tratamiento entre una y seis horas. Los valores aproximados entre los que oscilaron las propiedades mecánicas fueron: Para la tensión de fluencia entre 1100 y 1700 MPa, para tensión de rotura entre 1400 y 1900 MPa, para ductilidad entre 2 y 18%, la dureza entre 40 y 54 HRC, la energía de impacto entre 6 y 33 J/cm<sup>2</sup> y para fractoténacidad entre 55 y 100 MPa.m<sup>1/2</sup>. El acero que presentó mejor balance de propiedades fue el denominado A2-330-1.5, con temperatura de transformación bainítica de 330 °C y tiempo de tratamiento de hora y media.

Los parámetros utilizados para evaluar la variación de las propiedades mecánicas fueron: La proporción de austenita retenida, el espesor de placa bainítica, la composición química y la existencia o no de efecto TRIP.

Se encontró beneficioso el efecto TRIP para las propiedades al impacto de los aceros analizados, y se sospecha que esto podría extenderse tanto para la ductilidad como para tenacidad a la fractura. Además, se encuentra evidencia que sugiere una variación de susceptibilidad hacia este efecto según la composición química del acero.

Otras observaciones interesantes son la mención del alto contenido inclusionario que presentan los aceros de este trabajo, lo cual podría producir un detrimento en las propiedades mecánicas encontradas, y el comentario sobre que para aceros de alto C (0.7-0.8 wt-%) se debe prestar atención al tipo y cantidad de aleantes empleados. Un elevado contenido de elementos formadores de carburos (Mn, Cr), promovieron la presencia de carburos no disueltos en la microestructura, estos influenciaron negativamente en las propiedades al impacto, fractoténacidad y ductilidad.

Finalmente, como se observó que la ocurrencia de efecto TRIP mejora las propiedades mecánicas y fracto-mecánicas, y que dicho efecto ocurre según ciertas condiciones de la austenita retenida presente en la microestructura, se proponen estudios futuros acerca de evaluar como la cantidad, morfología (en placas o en bloques) y composición química de la misma afecta su capacidad de sufrir efecto TRIP.



# 1. Introducción

## 1.1 Contexto

El acero es uno de los materiales más importantes en la industria, debido a las propiedades mecánicas que puede desarrollar a un bajo costo relativo de obtención. Estas propiedades pueden ser la resistencia a la tracción, tenacidad y ductilidad, las cuales, a su vez, pueden llegar a controlarse mediante el agregado de elementos de aleación, tratamientos térmicos, o una mezcla de ambas variables. Además, presentan la ventaja de poseer variados métodos de procesamiento, ya que pueden ser colados o trabajados termomecánicamente a partir de láminas o barras, variando así sus propiedades mecánicas finales.

Durante las últimas décadas, han tomado relevancia los aceros bainíticos libres de carburos, los cuales presentan alta resistencia mecánica a un costo menor que los aceros convencionales de alta resistencia. Este tipo de acero presenta una elevada cantidad de austenita retenida en su microestructura a temperatura ambiente, y a diferencia de los aceros bainíticos convencionales, no presentan carburos en su estructura. Para lograr esto, se debe agregar a la composición del acero al menos un 1.5% de Si.<sup>1</sup> Este elemento inhibe la precipitación de carburos propios de la bainita convencional, posibilitando el enriquecimiento de C de la austenita, lo cual la hace más estable a temperatura ambiente. A su vez, el agregado de Si reduce la temperatura de inicio de transformación martensítica (Ms). Este efecto combinado posibilita la aparición de austenita a temperatura ambiente, lográndose así estructuras compuestas por ferrita bainítica y austenita retenida. Esta microestructura combina fases tenaces dispersas en dominios muy pequeños, lo que permite alcanzar propiedades mecánicas muy elevadas, logrando importantes relaciones de resistencia a la rotura y tenacidad.

Este tipo de aceros ha motivado la realización de numerosos estudios en los últimos años.<sup>2,3,4,5</sup> Los mismos se han realizado en su mayoría sobre aceros que han sufrido, luego de ser colados, un tratamiento termomecánico de homogeneizado químico (laminado o forjado) previo al ciclo térmico que se utiliza para obtener las estructuras bainíticas, denominado de austemperizado.<sup>6</sup> Este tipo de tratamientos termomecánicos posibilitan la obtención de estructuras sin defectos de colada, como pueden ser los rechupes o porosidad, además de disminuir posibles segregaciones de elementos químicos. Es ampliamente reconocido que estos defectos, típicos de estructuras coladas, muestran un efecto negativo sobre las microestructuras obtenidas (previo o posterior a tratamientos térmicos) y a sus propiedades mecánicas.

Sin embargo, muchas piezas de acero relacionadas con industrias como la automotriz, minera o petrolera se obtienen a través de la técnica de fusión y colado (cigüeñales, arboles de leva, cuerpos de bomba, partes de suspensión, etc.) y dichas piezas poseen geometrías y espesores variables.<sup>6</sup> Como se mencionó, las propiedades mecánicas de las piezas coladas suelen ser peores que aquellas obtenidas por laminación o forja, debido a que es más probable hallar mayor variedad y número de defectos en las primeras. Estos defectos dependerán en gran medida de la estructura de solidificación y de la segregación

química resultante, por ende, de la composición química. Por ello, puede que algunas composiciones que son óptimas para una pieza obtenida por un tratamiento termomecánico no lo sean cuando la pieza se obtiene por colado. Este hecho establece que es necesario desarrollar composiciones específicas para piezas que sean producidas por colado y realizar estudios sobre ellas, obteniendo así una mejor respuesta cuando las piezas se obtengan por este método de producción.

En este contexto, desde el año 2013 el Área Metalurgia de INTEMA (AMI) ha comenzado a estudiar el desarrollo de piezas coladas de aceros bainíticos libres de carburos (ABLC) en el marco de una tesis doctoral.<sup>6</sup> El objetivo general planteado es la generación de conocimientos sobre aspectos metalúrgicos referidos al proceso de obtención y caracterización de los ABLC colados, haciendo hincapié en el estudio de su solidificación, sus transformaciones en estado sólido, tratamientos térmicos y propiedades mecánicas. Hasta la fecha, se han diseñado y producido aceros colados de alto silicio de diversas composiciones químicas. Sobre estos aceros, se ha estudiado su micro y macroestructura de solidificación, especialmente en lo referido al patrón dendrítico originado durante la solidificación y la distribución de elementos de aleación en las matrices metálicas por efecto de la microsegregación.<sup>7</sup> Luego, se planteó y validó un procedimiento para determinar el máximo diámetro de pieza que puede ser correctamente austemperada, obteniendo una microestructura completamente bainítica libre de carburos, a partir de estudios basados en el análisis de la templabilidad.<sup>8</sup> Posteriormente, se estudió la transformación bainítica de los distintos aceros, teniendo en cuenta los niveles de microsegregación previamente determinados. A partir de este estudio se determinaron los tiempos mínimos de transformación de cada acero a una temperatura determinada.<sup>9</sup> Por último, se comenzó con la caracterización mecánica de las distintas variedades microestructurales desarrolladas. Los ensayos de tracción han permitido concluir que es posible obtener distintas combinaciones de resistencia y ductilidad, logrando en algunos casos propiedades a la tracción remarcables y superiores a las de otros aceros especiales de mayor costo relativo.

Con todo ese conocimiento adquirido, en el año 2019 se comenzó a desarrollar un trabajo final de grado<sup>10</sup> con el objetivo de estudiar las variables implicadas en las propiedades de tenacidad al impacto y a la fractura; principalmente en la determinación de la influencia de la composición química y los parámetros de los tratamientos térmicos empleados. Resumidamente, en ese trabajo se observó un aumento en la tenacidad a la fractura y al impacto con el incremento en la cantidad de austenita retenida en la microestructura, y un decrecimiento en dureza y tensión de fluencia con el aumento de la temperatura de tratamiento de austemperizado (para igual composición química).<sup>10</sup> Sin embargo, durante la discusión de resultados presentados, algunas de las propiedades mecánicas analizadas se explicaron sobre la base de la potencial presencia de fases en la microestructura, las cuales no pudieron ser verificadas por cuestiones de disponibilidad de equipamiento y por las restricciones sanitarias impuestas durante la pandemia del COVID 19.

En este contexto, el presente trabajo final pretende avanzar en el entendimiento de la relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas (tracción, dureza e impacto) y fracto-mecánicas de los ABLC colados. Para ello, y haciendo uso de los resultados presentados en el trabajo de fin de grado de Amundarray y Gómez (2021)<sup>10</sup>, se propone

verificar las hipótesis utilizadas por medio de un estudio secuencial y sistemático microestructural, sumado a un análisis comparativo con las propiedades mecánicas.

## 2. Revisión bibliográfica

En este capítulo se desarrollan algunos conceptos teóricos necesarios para un mejor entendimiento del trabajo realizado. Se tratarán temas relacionados a la importancia tecnológica de estos aceros, su microestructura, transformaciones y valores típicos de sus propiedades mecánicas. También se hará un repaso de algunos conceptos de superficies de fractura.

### 2.1 Aceros bainíticos libres de carburos (ABLCL)

#### 2.1.1 Bainita

La bainita es una fase del acero que se forma por debajo de las temperaturas a las que la austenita se transforma en perlita, pero por encima de las cuales a las que se transforma en martensita. Con esta otra fase comparte la similitud de que ambas se obtienen a través de mecanismos desplazativos. Debido a las bajas temperaturas de transformación, y, por ende, movilidad atómica, la energía libre para la transformación de estas fases sufre un aumento que permite la formación de una red mediante el movimiento coordinado de átomos a través de la intercara.<sup>1</sup>

En la Figura 2-1 se puede observar un diagrama Temperatura-Tiempo-Transformación (diagrama TTT) junto a una porción del diagrama de equilibrio Fe-C. El diagrama TTT es un recurso que permite estudiar con más detalle la naturaleza de las transformaciones de fase que tienen lugar en un acero. En general, se conforma por dos curvas en forma de letra "C" situadas en intervalos diferentes de temperatura. La curva superior representa el tiempo requerido para que se produzca el inicio de las transformaciones reconstructivas a ferrita o perlita, mientras que la inferior corresponde a la formación desplazativa (o displaciva) de bainita, ferrita acicular o ferrita Widmanstätten. Se observa además una línea horizontal inferior que se corresponde con la temperatura  $M_s$  de inicio de la transformación martensítica. Aunque en algunos aceros las dos curvas C pueden solapar, en ocasiones puede observarse una línea horizontal sobre la curva C inferior, que indica la máxima temperatura,  $T_h$ , a la cual se puede formar la ferrita por un mecanismo displacivo, ya sea ferrita Widmanstätten, ferrita acicular o bainita.



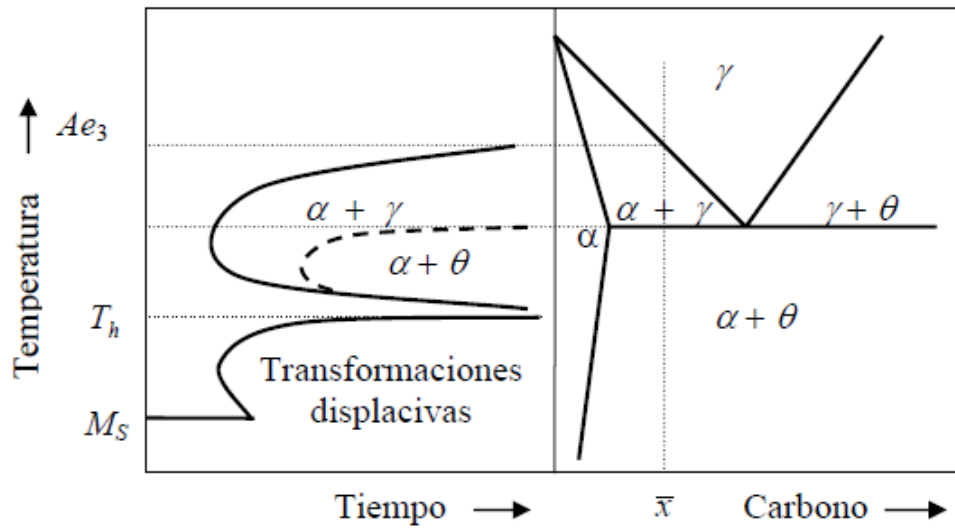


Figura 2-1. Diagrama TTT de un acero hipoeutectoide con un contenido de carbono  $x$  y el correspondiente diagrama de fases.

La microestructura de la bainita se compone de unidades de ferrita separadas por cementita, austenita retenida o martensita, y la misma nuclea en los bordes de grano austenítico. Las unidades de ferrita que la componen se encuentran agrupadas bajo una misma orientación cristalográfica constituyendo lo que se denomina plumas de bainita.<sup>1</sup> Además, las características comentadas de la bainita son las que establecen las diferencias con la ferrita acicular, que nuclea heterogéneamente en inclusiones no metálicas, y sin un orden específico entre unidades. La Figura 2-2 muestra un esquema de lo enunciado previamente.

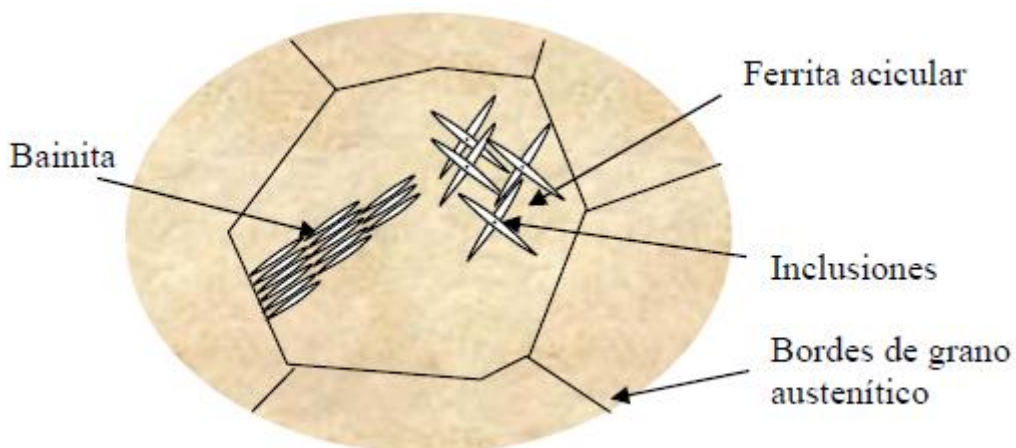
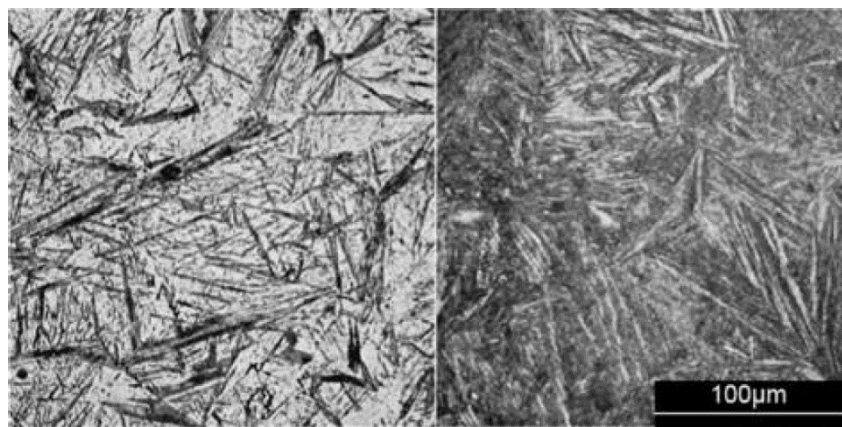


Figura 2-2. Esquema y morfología de la bainita y de la ferrita acicular.<sup>1</sup>

### 2.1.1.1 Historia

Bain y Davenport fueron los primeros en identificar una microestructura bainítica en el año 1930, la cual fue obtenida mediante tratamientos isotérmicos partiendo desde una matriz austenítica. Cuando la temperatura era lo suficientemente baja, observaron que la ferrita y la cementita no crecían como láminas paralelas (como en la perlita) sino que adquirían una forma irregular tipo “listón”. En su momento, reportaron el descubrimiento de un “agregado acicular” que al ser atacado se volvía oscuro, se formaba en el rango de temperaturas entre el de la perlita y la martensita, y era diferente a estas microestructuras. En aquel entonces, llamaron a esta microestructura “martensita – troostita”, aunque luego recibió el nombre de “bainita” en honor a Bain. Algunas de las microestructuras obtenidas en aquel momento por Bain y Davenport se muestran en la Figura 2-3.<sup>11</sup>



**Figura 2-3.** Primeras metalografías de una microestructura bainítica, obtenidas en 1930.<sup>11</sup>

Sin dudas, de todas las transformaciones de la austenita, la bainítica sigue siendo la menos comprendida. Aún en la actualidad se sigue debatiendo acerca del carácter de la transformación bainítica, en lo que se denomina “The Bainite Controversy (La controversia de la Bainita)”, que enfrenta dos teorías. La primera involucra una transformación con difusión controlada, es decir, una transformación reconstructiva en la cual, la cementita y la ferrita crecen simultánea y cooperativamente, resultando en la formación y crecimiento de “listones”. La segunda teoría, que en la actualidad es la más aceptada, está relacionada con una transformación de carácter desplazativo. En este caso, se explica la formación de la bainita mediante la nucleación autocatalítica y crecimiento sucesivo de subunidades. Las subunidades de ferrita bainítica crecen sobresaturadas en carbono, provocando una relajación plástica de la austenita circundante y luego expulsan el carbono excedente hacia la austenita.<sup>11</sup>

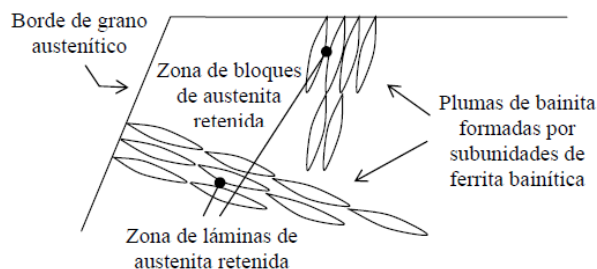
Según Caballero<sup>12</sup>, la principal razón que dificulta el entendimiento completo de la transformación bainítica, es la diversidad de mecanismos de transformación participantes y de aceros con diferente composición química, haciendo difícil encontrar una definición de bainita que englobe todas las posibles microestructuras observadas. Por estas razones, quizás la mejor definición de bainita es: “microestructura consistente en agregados no laminares de ferrita y cementita, que puede contener martensita y/o austenita retenida y

se forma a partir de la austenita a temperaturas intermedias entre las de la transformación perlítica y martensítica”.<sup>6</sup>

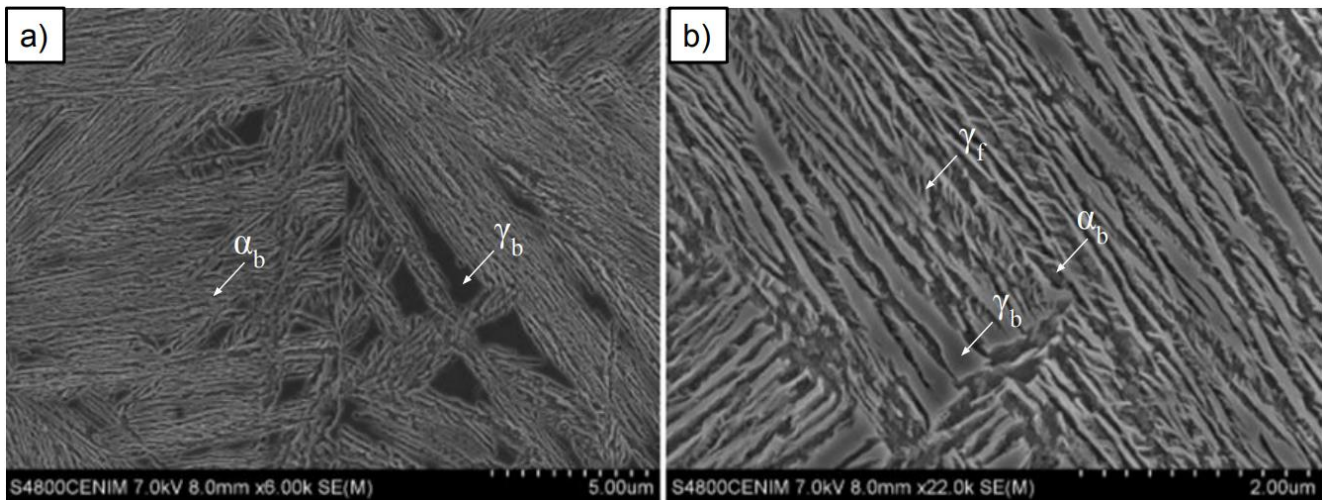
A lo largo de muchos años, los aceros bainíticos no pudieron superar la performance de aquellos templados y revenidos, ya que las grandes partículas de cementita producían una fragilización del material, razón por la cual la bainita tuvo poco éxito comercial durante algunas décadas. Sin embargo, el panorama cambió cuando en los años 60, Henemann y sus colaboradores notaron que la precipitación de carburos durante la transformación bainítica era suprimida en aceros con alto contenido de silicio.<sup>13</sup> Esto permitió obtener microestructuras compuestas por ferrita y austenita retenida, lo cual justificó realizar un mejor estudio de la morfología y cristalografía en el mecanismo de transformación bainítica. El mejor entendimiento de la bainita, que surgió consecuentemente luego de posteriores investigaciones en el área, contribuyó al surgimiento de un gran interés comercial en este tipo de microestructuras.

### 2.1.2 Morfología de ABLC

La microestructura de la bainita libre de carburos consiste en subunidades de ferrita,  $\alpha_b$  (generalmente con morfología de placa), rodeadas por austenita retenida con dos morfologías posibles bien diferenciadas: en forma de láminas,  $\gamma_f$  (austenita “film”), y en forma de bloques,  $\gamma_b$  (austenita “blocky”), ambas esquematizadas en la Figura 2-4. La austenita residual presente entre las subunidades de  $\alpha_b$  de una misma pluma adquiere forma de láminas, y su contenido en carbono depende del estadio de la transformación en que se produjo su aislamiento. La concentración de carbono en la austenita es mayor para la forma de láminas que para la forma blocky, debido a la distancia a la ferrita que actúa como fuente de carbono en la transformación.<sup>1</sup> La Figura 2-5 muestra la microestructura típica de un acero bainítico alto en silicio. En la Figura 2-5a se muestra un borde de grano, plumas de bainita y austenita blocky, mientras que la Figura 2-5b muestra en detalle las placas de ferrita (fase oscura) y la austenita (fase clara) dentro de una pluma.



**Figura 2-4.** Esquema de la microestructura bainítica en aceros de alto silicio.<sup>1</sup>



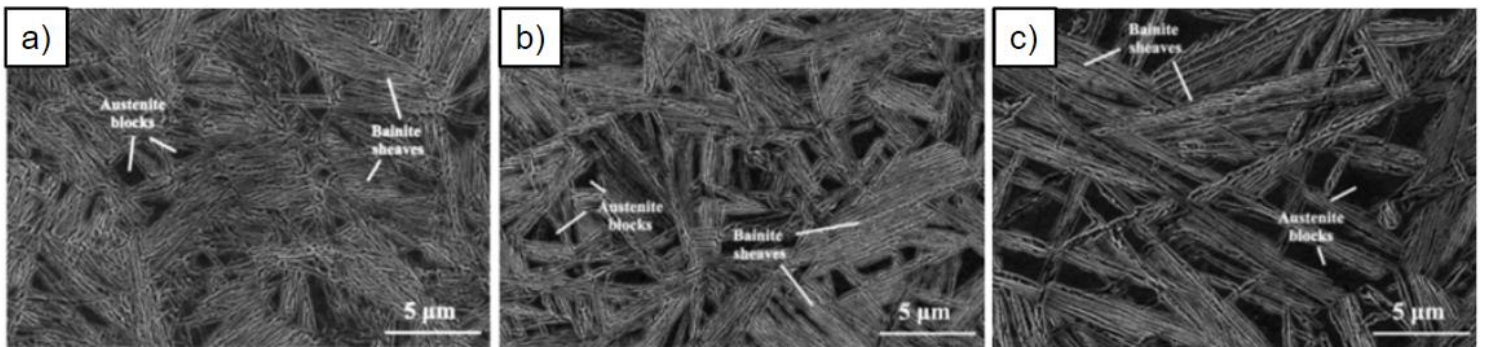
**Figura 2-5.** Microestructura bainítica libre de carburos obtenidas por A. Basso en CENIM. La imagen a) muestra un borde de grano austenítico, plumas de bainita y austenita blocky. La imagen b) muestra las subunidades de ferrita (fase oscura) y austenita film (fase clara) dentro de una pluma de bainita.<sup>6</sup>

Por otro lado, la temperatura de transformación bainítica ( $T_{BI}$ ), también denominada de austempering, tiene una marcada influencia en las microestructuras resultantes de los tratamientos térmicos. A menores temperaturas de transformación, la austenita residual presenta una mayor concentración de carbono. Si el contenido de carbono de la austenita residual es mayor, como consecuencia de una menor temperatura de austempering, se podrá obtener una mayor fracción de ferrita bainítica. Esto significa que los tratamientos térmicos realizados a baja temperatura en el intervalo [Ms-Bs] llevan a microestructuras con menor cantidad de austenita retenida y, consecuentemente, con mayor concentración de carbono (en la austenita). Por el contrario, los aceros tratados a alta temperatura tendrán un mayor porcentaje de austenita retenida y su concentración en carbono será menor (en la austenita). Además, ha sido reportado que a menores temperaturas se reduce también la fracción relativa de austenita blocky, es decir, la proporción de austenita retenida que corresponde a austenita con morfología de bloques también es menor a menores  $T_{BI}$ . Esto es muy importante, pues numerosos autores afirman que la austenita blocky es responsable de una baja tenacidad y por esta razón se debe evitar. Por último, a menores temperaturas, la austenita a partir de la cual se forman las subunidades de ferrita bainítica es más resistente y, por lo tanto, las subunidades son más pequeña y de menor espesor, siendo a su vez también más resistentes.<sup>14</sup> La Tabla 2-1 muestra un resumen de los efectos de la  $T_{BI}$  sobre la microestructura resultante.

**Tabla 2-1.** Efectos de la temperatura de transformación en la microestructura resultante.

Baja temperatura	Alta temperatura
Menor cantidad de austenita retenida	Mayor cantidad de austenita retenida
Menor proporción de austenita blocky	Mayor proporción de austenita blocky
Mayor concentración de carbono en la austenita	Menor concentración de carbono en la austenita
Subunidades de ferrita más pequeñas y de menor espesor	Subunidades de ferrita más grandes y de mayor espesor

En la Figura 2-6a, b y c se puede observar el efecto sobre la microestructura bainítica libre de carburos de un acero de alto C y alto Si, aleado con Cr, Ni y Mo, cuando se varía la  $T_{BI}$ . Estas imágenes fueron obtenidas por Avishan.<sup>15</sup> Las temperaturas empleadas fueron 200, 250 y 300 °C respectivamente, y se puede observar que cuanto menor es la  $T_{BI}$ , más refinada la estructura. En la Tabla 2-2 se listan valores obtenidos sobre características microestructurales de los aceros del trabajo de Avishan.<sup>15</sup>



**Figura 2-6.** Efecto de la temperatura sobre la microestructura de aceros bainíticos de alto silicio.  
 a)  $T_{BI} = 200$  °C. b)  $T_{BI} = 250$  °C. c)  $T_{BI} = 300$  °C.<sup>15</sup>

**Tabla 2-2.** Parámetros microestructurales de un acero tratado a diferentes  $T_{BI}$ .<sup>15</sup>

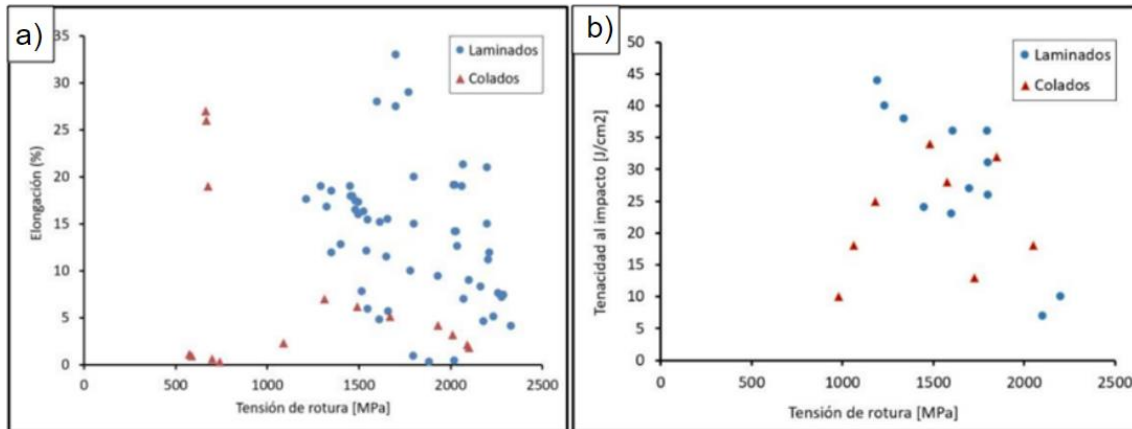
Temperatura	200 °C	250 °C	300 °C
Fracción de bainita (%)	67	63	56
Espesor de las subunidades [nm]	35	53	67
Fracción de austenita (%)	33	37	44
Proporción de austenita blocky (%)	70	75	79
Espesor de austenita film [nm]	30	42	45
Tamaño de austenita blocky [nm]	598	807	1126

## 2.1.3 Propiedades mecánicas ABLC

### 2.1.3.1 Estudios previos

Numerosos autores destacan que los ABLC son potencialmente capaces de combinar altos valores de ductilidad con elevada resistencia mecánica. Esto se debe a la combinación de fases dúctiles en dominios muy pequeños: Estos aceros tienen un tamaño de grano aparente menor a  $1\ \mu\text{m}$ , valor que es imposible de obtener en otro tipo de aceros.

En la tesis doctoral realizada en el INTEMA por Tenaglia<sup>6</sup> se realizó una recopilación de propiedades mecánicas de ABLC tanto laminados como colados, obtenidas de diferentes estudios. Estos se pueden observar en la Figura 2-7.



**Figura 2-7.** Propiedades mecánicas de ABLC reportadas en bibliografía. a) Elongación vs Tensión de rotura y b) Tenacidad al impacto vs Tensión de rotura.<sup>6</sup>

Estos aceros presentan una amplia gama de propiedades mecánicas, con tensiones de rotura entre 600 y 2300 MPa y una energía de impacto de hasta  $45\ \text{J}/\text{cm}^2$ . Algunos autores han reportado combinaciones de valores de resistencia y ductilidad excelentes, como puede observarse en la Figura 2-7a, donde para una composición y temperatura de tratamiento dadas se logró alcanzar 2070 MPa de tensión de rotura y 21% de elongación. Al comparar los valores obtenidos se observa que las propiedades mecánicas de los aceros colados son inferiores a las de los aceros laminados. Esto es esperable ya que las piezas coladas poseen defectos de colado (como poros y microrechupes) y una heterogeneidad en cuanto a composición química que disminuyen las propiedades mecánicas.

La tenacidad a la fractura es otra de las características sobresalientes de los ABLC. Caballero destaca que el pequeño tamaño de grano efectivo junto a la ausencia de fases frágiles (como la cementita y la martensita) justifican el comportamiento de estos aceros frente a la fractura. La Figura 2-8 muestra valores de tenacidad a la fractura y resistencia mecánica de aceros bainíticos, aceros templados y revenidos (QT) y aceros Maraging. Lo más destacable es que la performance de los ABLC (en cuestión de tenacidad a la fractura y resistencia mecánica) se equipara con la de aceros los Maraging, que son significativamente más costosos.<sup>16</sup>

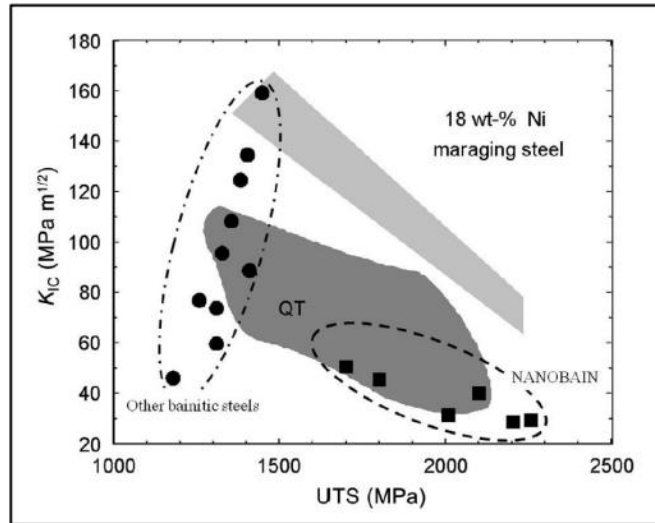


Figura 2-8. Tenacidad a la fractura vs. resistencia mecánica de aceros bainíticos y otros aceros.<sup>16</sup>

En cuanto a la fatiga, hay un interesante desarrollo de ABLC para la fabricación de ejes (sufren tensiones alternas), haciendo que la resistencia a la fatiga sea muy importante. Las curvas S-N (tensión-número de ciclos) de un ABLC correspondiente a ensayos de tensión cíclicos se muestran en la Figura 2-9. La composición química del acero ensayado era Fe-0.8C-1.59Si-2.01Mn-1.00Cr-0.24Mo-1.51Co-0.002P-0.002S (wt-%), y el tratamiento térmico consistió de una austenización a 900 °C durante 30 minutos, seguido de una transformación isotérmica a 200 °C durante 9 días, obteniéndose una proporción de bainita del 79% en la estructura final.<sup>17</sup> De la figura se desprende que la resistencia a la fatiga ( $N = 10^7$ ) es  $\sigma_{MAX} = 855$  MPa, superior al límite de fatiga reportado para aceros comerciales y aceros maraging.<sup>18</sup>

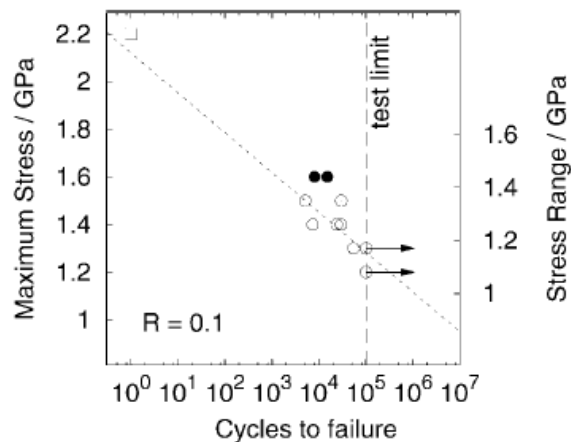


Figura 2-9. Curvas S-N de un acero bainítico libre de carburos.<sup>17</sup>

También debe destacarse el comportamiento tribológico de los ABLC. La caracterización al desgaste de aceros bainíticos libres de carburos ha sido reportada por algunos autores. Leiro comparó la resistencia al desgaste de un acero comercial de alto silicio austemperado a distintas temperaturas.<sup>19</sup> La Fig. 2-10a muestra la tasa de desgaste de las microestructuras obtenidas a distintas  $T_{BI}$ . En el gráfico se observa que la microestructura obtenida a menor temperatura es la que presenta mayor resistencia al mecanismo de rodadura/deslizamiento. En otro trabajo, Leiro concluyó que la resistencia al desgaste de ABLC es superior a la de aceros bainíticos convencionales.<sup>20</sup> Por último, se ha comparado el comportamiento al desgaste mediante abrasión por tres cuerpos de microestructuras perlítica, bainítica libre de carburos (obtenida a 200 °C) y martensítica de igual composición química. De este trabajo se concluyó que la microestructura bainítica presentó la mejor resistencia a la abrasión, debido a que fue la única que mostró endurecimiento superficial, tal como se muestra en la Fig. 2-10b, superando la dureza superficial de la martensita.<sup>21</sup>

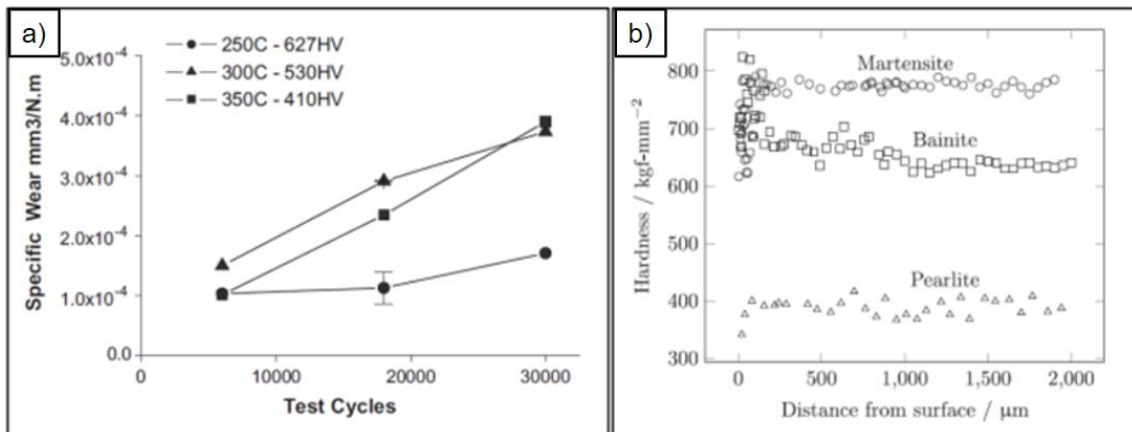


Figura 2-10. a) Tasa de desgaste de bainita libre de carburos obtenida a distintas  $T_{BI}$ .<sup>19</sup> b) Dureza en función de la distancia a la superficie de martensita, bainita libre de carburos y perlita luego de ensayos de abrasión de tres cuerpos.<sup>21</sup>

### 2.1.3.2 El rol de la austenita retenida en las propiedades mecánicas

Como se mencionó en secciones previas, los aceros bainíticos libres de carburos son potencialmente capaces de combinar ultra alta resistencia y alta ductilidad. Sin embargo, en muchas ocasiones, estos aceros no han logrado alcanzar las expectativas. Gran parte de los estudios reportados en bibliografía han desarrollado aleaciones de ultra alta resistencia, aunque muchas de esas aleaciones no presentaron altos valores de ductilidad. La Figura 2-11 muestra distintos valores reportados sobre aceros bainíticos libres de carburos recopilados de distintos estudios por Tenaglia. La Fig. 2-11a muestra que existe una dependencia entre la tensión de rotura de los aceros y la temperatura de austempering. De esta manera, es posible diseñar un acero con una determinada tensión máxima de rotura seleccionando una  $T_{BI}$  adecuada.

Por otro lado, la ductilidad ha sido extensamente estudiada en los últimos años, arrojando conclusiones distintas con el paso de los años. En general se acepta que a mayor



$T_{BI}$  la ductilidad aumenta, como consecuencia de una mayor cantidad de austenita retenida. Este concepto podría ser aplicado a una aleación en particular: definiendo una composición química, generalmente se logran mayores valores de ductilidad utilizando temperaturas de austempering más altas, tal como muestra la Fig. 2-12.<sup>22</sup> Sin embargo, existen aleaciones con más de 25% de austenita en su microestructura que presentaron fractura frágil con valores de elongación menores al 2%. Por el contrario, se han desarrollado aceros con 12% de austenita y elongación de casi 20%. Las Fig. 2-11b y c muestran que la ductilidad no tiene una clara dependencia de la temperatura de austempering ni de la cantidad de austenita retenida.

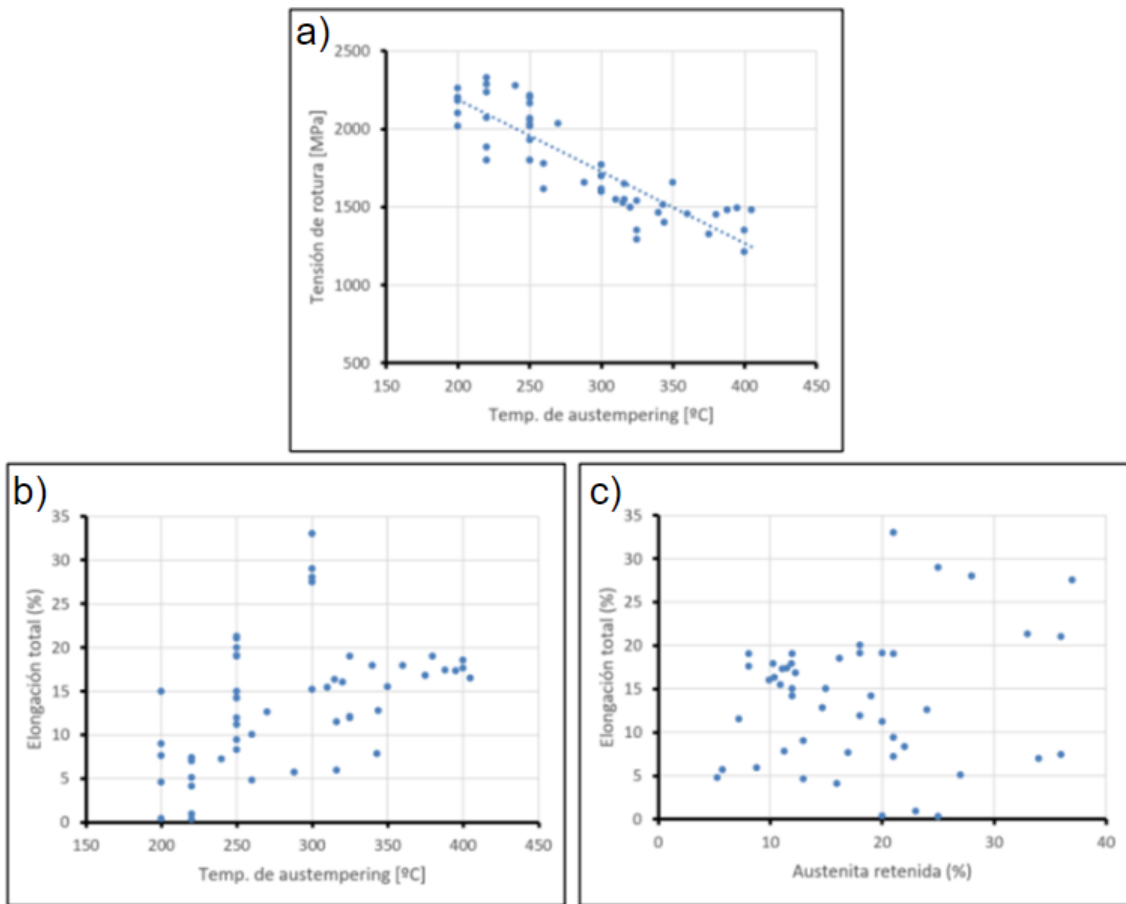


Figura 2-11. Propiedades mecánicas de ABLC reportadas en bibliografía. a) Tensión de rotura vs  $T_{BI}$ . b) Elongación vs  $T_{BI}$ . c) Elongación vs austenita retenida.<sup>6</sup>

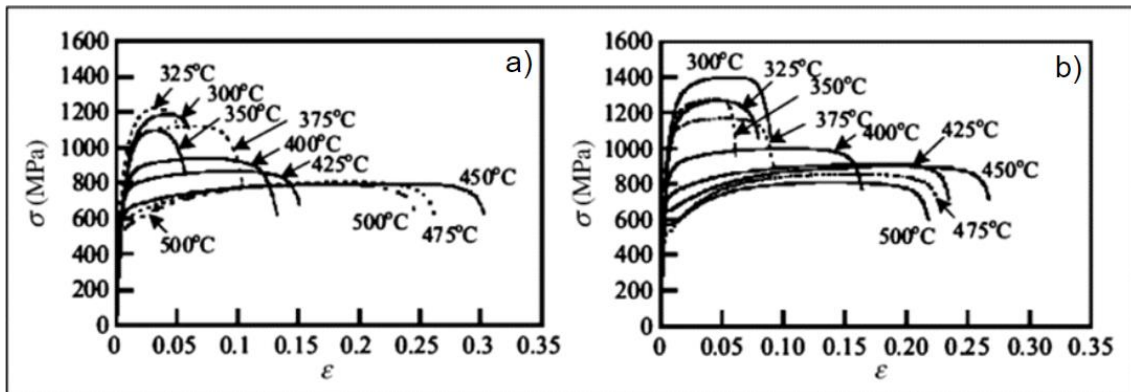


Figura 2-12. Curvas de tensión – deformación para aceros: a) 0.2C-1.5Mn-1.5Si y b) 0.2C-1.5Mn-1.5Si-0.048Nb austemperados a distintas temperaturas.<sup>22</sup>

En un principio se creía que un valor óptimo de austenita retenida le otorgaba la mayor elongación a los ABLC, sin embargo, ahora se cree que la ductilidad depende de la estabilidad de la austenita retenida.<sup>23</sup> La estabilidad de la austenita es la resistencia a su transformación por efecto de las deformaciones, tensiones y temperaturas, y depende de su composición química (especialmente su contenido de carbono), de su tamaño, de su morfología y de las propiedades de las fases que la rodean. En este sentido:

- La austenita con mayor contenido de aleantes es más estable.
- El carbono es el elemento de aleación que más afecta la estabilidad de la austenita.
- La austenita film es más estable que la austenita blocky.
- La austenita rodeada por bainita es más estable que aquella rodeada por ferrita de baja dureza.<sup>24</sup>

Según algunos autores, la ductilidad en aceros bainíticos libres de carburos está asociada a la transformación de la austenita retenida en martensita por efecto de la deformación, lo que resulta en el efecto TRIP (transformation induced plasticity), y que permite a estos aceros lograr un aumento de ductilidad. También se ha concluido que, para lograr aceros con alta ductilidad, es necesario que el efecto TRIP se desarrolle en un amplio rango de deformaciones. Para ello, es necesario una microestructura con distintas morfologías y tamaños de austenita retenida, lo cual da lugar a distintos niveles de estabilidad de la misma.<sup>14,25,26,27</sup>

Esta transformación se discutirá con mayor profundidad en las sección 2.1.4 del presente capítulo.

### 2.1.3.3 Variables que afectan a las propiedades mecánicas

Como se ha comentado previamente, una menor  $T_{BI}$  generará estructuras tanto con mayor dureza como mayor resistencia mecánica. En este tipo de aceros la tensión de fluencia y la dureza son mayores cuánto menor es el espesor de la placa bainítica. La forma de lograr esto es reduciendo la  $T_{BI}$  empleada, debido a que así se posee más energía libre para la nucleación, obteniéndose muchas placas de poco tamaño; además, a menores temperaturas la austenita presenta mayor límite elástico, o resistencia, lo que genera un

mayor refinamiento de la bainita que se forma. Por otra parte, se ha observado que a menores temperaturas también se produce un aumento en la densidad de dislocaciones, favoreciendo el endurecimiento.<sup>24,28</sup>

Es importante resaltar también que la reducción en la  $T_{BI}$  favorece la absorción de C por parte de la austenita, provocando mayores proporciones de bainita en la estructura final, pero a costas de que la reacción se vuelva más lenta. Este hecho es importante, ya que en este tipo de aleación se da un fenómeno conocido como “reacción incompleta” debido a la termodinámica asociada a la reacción bainítica. Lo más destacable de este fenómeno radica en que no se logra alcanzar la proporción de bainita dada por el equilibrio, sino que será siempre una fracción menor, y que cuanto más C posea la composición del acero, con más antelación se frenará el avance de la reacción, obteniéndose mayor proporción de austenita retenida, debido a que se alcanzará antes el equilibrio termodinámico entre la bainita y la austenita.<sup>28</sup>

Como se mencionó previamente en el apartado anterior, en la actualidad los valores de la ductilidad se han visto justificados mediante el efecto TRIP y la estabilidad de la austenita, que idealmente debe ser moderada, ni muy alta ni muy baja. Esta estabilidad dependerá fuertemente del contenido de C que contenga la aleación.

En lo que respecta a la tenacidad a la fractura, algunos autores han encontrado la existencia de temperaturas óptimas de austemperado. Esto quiere decir que la tenacidad iría en aumento con la temperatura de tratamiento, hasta que, por encima de cierto de valor, la tenacidad comenzaría a disminuir. La explicación podría recaer en que algunos de los factores que afectan la tenacidad (tamaño de grano, cantidad y estabilidad de la austenita, presencia de carburos y/o martensita) tienen tendencias opuestas al aumentar o disminuir la temperatura de austemperado.<sup>29,30,31,32</sup> Comportamientos similares se han reportado para la tenacidad al impacto.<sup>33</sup> En la Figura 2-13 pueden observarse tales comportamientos reportados por algunos de los autores.

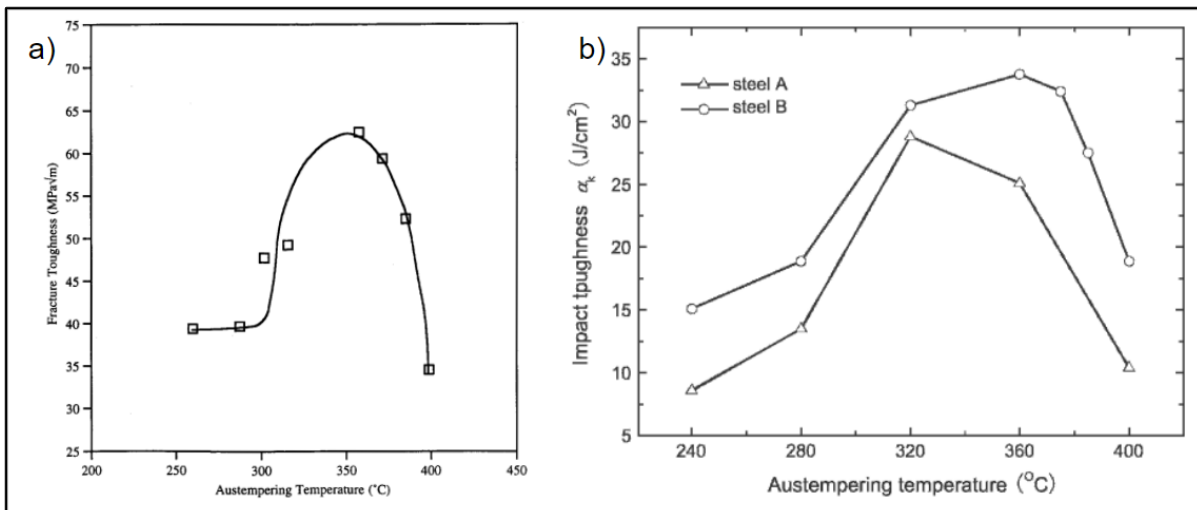


Figura 2-13. a)  $K_{IC}$  vs  $T_{BI}$ <sup>31</sup> y b) Energía de impacto vs  $T_{BI}$ .<sup>33</sup>

#### 2.1.4 Efecto TRIP en ABLC

Se conoce como efecto TRIP a cuando ocurre la transformación de austenita en martensita, al aplicarse una tensión o deformación al material. Existen aceros donde se busca que ocurra este fenómeno, estos aceros son conocidos por poseer una excelente combinación de resistencia y ductilidad, la cual es atribuida a la presencia de austenita a temperatura ambiente en la microestructura, que es una fase más dúctil y tenaz que la ferrita. Sin embargo, el gran logro de este tipo de aceros se da porque cuando se produce la transformación de austenita en martensita, se activan otras nuevas regiones para deformar, ya que la martensita presente (recién formada en una determinada zona) inhibe una mayor deformación en esa zona transformada. Por ejemplo, en un ensayo de tracción, cuando se ha alcanzado un nivel determinado de deformación en una zona, comienza la transformación en martensita y esto inhibe el acuellamiento en esta región. Esto genera posteriores deformaciones en otras regiones de la probeta, produciendo como resultado final un retardo en la rotura y una mayor deformación y endurecimiento por deformación. Otro fenómeno adicional que incrementa la tenacidad en este tipo de aceros está relacionado con la hipótesis que la tenacidad también se incrementa por el efecto de arresto o cierre de la fisura (“crack closure”) por el carácter expansivo de la transformación. La martensita formada alrededor de la fisura estaría generando un campo de tensiones de compresión sobre la fisura, deteniendo su crecimiento.<sup>34</sup>

Muchos autores atribuyen la performance de los ABLC, tanto en ductilidad como propiedades al impacto y fractomecánicas, al efecto TRIP.

El consenso actual indica que la ductilidad está controlada por la cantidad de austenita retenida y su capacidad de mejorar la elongación a la rotura a través del endurecimiento por deformación, y por el efecto TRIP, debido a que se aplican bajas velocidades de deformación en los ensayos a tracción, y el efecto puede desarrollar su máximo potencial. El efecto TRIP también puede ser beneficioso en lo que respecta a las propiedades al impacto y fractomecánicas, principalmente cuando se posee una austenita con estabilidad moderada, debido a que parte de la energía se absorbería para la transformación. Además, como se mencionó anteriormente, la transformación de austenita a martensita podría generar un aumento de volumen que ayudaría al cierre de fisuras cercanas.<sup>24,34,35</sup>

Como se detalló previamente, entonces, la situación deseable es la de poseer austenita estable mecánicamente, pero no en exceso, es decir una estabilidad moderada. La estabilidad está determinada fuertemente por la composición química, por la magnitud en que se disminuye la temperatura  $M_d$ , que es la temperatura por encima de la cual la transformación no puede inducirse por deformación. Lo que se esperaría entonces, es que un acero con mayor contenido de aleantes (siendo el C el más influyente) presente una austenita de mayor estabilidad debido a que se poseería una menor temperatura  $M_d$ , haciendo menos favorable la transformación a martensita inducida por deformación. Cabe destacar que, en lo que respecta a la morfología de la austenita, la de tipo film es más estable que la blocky debido a que la primera presenta una mayor cantidad de C, siendo menos favorecida la transformación de fase a martensita.<sup>26</sup>

### 2.1.5 Discusión sobre los ABLC

Como se mencionó previamente, los ABLC son actualmente uno de los aceros más atractivos para las industrias automotriz, minera, petrolera y otras, que requieran componentes confiables, aun cuando son sometidos a altas exigencias mecánicas. Esto, combinado además con un bajo costo relativo de producción, han motivado la realización de numerosos estudios, razón por la cual es posible encontrar una amplia bibliografía para este material y sus variantes como: TRIP, nanobainita, e incluso fundiciones de hierro nodular austemperadas (ADI). En los últimos 20 años ha habido un importante avance en la caracterización de este tipo de aceros, impulsados fundamentalmente por el Prof. Harry Bhadeshia (Universidad de Cambridge) y por la Dra. Francisca Caballero (CENIM, Madrid). Estos grupos han podido realizar una completa caracterización de las transformaciones y microestructuras relacionadas a la bainita libre de carburos. Además, han logrado optimizar composiciones químicas y tratamientos térmicos que han permitido obtener propiedades mecánicas realmente sorprendentes. Sin embargo, es importante destacar que estos estudios fueron realizados sobre aceros homogeneizados y forjados o laminados.

En cuanto a aceros colados bainíticos libres de carburos (ACBLC), la cantidad de trabajos reportados en la literatura es escasa, razón por la cual se cree que es un tema que puede y debe ser abordado, principalmente si se desea incluir a estas microestructuras en el mercado de piezas coladas. A su vez, la revisión bibliográfica ha permitido concluir que es necesario evaluar cómo la estructura de solidificación, la microsegregación y otros defectos presentes en piezas coladas afectan los parámetros de tratamientos térmicos, las microestructuras obtenidas y las propiedades mecánicas finales de este tipo de aceros.

En este contexto, con el desarrollo del presente trabajo final, se pretende avanzar hacia en el entendimiento de las variables químicas y parámetros de tratamiento térmico sobre las propiedades mecánicas resultantes, haciendo principal hincapié en propiedades de impacto y tenacidad a la fractura.

## 2.2 Aceros colados bainíticos libres de carburos (ACBLC)

La mayor parte de los desarrollos documentados sobre aceros de alta resistencia se han llevado adelante sobre aceros laminados, siendo aún muy escasa la información referida a las posibilidades de desarrollo de aleaciones y procesos adecuados para la fabricación de partes coladas. Esta constituye un área de vacancia importante, ya que existen numerosas partes que podrían fabricarse mediante el proceso de colado y ser luego tratadas térmicamente para alcanzar su máxima resistencia, como partes de minería, agroindustria, labranza de suelos, cosechadoras, etc. En las partes coladas, la homogeneidad química está fuertemente condicionada por el proceso de solidificación, que invariablemente involucra la microsegregación de los elementos de aleación. La literatura muestra que la microsegregación puede conducir a heterogeneidades microestructurales luego de los tratamientos térmicos que ocasionan una pérdida marcada de propiedades.<sup>5,37</sup> Por lo tanto, si se desea desarrollar piezas coladas de alta resistencia basadas en aleaciones del sistema Fe-C-Si debe estudiarse la influencia de la

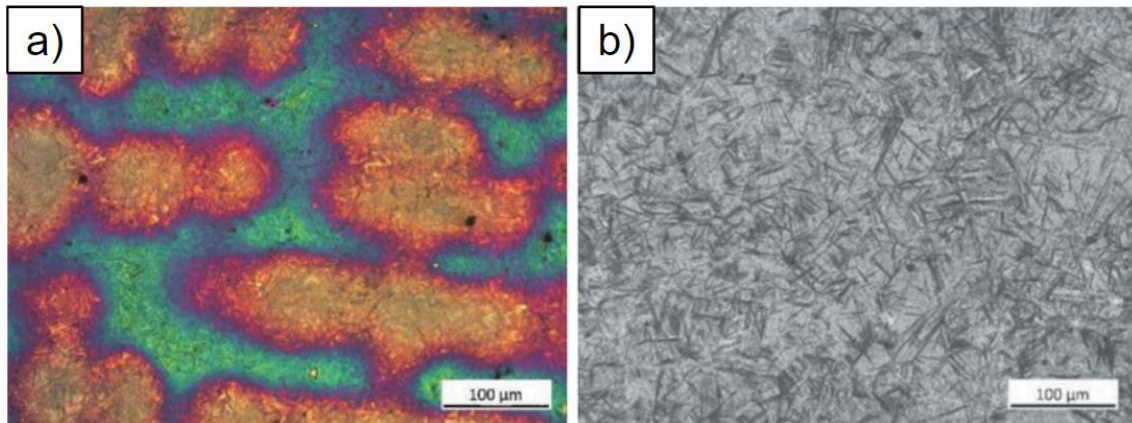
microsegregación, y eventualmente diseñar aleaciones y ciclos térmicos que conduzcan a propiedades aceptables. En cuanto a aceros colados bainíticos libres de carburos (ABLC), la cantidad de trabajos reportados en la literatura es escasa. Recientes estudios presentados por el Área Metalurgia de INTEMA (AMI) han permitido avanzar en la temática. Se han investigado aspectos vinculados con la estructura de solidificación, microsegregación, cinética de transformación y propiedades mecánicas.<sup>7,8,37,38</sup> Los resultados permitieron desarrollar y caracterizar aceros colados con diferentes composiciones químicas y diversas variables de proceso. Sin embargo, se verifica una ausencia de resultados en términos de una completa caracterización mecánica sobre diferentes variables microestructurales. La mayor parte de las propiedades están dadas en términos de dureza y propiedades en tracción, y se ha encontrado escasa información referida a la relación entre los rasgos microestructurales y la tenacidad al impacto o la tenacidad a la fractura ( $K_{IC}$ ).

### 2.2.1 Características microestructurales ACBLC

La principal diferencia entre la estructura de un acero colado y otro laminado radica en la presencia de microsegregaciones, inclusiones y micro rechupes en el caso de los primeros. Estos tipos de defectos afectarán negativamente las propiedades mecánicas, principalmente en lo que respecta a la ductilidad.<sup>39</sup>

El principal inconveniente relacionado a la microsegregación es la diferencia en la cinética de las reacciones dependiendo de la cantidad de aleantes presentes en la zona bajo estudio. El otro inconveniente radica en que, cuando se trata de una variación en el contenido de carbono, lo que variará será la proporción de austenita retenida presente.<sup>6</sup> A bajos tiempos del tratamiento térmico de austempering, y según el tipo de elemento de aleación, la cinética puede verse acelerada en zonas FTF (*first to freeze*), o ralentizada, como ocurre en las zonas LTF (*last to freeze*). A las primeras se las asocia a lugares con menor proporción de aleantes y se ubican dentro de la dendrita, es donde se forman las primeras plumas de bainita, y donde se presentan en mayor proporción. Las inclusiones no metálicas y los microrechupes, en cambio, se ubican principalmente en las regiones interdendríticas (LTF).<sup>37</sup> De todas maneras, si se realiza el tratamiento durante el tiempo necesario, las mayores heterogeneidades correspondientes a la microsegregación desaparecen.<sup>9</sup>

En la Figura 2-14 se observan dos metalografías de un ACBLC. La imagen a) corresponde a la muestra atacada con un reactivo color sensible a la segregación de Si, y la imagen b) corresponde a la muestra atacada con reactivo Nital 2%. El reactivo color permite revelar la estructura dendrítica y la segregación, en las partes azules hay mayor cantidad de aleantes (LTF) y más proporción de austenita que de bainita (Figura 2-14a). El ataque con Nital 2% permite evidenciar más claramente la microestructura bainítica: Las plumas de bainita son lo más oscuro mientras que lo más claro corresponde a austenita y martensita (Figura 2-14b).



**Figura 2-14.** a) Ataque a color de un ACBLC revelando la estructura dendrítica de solidificación. b) La misma muestra, atacada con Nital 2%, revelando la microestructura bainítica: Las plumas de bainita son lo más oscuro mientras que lo más claro corresponde a austenita y martensita.<sup>9</sup>

La microsegregación más crítica es la correspondiente al Si, ya que, como se comentó previamente, para suprimir la precipitación de carburos se requiere un mínimo de 1.5% en peso en toda la estructura, por lo que si solo se añade esa cantidad a la composición existirán partes de la estructura donde el contenido del mismo no alcance para evitar la formación de carburos, mermando las propiedades mecánicas. Se ha concluido que con aproximadamente 2% en peso es suficiente para asegurar 1.5% en toda la estructura y evitar este problema<sup>7</sup> y, si bien un alto contenido de Si no es recomendable en aceros laminados en caliente debido a que favorecen la aparición de *red scales*, esto no afecta en el caso del procesamiento por colado.<sup>39</sup>

En lo que respecta a elementos de aleación, Cr, Ni y Mo suelen agregarse a la composición cuando se busca mejorar la austemperabilidad, mientras que Al y Co cuando se quiere acelerar la reacción bainítica. Tanto C, como Cr y Mn además promueven un menor avance de la reacción previo a su finalización, favoreciendo la estabilidad de la austenita.<sup>38</sup>

### 2.2.2 Propiedades mecánicas de ACBLC desarrolladas por AMI

Si bien, como se puede observar en la Figura 2-7, las propiedades mecánicas de tracción o tenacidad al impacto de estos aceros son peores con respecto a los que han sufrido algún tipo de tratamiento termomecánico de homogeneizado químico, sus valores son superiores a muchos de otros tipos de aceros.

En cuanto a dureza, los aceros desarrollados por Tenaglia para su tesis doctoral<sup>6</sup>, lograron alcanzar los 55 HRC eligiéndose la composición y temperatura de tratamiento térmico adecuadas. Además, logró desarrollar combinaciones de composiciones químicas y valores de  $T_{BI}$  que alcanzaron tensiones de rotura entre 1548 y 1955 MPa, tensiones de fluencia entre 1370 y 1904 MPa y elongaciones a la rotura de hasta 14.3%. Tenaglia realizó una comparación de estas propiedades con otros tipos de aceros colados y fundiciones de hierro reportadas en la literatura, mostrando los ACBLC una gran performance en la mayoría de las propiedades analizadas.

### 2.2.3 Propiedades al impacto y fractomecánicas de ACBLC desarrolladas por AMI

Como se mencionó previamente, este trabajo final toma como punto de partida los resultados de propiedades al impacto y fractomecánicas obtenidas en el proyecto final denominado “Determinación de la tenacidad al impacto y a la fractura de aceros colados con microestructura bainítica libre de carburos”, realizado por María Eugenia Amundarray y Facundo Daniel Gómez, llevado a cabo en el AMI, presentado en diciembre del 2021.<sup>10</sup> A su vez, ese trabajo tomaba las composiciones diseñadas y obtenidas, más destacadas, de la tesis doctoral “Aceros colados bainíticos libres de carburos: Estudio de la estructura de solidificación, cinética de transformación y propiedades mecánicas”, realizada por Nicolás Emanuel Tenaglia, también realizada en el AMI y presentada en 2019.<sup>6</sup>

Las composiciones y parámetros seleccionados por Amundarray y Gómez<sup>10</sup>, se basaban en aceros de medio y alto C (entre 0.4 y 0.8 wt-%), con alto Si (aproximadamente 2 wt-%), Mn (entre 0.5 y 1 wt-%), T<sub>BI</sub> entre 280 y 350 °C y tiempo de tratamiento entre una y seis horas. A continuación, se exhiben en la Tabla 2-3 las diversas propiedades de los mismos, donde se incluyen los valores de propiedades en tracción obtenidos en trabajos previos realizados en el AMI para estos mismos aceros.

La nomenclatura utilizada para cada condición se forma colocando primero la composición (AX) empleada, luego la temperatura de austempering (T<sub>BI</sub> [°C]) y, por último, el tiempo durante el que se mantiene constante esta temperatura (t<sub>BI</sub> [h]).

**Tabla 2-3.** Resultados de las características microestructurales (% de austenita retenida y espesor de placa bainítica) y propiedades mecánicas de las variantes microestructurales.<sup>10,38,40</sup>

Acero-T <sub>BI</sub> -t <sub>BI</sub>	Aust. Ret. [Vol. %]	Esp. de placa bainítica [nm]	Energía de impacto [J cm <sup>-2</sup> ]	K <sub>IC</sub> [MPa m <sup>0.5</sup> ]	Dureza [HRC]	Tensión de fluencia [MPa]	Tensión de rotura [MPa]	Ductilidad [%]
A1-330-1.5	14.8	91	29.7	99.5	47	1493	1682	12.5
A1-350-1	13.2	165	24.6	94.5	40	1345	1493	9.9
A2-330-1.5	24.5	97	33.4	93.5	47	1482	1688	12.4
A2-350-1	10.9	195	16.3	75.7	41	1324	1472	12.8
A3-300-3	17.5	71	10	68.6	51	1622	1859	7.2
A3-350-2	26.4	179	16.3	77.9	40	1233	1471	15.5
A4-300-3	27.5	56	13.3	56.8	53	1682	1876	8.1
A4-350-2	33.4	177	10.8	57.3	42	1201	1534	17.8
A5-280-6	36.0	55	5.83	-	54	1632	1811	2.8
A5-330-3	49.0	84	12.1	54.7	43	1124	1363	2.0

Los resultados reportados de tensión de fluencia, de rotura y la ductilidad fueron obtenidos en trabajos previos.<sup>38,40</sup> En cambio, las propiedades de proporción de austenita



retenida, espesor de placa bainítica, energía de impacto y  $K_{IC}$  fueron obtenidas por Amundarray y Gómez.<sup>10</sup>

En el caso del acero A5-280 no se pudieron obtener los valores de  $K_{IC}$  debidos, ya que debido al poco control de la carga las probetas empleadas se fracturaban al momento de realizar la prefisuración.

Resumidamente, Amundarray y Gómez observaron un aumento en la tenacidad a la fractura y al impacto con el incremento en la cantidad de austenita retenida en la microestructura, y un decrecimiento en dureza y tensión de fluencia con el aumento de la temperatura de tratamiento de austemperizado (para igual composición química).<sup>10</sup> Sin embargo, durante la discusión de resultados presentados, algunas de las propiedades mecánicas analizadas se explicaron sobre la base de la potencial presencia de fases en la microestructura, las cuales no pudieron ser verificadas por cuestiones de disponibilidad de equipamiento y por la pandemia del COVID 19.

#### 2.2.4 Discusión sobre los ACBLC

Aunque Amundarray y Gómez hayan realizado un gran aporte en lo que respecta a caracterización de una gran variedad de propiedades relacionadas a ACBLC de diferentes composiciones, que compone una línea de estudio con escasa información disponible, restaría encontrar evidencia que respalde la discusión llevada a cabo en su momento. El hecho de verificar las hipótesis planteadas lograría darle aún más valor al trabajo realizado y poder obtener más conocimiento a futuro sobre los parámetros de mayor influencia en esta clase de aceros. En este contexto, el presente trabajo final pretende avanzar en el entendimiento de la relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas (tracción, dureza e impacto) y tenacidad, tanto al impacto como a la fractura, de los ACBLC. Para ello, y haciendo uso de los resultados presentados en el trabajo de fin de grado de Amundarray y Gómez (2021)<sup>10</sup>, se propone verificar las hipótesis utilizadas por medio de un estudio secuencial y sistemático microestructural, sumado a un análisis comparativo con las propiedades mecánicas.

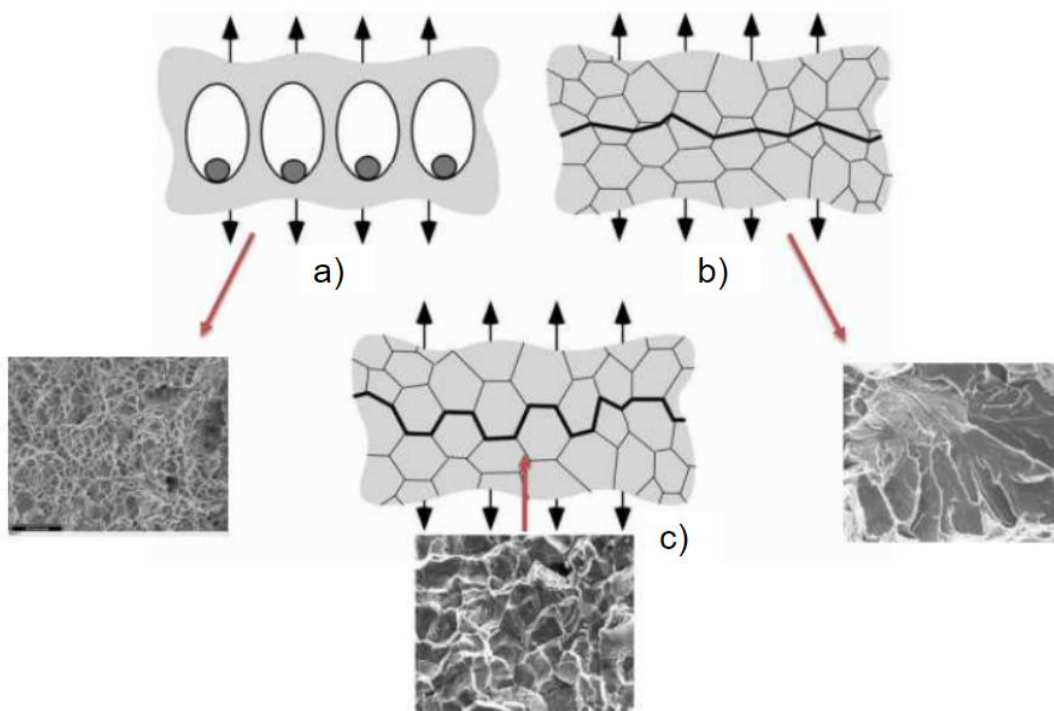
### 2.3 Fractura

Debido a que el presente trabajo se centra en analizar las propiedades en fractura de los ACBLC, en este punto se realizará una revisión de los principales conceptos de fractura que intervienen en los metales.

Los metales fallan de distintas maneras y por diferentes causas. Determinar la causa de la falla es de suma importancia ya que ayuda a prevenir futuras recurrencias. Una de las principales fuentes de información relacionada a la causa de la falla es la superficie de fractura del componente dañado. La superficie de fractura es un registro preciso de la historia de la falla del componente, y contiene evidencia de historia de cargas, efectos medioambientales y calidad metalúrgica del material. La principal técnica utilizada para el estudio de las superficies de fractura es la macroscopía y la microscopía óptica y/o electrónica. Estas técnicas ayudan a entender como fracturan las piezas metálicas y como, por ejemplo, influyen factores externos en el proceso de falla.<sup>34</sup>

### 2.3.1 Modos de fractura

La fractura en materiales ingenieriles puede ocurrir con un proceso de falla que involucre o genere un camino de fractura transgranular (a través de los granos) o intergranular (a través de los bordes de grano). Sin embargo, además del camino de fractura, se pueden distinguir cuatro principales modos de fractura: dúctil (o por "dimples"), clivaje, fatiga y fractura intergranular o decohesiva. Cada uno de estos modos tiene una superficie de fractura característica y un mecanismo por el cual la fractura propaga. La Figura 2-15 ilustra esquemáticamente los modos de fractura mencionados, excepto el de fatiga, que no será analizado en esta revisión, al igual que la fractura intergranular.<sup>34</sup>



**Figura 2-15.** Esquema de los modos de fractura: a) Dúctil, b) clivaje y c) intergranular o decohesiva, y sus superficies de fractura características.<sup>34</sup>

#### 2.3.1.1 Fractura dúctil o rotura por dimples

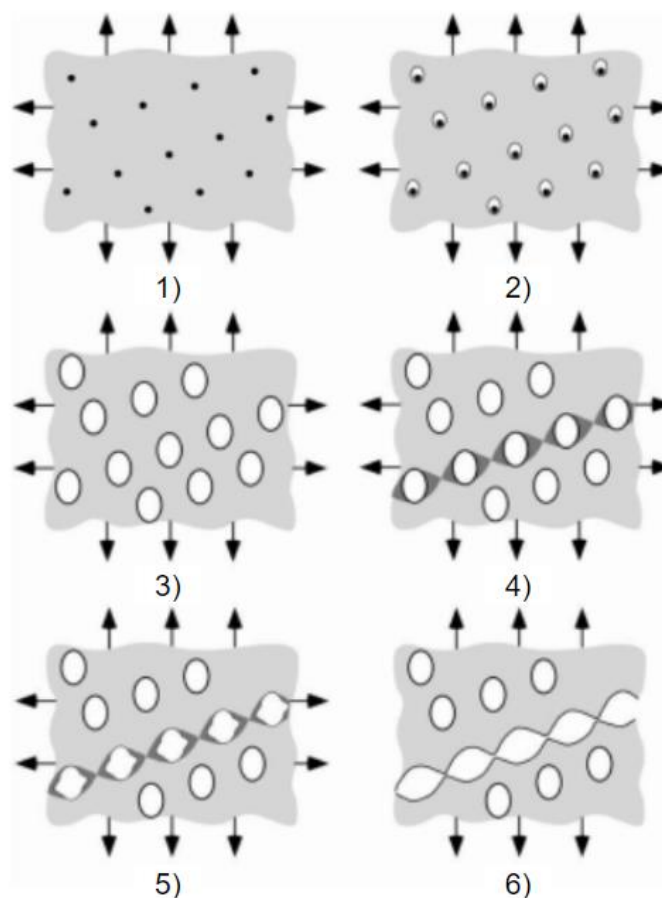
Cuando la falla de un material ingenieril se produce por sobrecarga, la mayoría de las aleaciones estructurales fallan por un proceso conocido como nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos. Estos microhuecos nuclean en regiones de deformación localizada, asociadas generalmente con partículas de segunda fase, inclusiones, bordes de grano o apilamiento de dislocaciones. A medida que la carga o deformación se incrementan, estos microhuecos crecen, coalescen y eventualmente forman una superficie de fractura continua. Este tipo de fractura se caracteriza por presentar cavidades o depresiones con forma de semiesfera en las superficies de fractura (denominadas también "dimples"), las cuales son el resultado directo del proceso de crecimiento y coalescencia

de los microhuecos. Los microhuecos nuclean en las inclusiones y defectos presentes en la microestructura, luego crecen y coalescen formando una fisura macroscópica que conduce a la rotura de la probeta.

Las etapas observadas comúnmente en la fractura dúctil son:

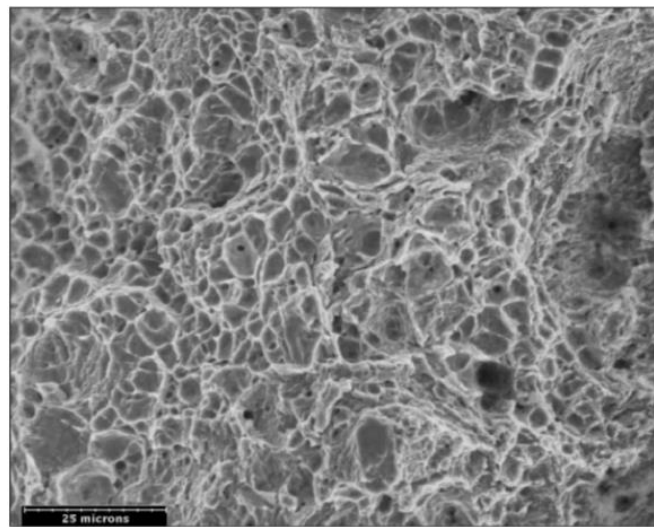
- Formación de una superficie libre en una inclusión o partícula de segunda fase, por decohesión o por fractura de la partícula.
- Crecimiento del hueco alrededor de la partícula, promovido por deformación plástica y tensiones hidrostáticas.
- Coalescencia de los huecos que crecen con sus respectivos vecinos.

La Figura 2-16 muestra un esquema de estas etapas. En materiales donde las partículas de segundas fases e inclusiones están fuertemente ligadas con la matriz, la etapa de nucleación se convierte en la etapa crítica, y la fractura ocurre instantes después de que los huecos se forman. Cuando el proceso de nucleación se produce con facilidad, las propiedades a la fractura son controladas por las etapas de crecimiento y coalescencia: cuando el crecimiento de los huecos alcanza un valor crítico, se produce una inestabilidad plástica entre ellos conduciendo a la falla. Existe una relación entre el tamaño de las partículas (de segunda fase o inclusiones) y su influencia en la etapa de nucleación. En general, a medida que disminuye el tamaño de partícula se incrementan las tensiones locales favoreciendo la nucleación de los huecos.

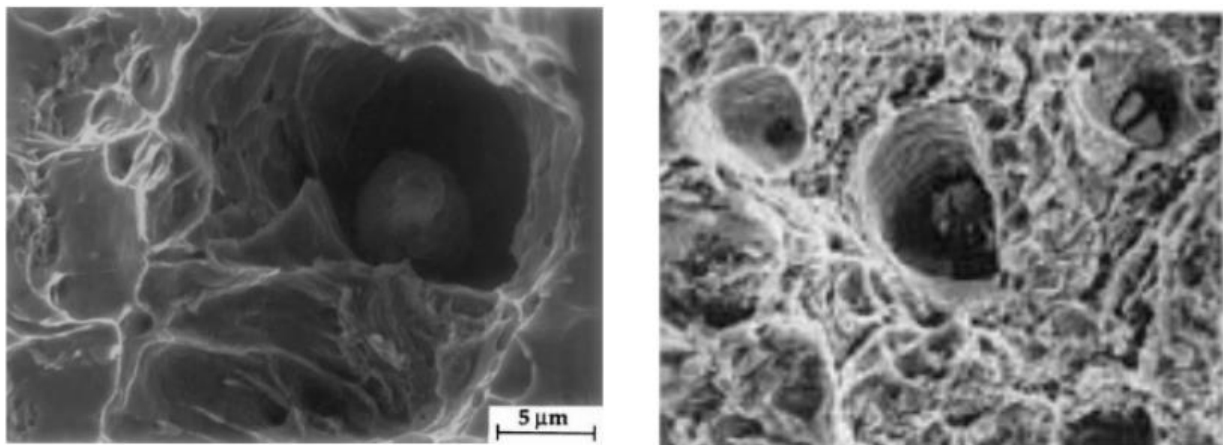


**Figura 2-16.** Nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos en materiales dúctiles.<sup>34</sup>

La Figura 2-17 es una micrografía SEM que muestra una superficie de fractura de un material dúctil, donde se observa la presencia de microhuecos (dimples). En la figura se pueden observar los bordes o labios de los microhuecos en color blanco. La Figura 2-18 muestra fractografías SEM donde se puede apreciar la presencia de partículas de segunda fase que han actuado como agentes de nucleación de microhuecos. Dependiendo de la plasticidad del material, los microhuecos pueden tener varios grados de profundidad. A medida que aumenta la ductilidad, se incrementa la profundidad de los microhuecos.<sup>34</sup>



**Figura 2-17.** Fractografía SEM mostrando una superficie de fractura dúctil.<sup>34</sup>



**Figura 2-18.** Fractografía SEM que muestra la nucleación de microhuecos sobre partículas de segunda fase.<sup>34</sup>

### 2.3.1.2 Clivaje

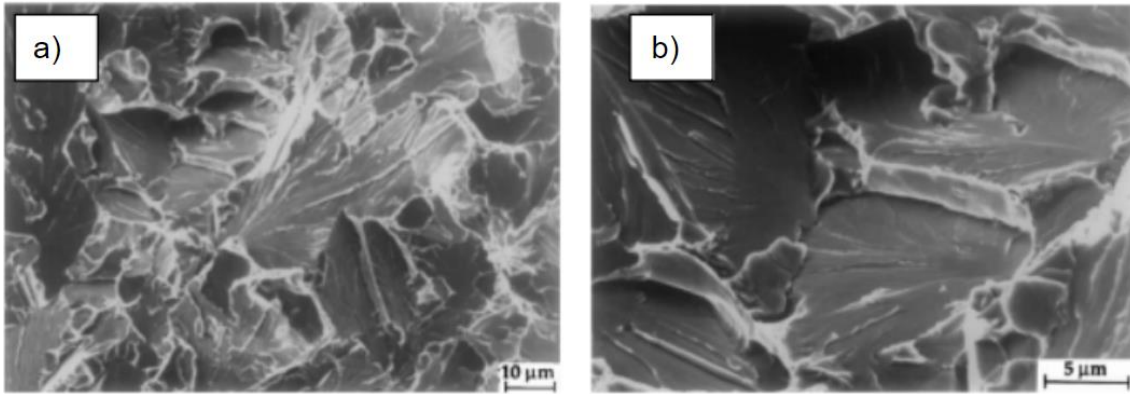
La fractura por clivaje puede ser definida como una propagación rápida de una fisura en un plano cristalográfico en particular. El clivaje es una fractura frágil, o sea, es necesario aplicar una pequeña cantidad de energía para lograr la falla. Sin embargo, la

falla por clivaje puede estar precedida por una gran magnitud de deformación plástica y crecimiento de fisura dúctil. El clivaje se produce en planos cristalográficos con menor densidad atómica, ya que estos planos contienen menor cantidad de enlaces atómicos y el espaciado entre ellos es mayor.

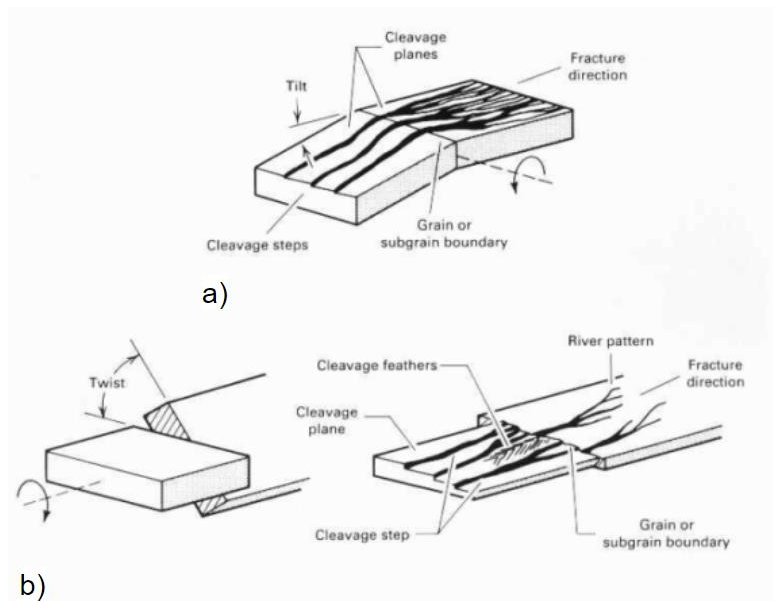
El clivaje ocurre cuando el flujo plástico es inhibido. En metales con estructuras FCC comúnmente no se observa clivaje debido a que son estructuras que poseen numerosos sistemas de deslizamiento, mostrando un comportamiento dúctil para todo rango de temperaturas. A bajas temperaturas, metales con estructuras BCC fallan por clivaje debido a que poseen limitados sistemas de deslizamiento activos; el clivaje ocurre en los planos  $\{100\}$ . Metales con estructuras HCP, los cuales poseen tres sistemas de deslizamiento, presentan alta susceptibilidad a la falla por clivaje.

El camino de fractura es transgranular, lo que significa que la fisura atraviesa los granos. Por lo tanto, en materiales policristalinos, la fisura cambia de plano de propagación cuando salta de un grano a otro; la fisura sigue en cada grano el plano de clivaje mejor orientado. La orientación nominal del plano de la fractura por clivaje es perpendicular al eje de aplicación de las tensiones máximas aplicadas.

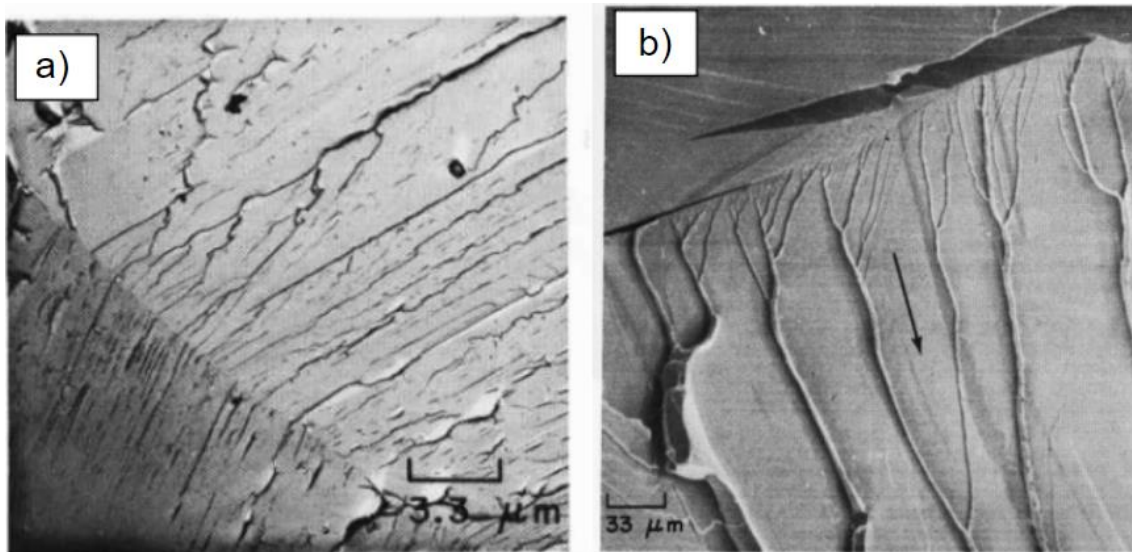
La Figura 2-19 muestra una fractografía SEM de fractura por clivaje, correspondiente a un acero de baja aleación. En materiales policristalinos se observa una superficie multifacetada; cada faceta corresponde a un plano de clivaje para un grano distinto. Las superficies de fractura también se caracterizan por mostrar los denominados "cauces de río", los cuales se encuentran en cada faceta. Estas marcas son llamadas de esta manera debido a las múltiples líneas que convergen en una línea simple, tal como los cauces de un río. La Figura 2-20 muestra esquemáticamente como se originan los cauces de río. Una fisura que propaga por clivaje intercepta un borde de grano, donde el plano de clivaje de ese nuevo grano está girado un cierto ángulo. La Figura 2-20a muestra el caso de una inclinación entre los planos de clivaje principales de dos granos vecinos (Tilt boundary). Este caso se produce cuando los planos de clivaje están girados un pequeño ángulo uno con respecto al otro, y este giro se da sobre un eje que es paralelo a la intersección. En este caso, la fractura por clivaje no se ve interrumpida y la fisura propaga sin ramificación a través del borde de grano. Sin embargo, cuando los planos de clivaje están rotados con respecto a un eje, el cual es perpendicular al borde de grano, en el nuevo grano la fisura de ramifica en varios planos de clivaje paralelos. A medida que la fisura propaga en el nuevo grano, los planos se van uniendo por desgarramiento entre planos; los cauces de río son zonas de desgarramiento dúctil que unen planos de fractura por clivaje. Debido a que este proceso consume más energía que la propagación de una fisura simple, hay una fuerza impulsora para que estas múltiples fisuras converjan en una única fisura. El patrón de cauces de río permite inferir el camino de propagación de la fisura. La Figura 2-21 muestra una fractografía SEM mostrando los cauces de río en superficie de fractura por clivaje.<sup>34</sup>



**Figura 2-19.** Fractografía SEM que muestra una superficie de clivaje de un acero de baja aleación.<sup>34</sup>



**Figura 2-20.** Esquema de la formación de la fractura por clivaje, mostrando el efecto de sub-grano o bordes de grano en la formación de los denominados "cauces de río". a) Inclinación-Tilt- y b) giro de planos de clivaje. Tilt: un plano de clivaje principal forma un pequeño ángulo de giro con respecto a un eje común, paralelo a otro plano de clivaje de un grano vecino.<sup>34</sup>



**Figura 2-21.** Fractografía SEM donde se muestra: a) Tilt boundary, sin cauces de río y b) formación de "cauces de río". La flecha negra indica sentido de propagación.<sup>34</sup>

Ya que el clivaje involucra rotura de enlaces atómicos, las tensiones locales deben ser suficientes para superar las tensiones cohesivas del material. La resistencia teórica a la fractura de un sólido cristalino es aproximadamente  $E/\pi$ , siendo  $E$  el módulo elástico del material. Sin embargo, ha sido demostrado que la concentración de tensiones alrededor de una entalla es del orden de 3 a 4 veces el valor de la tensión de fluencia del material. Por ejemplo, para un acero que posee una tensión de fluencia de  $\approx 400$  MPa, y  $E = 210.000$  MPa, la resistencia cohesiva teórica del material sería 50 veces superior a la que podría generar una entalla. Por lo tanto, la presencia de una fisura o entalla macroscópica no explica el motivo de la fractura por clivaje de los sólidos cristalinos.

Para que se inicie la fractura por clivaje es necesario que exista una discontinuidad local alrededor de la entalla macroscópica que permita elevar suficientemente las tensiones locales para superar la resistencia de los enlaces atómicos. La presencia de una microfisura aguda es suficiente para alcanzar el nivel de concentración de tensiones locales, como también, la presencia de inclusiones y partículas de segunda fase. Una partícula de segunda fase (carburos, inclusiones no-metálicas, etc.) se fisura por el campo de tensiones generado por la presencia de una entalla macroscópica. Si las tensiones locales en la zona de la microfisura generada en la partícula de segunda fase son suficientes, entonces la microfisura propagará por la matriz metálica, generando la falla por clivaje. Los factores microestructurales del componente que generan los puntos donde nuclea la falla por clivaje dependen del tipo de aleación y del tratamiento térmico. Por ejemplo, en aceros templados y revenidos, en general la iniciación del clivaje se produce en un carburo en el límite de grano o placa de martensita, o en una inclusión en el interior de un grano. En ambos casos, el origen de la fractura puede ser ubicado siguiendo esos "cauces de río".

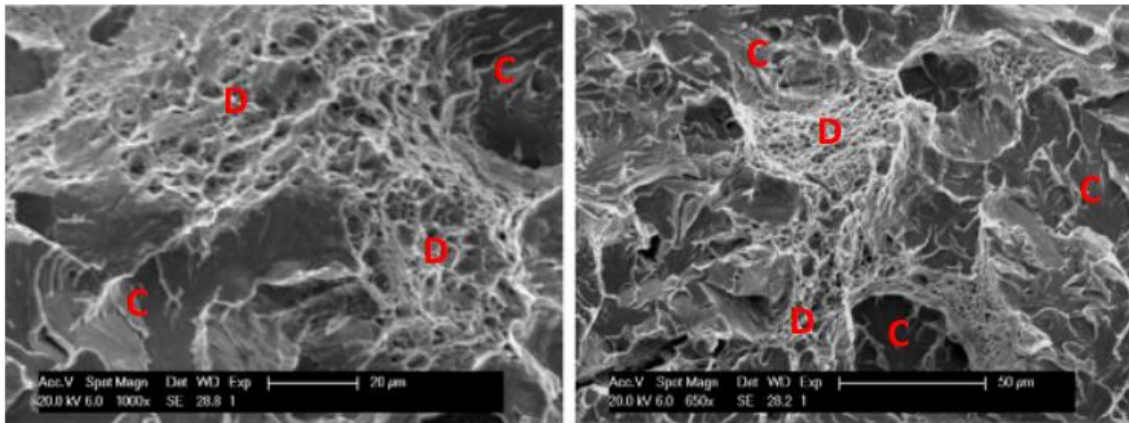
En la literatura existen otros mecanismos que permiten explicar la nucleación de microgrietas en clivaje. Uno de los mecanismos propuestos establece que un obstáculo al deslizamiento de dislocaciones podría nuclear una grieta. De acuerdo con este modelo, la coalescencia de un cierto número de dislocaciones de borde quedando sobre el mismo plano de deslizamiento debería generar una fisura sobre un plano normal al plano de deslizamiento. En materiales policristalinos, se podría considerar que los bordes de grano actúan de manera similar. Otro mecanismo propuesto está basado en el deslizamiento de dislocaciones que quedan sobre planos de deslizamiento intersectantes.

Durante la propagación de fisuras por clivaje se produce deformación plástica delante de la fisura que propaga. Esta deformación consume energía, la cual se verá reducida por distintos factores. La susceptibilidad a la fractura por clivaje se incrementa con prácticamente los mismos factores que aumentan la tensión de fluencia del material: bajas temperaturas, estado de triaxialidad de tensiones, daño por radiación y altas velocidades de deformación. La disminución del tamaño de grano es una excepción ya que aumenta a la vez la tensión de fluencia y la resistencia al clivaje. El motivo es que a medida que disminuye el tamaño de grano, aumentan los límites de grano, lo cual incrementa el número de barreras para la propagación de la fisura, y en ocasiones conduce a encontrar precipitados de menor tamaño, incrementando de esta manera la resistencia a la nucleación de la falla.<sup>34</sup>

#### 2.3.1.2.1 Cuasi-clivaje

El cuasi-clivaje es una característica de algunas superficies de fractura que presentan regiones de fractura mixtas, que combinan clivaje con aspectos dúctiles de fractura (dimples). Una fractura por cuasi-clivaje se inicia generalmente por el mecanismo de clivaje. A medida que la fisura propaga, algunas regiones de la microestructura fracturan de manera dúctil, y otras por clivaje. Este tipo de fractura ha sido mencionada cuando se ensayan aceros en la zona de la temperatura de transición dúctil-frágil. También ha sido observada en aceros con microestructuras martensíticas revenidas y bainíticas, aceros inoxidables austeníticos y en algunas aleaciones de aluminio. En general, el cuasi-clivaje es promovido cuando se inhiben los procesos de deformación plástica en materiales que fallan de manera dúctil. Algunos factores que promueven esto son: la presencia de estados triaxiales de tensiones, elevadas velocidades de deformación y fragilización de la microestructura por factores externos. La Figura 2-22 muestra una micrografía SEM de una superficie de fractura que muestra un aspecto de cuasi-clivaje.<sup>34</sup>





**Figura 2-22.** Micrografías SEM de una superficie de fractura que muestra un aspecto de cuasi-clivaje. D: Dúctil, C: Clivaje.<sup>34</sup>

### 2.3.2 Aspectos microestructurales de la tenacidad a la fractura

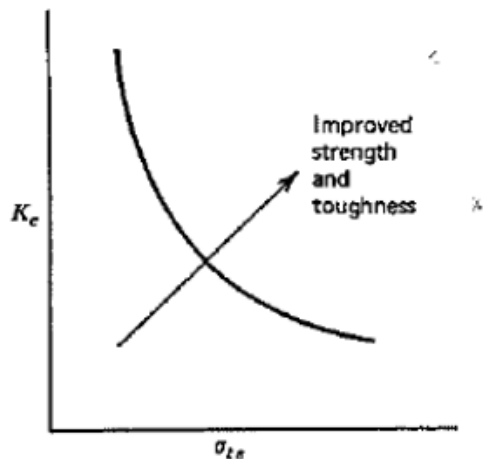
Los materiales que muestran enlaces atómicos donde sus electrones de valencia se encuentran rígidamente unidos, tienden a mostrar un incremento en el comportamiento frágil. El caso extremo es el enlace covalente, el cual implica compartir electrones sólo entre los átomos vecinos. Los materiales como el diamante, el silicio, carburos, nitruros y silicatos tienden a ser muy frágiles. En enlace iónico tiene un carácter menos restrictivo en cuanto a la ubicación de sus electrones de valencia; los electrones son transferidos desde un catión electropositivo a un anión electronegativo. Estos tipos de materiales muestran una muy limitada capacidad de deformación en compuestos multivalentes, pero se ha encontrado experimentalmente una gran capacidad de deformación en compuestos monovalentes. El enlace metálico produce la menor restricción, ya que los electrones de valencia son compartidos por igual por todos los átomos del sólido. Estos materiales entonces tendrán la mayor capacidad de deformación y tenacidad.

Los materiales que muestren una baja simetría en la estructura cristalina mostrarán una mayor tendencia a la fractura frágil, debida a una menor capacidad de deslizamiento. Por otro lado, se puede lograr una deformación plástica considerable en metales compactos con alta simetría cristalina. Finalmente, la capacidad de deformación de un material decrecerá con el incremento del grado de orden de largo alcance si es una solución sólida ordenada o desordenada (siempre en sólidos cristalinos los covalente tienen orden de largo alcance, los iónicos de corto y los metálicos al azar. Cuanto mayor es el orden más difícil el movimiento de dislocaciones).

Una manera de entender la tenacidad de un material está relacionada con el área bajo la curva tensión-deformación de un ensayo de tracción; como consecuencia la tenacidad del material podría incrementarse si se logran mejores combinaciones de resistencia y ductilidad. Sin embargo, la mayoría de los mecanismos de aumento de resistencia de materiales producen un detrimento en la ductilidad. Por otro lado, un incremento en la resistencia del material generalmente produce una disminución de la tenacidad, tal como se muestra en la Figura 2-23. Los desarrollos de nuevas generaciones de materiales deben tender a incrementar simultáneamente la resistencia y la tenacidad del material. En tal

sentido, se han implementado tres líneas principales o estrategias para lograr este objetivo:

- Mejorar la química de la aleación y los procedimientos de fusión para extraer o hacer inocuas impurezas que degraden la tenacidad.
- Desarrollar microestructuras con distribuciones de fase que maximicen la tenacidad.
- Refinamiento microestructural.



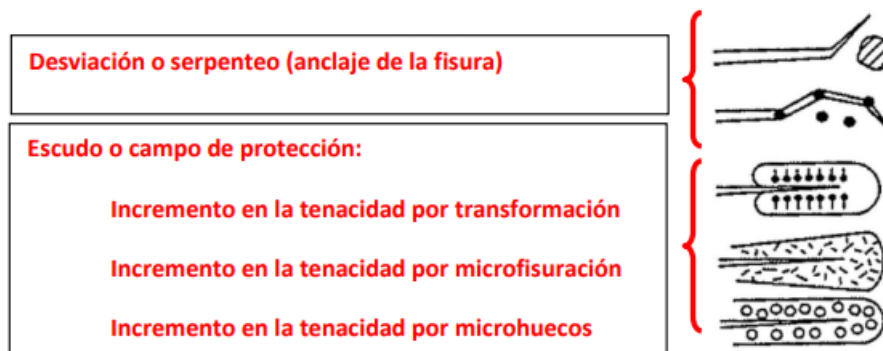
**Figura 2-23.** Relación inversa entre la tenacidad y la resistencia. La optimización de las propiedades de las aleaciones debería generar un corrimiento de la curva a la derecha.<sup>34</sup>

### 2.3.2.1 Mecanismos de aumento de la tenacidad

Existen varios mecanismos que permiten incrementar la tenacidad del material a través del incremento de la energía absorbida durante el proceso de fractura. Los mecanismos de aumento de tenacidad se pueden dividir en intrínsecos y extrínsecos.

Algunos mecanismos intrínsecos están relacionados con la estabilización de fases que poseen mayor capacidad de deformación que otras fases menos deformables. Por ejemplo, en aceros, la estabilización de austenita (FCC) a expensas de otras fases promueve un incremento en la tenacidad; esta fase posee menor esfuerzo de Peierls Nabarro y disminuye la probabilidad de fractura de baja energía.

Una disminución de la fracción en volumen de precipitados de segunda fase, y un incremento en la distancia entre precipitados, también generan un incremento en la ductilidad y tenacidad de las aleaciones. Por otro lado, se han determinado varios mecanismos extrínsecos, los cuales tienen su origen en fenómenos que ocurren tanto en el origen de la fisura, como en su frente de avance. Todos estos mecanismos generan un arresto de la fisura incrementando la energía necesaria para su propagación y, en consecuencia, detiene o disminuye la velocidad de avance de la fisura. La Figura 2-24 muestra un esquema de los principales mecanismos extrínsecos de aumento de tenacidad en aleaciones metálicas.



**Figura 2-24.** Esquema de los principales mecanismos extrínsecos de aumento de tenacidad en aleaciones metálicas.<sup>34</sup>

El primer grupo de mecanismos de aumento de tenacidad tienen su fundamento en el cambio en la dirección de crecimiento de la fisura debido a la presencia de partículas de segunda fase, o al anclaje que se puede producir en dichas partículas cuando la fisura propaga, especialmente en microestructuras frágiles. Un aumento en la longitud del camino de la fisura producido por su desviación o el anclaje de la fisura promueven un incremento en la energía necesaria para su propagación, incrementando la tenacidad del material.

El segundo grupo de mecanismos de aumento de tenacidad está relacionado con fenómenos que generan un "escudo o campo de protección" al avance de la fisura. Un caso sería el que una fase inestable presente en la microestructura transforma a una fase más estable por la presencia del campo de tensiones/deformaciones existentes alrededor de la fisura. Esto debería generar una disipación de energía asociada a la transformación y el desarrollo de un patrón de tensiones residuales de compresión alrededor de la fisura. Efectos similares pueden ocurrir a través del desarrollo de un campo de microfisuras o microhuecos que generen una relajación de la triaxialidad del estado tensional que existe alrededor de la fisura. Esto genera una disminución del campo de tensiones global alrededor de la fisura y detiene su crecimiento.<sup>34</sup>

### 2.3.2.2 Influencia de la calidad metalúrgica de la aleación en la tenacidad

Los elementos químicos que están presentes en la composición de las aleaciones se pueden dividir en *aleantes*, los cuales son agregados con intención de obtener algún beneficio o mejora en propiedades mecánicas u otro aspecto; y las *impurezas*, que son elementos no deseados porque producen un detrimento en las propiedades. Estos elementos se incorporan a la composición de la aleación generalmente durante la obtención o el procesamiento de la aleación. Por ejemplo, una gran fuente de impurezas en aleaciones ferrosas se encuentra presente en las materias primas que se utilizan para obtener el acero o fundición.

Algunas impurezas se encuentran como elementos disueltos en la microestructura, como el oxígeno, nitrógeno o hidrógeno. Otras impurezas están presentes como partículas

de segunda fase, las cuales muestran un efecto negativo en las propiedades mecánicas, ya que actúan como sitios de nucleación de fisuras.

Por lo tanto, si se logra una mejora en la calidad metalúrgica de las aleaciones se obtendrá una mejora en la tenacidad del material. Existen varias maneras de lograrlo, las cuales involucran principalmente cambios en las técnicas en el procesamiento primario de las aleaciones. Por ejemplo, realizar operaciones de fusión en hornos de vacío para evitar la incorporación de gases a la aleación, modificar los procesos de afino mediante el uso de escorias especiales, mejora en la calidad de las materias primas, etc. Sin embargo, todas estas operaciones traen aparejado un incremento en el costo de la aleación que debe ser considerado. Hay algunos casos que con pequeños incrementos en los costos de producción se logran importantes mejoras. Por ejemplo, la adición de tierras raras en la composición de los aceros genera una disminución de las inclusiones de sulfuro de manganeso, las cuales se deforman durante los procesos de conformado mecánico y generan anisotropía microestructural. Las tierras raras se combinan preferencialmente con el azufre formando compuestos más estables, de mayor punto de fusión y no deformables. Esto elimina la anisotropía no deseable de las inclusiones de sulfuro de manganeso en piezas laminadas o forjadas.

La mayoría de las microfisuras encontradas en aceros provienen de la fractura de algún carburo, y los modelos de dislocaciones para iniciación de fisuras sólo son operativos a niveles de esfuerzos mucho mayores. La Figura 2-25 muestra la importancia de varios mecanismos de iniciación de fisuras, en función del nivel de tensión aplicada. Se observa que la fragilización en borde de grano por presencia de partículas de segunda fase o hidrógeno es el principal factor que promueve la iniciación de fisuras, seguido por la presencia de partículas de segunda fases frágiles, como los carburos en aceros. Luego, actúan los mecanismos de interacción de macla-macla, dislocaciones-bordes de grano, e interacción entre bandas de deslizamiento.

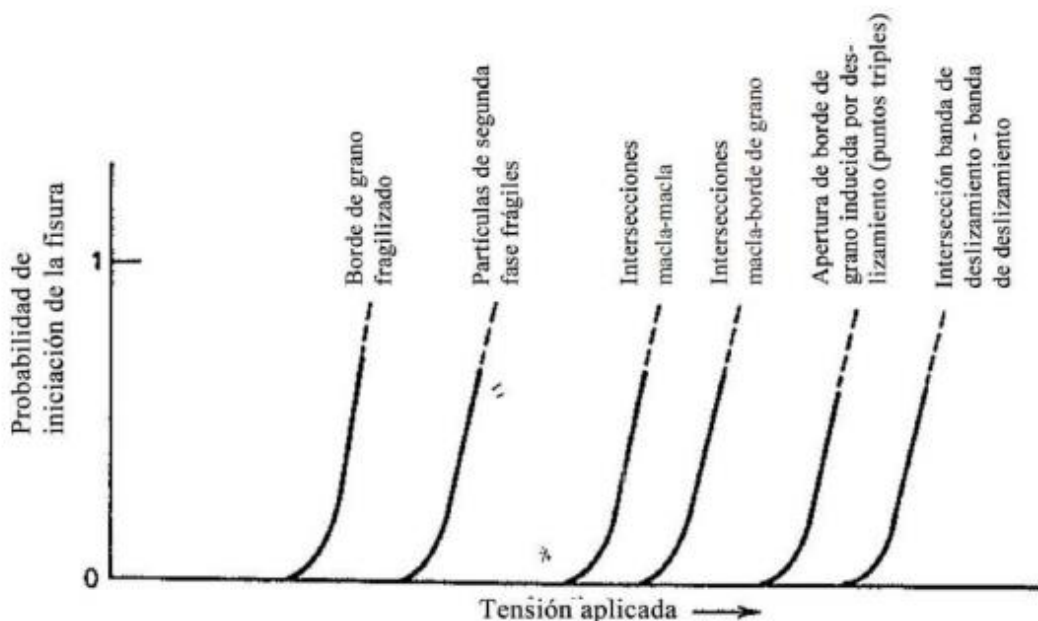


Figura 2-25. Probabilidad de que un mecanismo de formación de microfisuras se vuelva operativo en función de la tensión aplicada.<sup>34</sup>

Para el caso particular de aceros, el efecto pernicioso del carbono en la tenacidad por formación de carburos originó que se desarrollen aceros con muy bajo contenido de este elemento. En lo que refiere a las aleaciones de aluminio endurecibles por precipitación, se han desarrollado nuevas aleaciones que poseen muy bajos contenidos de hierro y silicio, ya que estos forman precipitados frágiles que disminuyen la tenacidad debido a que se fracturan a bajos niveles de tensiones. Por otro lado, se ha observado que a medida que se disminuye la cantidad de precipitados se incrementa el tamaño de los microhuecos; existe una relación inversa entre la tenacidad a la fractura y la fracción volumétrica de segunda fase: a menor cantidad de precipitados, mayor es el tamaño de los dimples o microhuecos, promoviendo una mayor tenacidad.<sup>34</sup>

### 2.3.2.3 Refinamiento microestructural

El refinamiento de la microestructura es el único método para mejorar simultáneamente la resistencia y la tenacidad. Ha sido bien demostrado que, para el caso de aceros, los microconstituyentes más finos (bainita inferior y martensita revenida) poseen una mejor combinación de resistencia y tenacidad que fases de alta temperatura, como ferrita, perlita y bainita superior. La razón de este fenómeno tiene su origen en que una microfisura será detenida por una barrera efectiva (límite de grano) más frecuentemente en un material de grano fino. La fisura será forzada a reiniciarse repetidamente y se consumirá una cantidad considerable de energía a medida que ésta altere la dirección de propagación al plano más probable en el grano contiguo. Como se mencionó anteriormente, esto produce que se observen los denominados "cauces de río" en las superficies de fractura de componentes que han fallado por clivaje. Por otro lado, estructuras más finas producen defectos potenciales más pequeños, aumentando así el esfuerzo necesario para la fractura. En la literatura se han desarrollado varios modelos para tratar de cuantificar el efecto del tamaño de grano en la tenacidad del material. La Ecuación 2-1 es una de las expresiones desarrolladas.<sup>34</sup>

$$\sigma_f \approx \frac{4 \cdot G \gamma_m}{k_y} \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Ecuación 2-1}$$

Donde:  $\sigma_f$  es la resistencia para la fractura del material,  $G$  es el módulo de corte,  $\gamma_m$  es el trabajo plástico realizado alrededor del vértice de la fisura,  $k_y$  es el parámetro correspondiente al bloqueo del movimiento de las dislocaciones en la ecuación de Hall-Petch y  $d$  es el tamaño de grano.

Se puede observar que la resistencia a la fractura tiene una relación similar con el tamaño de grano a la mostrada por la tensión de fluencia (Ecuación 2-2 de Hall-Petch).

$$\sigma_{ys} \approx \sigma_i + k_y \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Ecuación 2-2}$$

Donde:  $\sigma_{ys}$  es la tensión de fluencia del material,  $\sigma_i$  resistencia de la red al movimiento de las dislocaciones proveniente del esfuerzo de Peierls, y de los distintos

mecanismos de endurecimiento,  $k_y$  es el parámetro correspondiente al bloqueo del movimiento de las dislocaciones y  $d$  es el tamaño de grano.

La Figura 2-26 muestra la dependencia de la resistencia a la fractura y de la tensión de fluencia con el tamaño de grano. Ha sido demostrado que  $\sigma_f$  es más sensible a la disminución del tamaño de grano que  $\sigma_{ys}$ . Por otro lado, el cruce de las curvas establece un tamaño de grano crítico. Para granos grandes (mayores que el tamaño de grano crítico) la falla ocurre cuando la tensión aplicada alcanza la tensión de fractura. Por lo tanto, el material falla sin deformación plástica previa a la fractura. Para granos más pequeños que el crítico, ocurre fluencia primero y la falla luego ocurrirá luego de cierta cantidad de deformación plástica. Se puede observar que cuanto más pequeño es el tamaño de grano, más deformación plástica se producirá antes de la falla, incrementando la tenacidad del material. Por lo tanto, es deseado incrementar la relación  $\sigma_f/\sigma_{ys}$ . Una ventaja adicional del refinamiento del tamaño de grano es la disminución de la temperatura de transición dúctil-frágil.

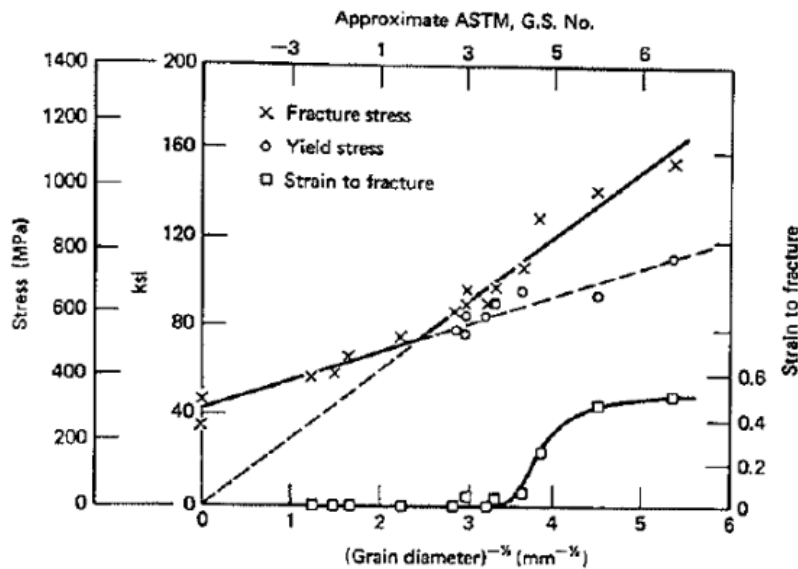


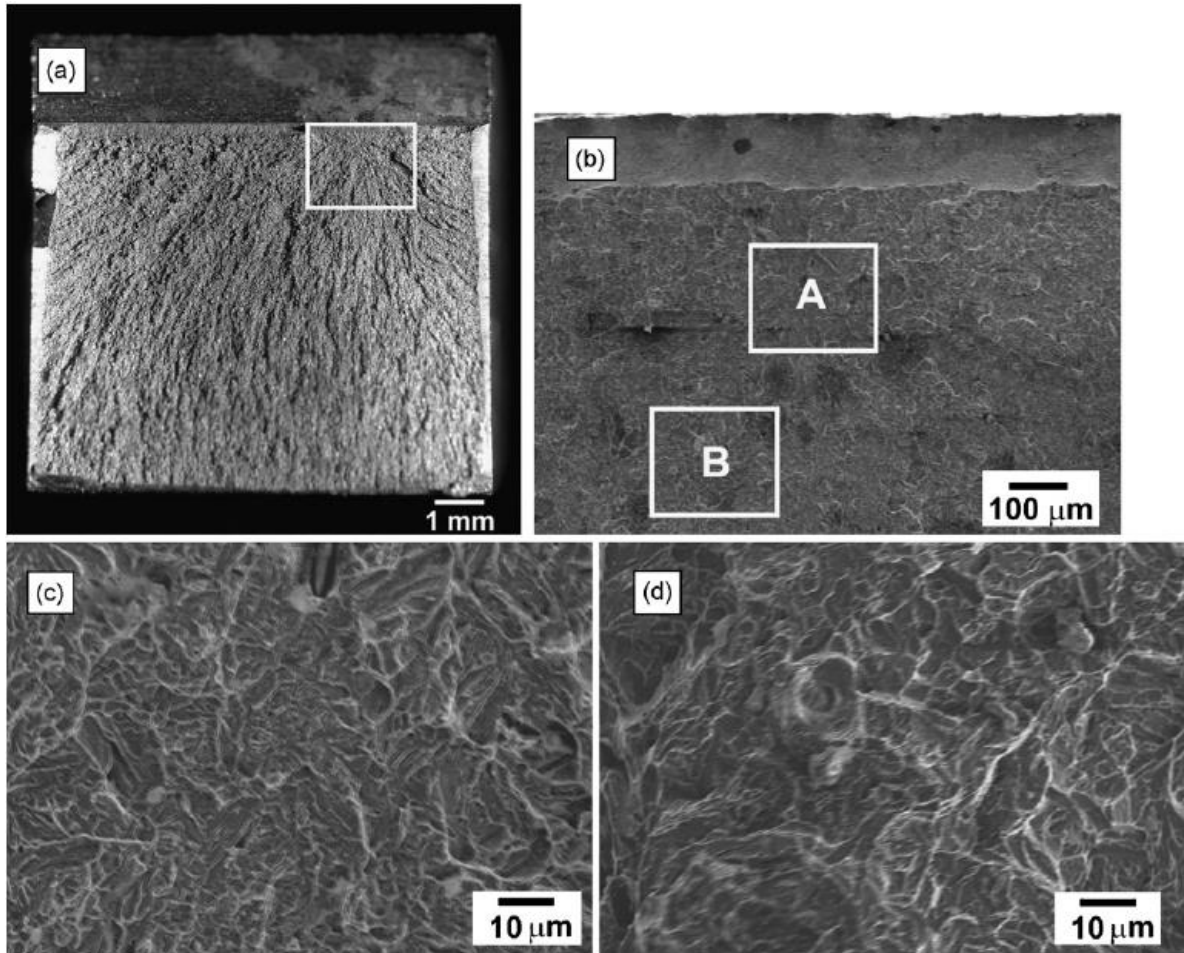
Figura 2-26. Tensión de fluencia, de fractura y deformación a rotura en función del tamaño de grano en acero de bajo carbono a  $-196^{\circ}\text{C}$ .<sup>34</sup>

### 2.3.3 Fractura en ABLC

Los aceros presentan habitualmente una superficie de fractura del tipo cuasi-clivaje. Numerosos reportes en la literatura certifican esto al momento de observar las superficies de fractura a través de microscopía SEM<sup>5,40,41,42,43,44,45</sup>, de todas formas, podía llegar a ser algo esperable, ya que en la microestructura hay presentes tanto estructuras FCC como BCC. Además, aunque en muchas ocasiones la estructura predominante es BCC, es posible observar gran proporción de fractura dúctil debido al pequeño tamaño efectivo que se obtiene con la estructura bainítica, efecto que se detalló en la sección previa.

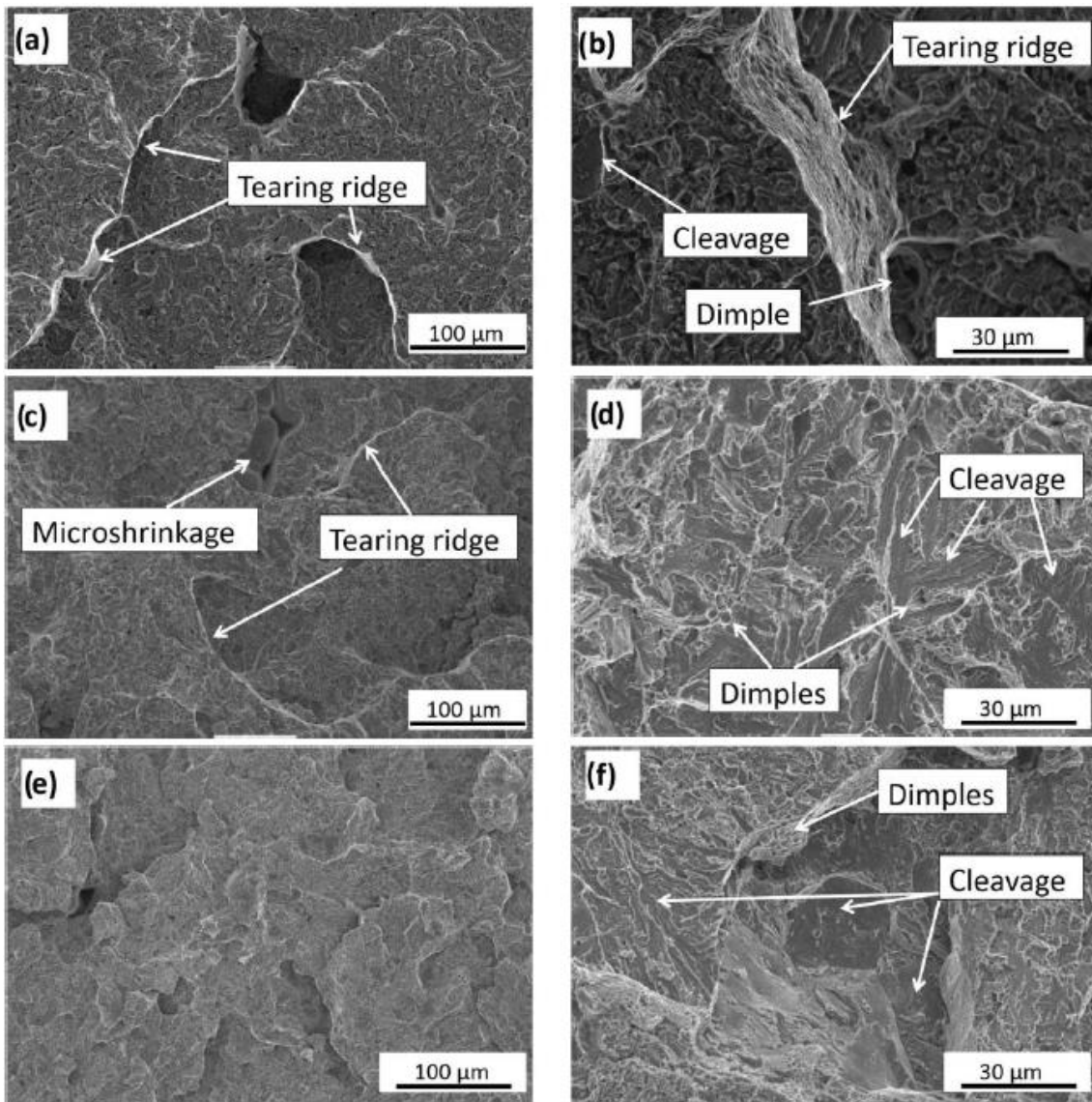
A continuación, en las Figuras 2-27 a 2-32 se pueden observar algunas superficies de fractura de estos aceros, las cuales han sido reportadas en la literatura.

La Figura 2-27 corresponde a un acero de composición Fe-0.28C-1.50Si-2.04Mn-1.50Cr-0.24Mo-1.48Co (wt-%), el mismo fue laminado en caliente en numerosas pasadas de 40 a 12 mm, a temperaturas entre 900 y 930 °C. Luego, la  $T_{BI}$  fue de aproximadamente 500 °C.



**Figura 2-27.** Fractografía de ABLC ensayado al impacto a  $-40^{\circ}\text{C}$ : a) Superficie de fractura, b) captura por microscopía SEM de región cercana a la entalla, c) magnificación de la zona A y d) magnificación de la zona B.<sup>5</sup>

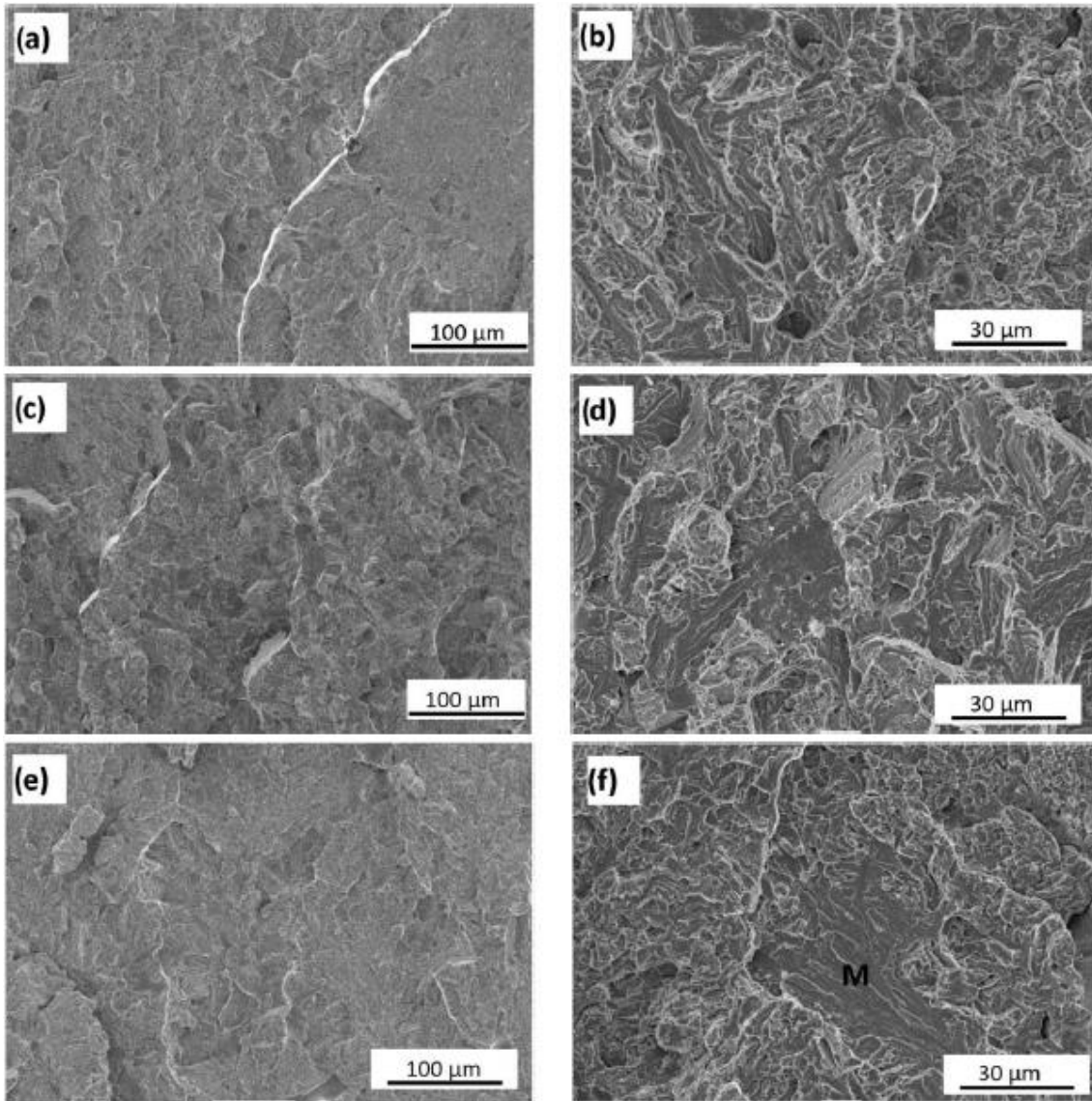
La Figura 2-28 corresponde a la superficie de fractura de probetas ensayadas a tracción de un acero colado de composición Fe-0.80C-2.25Si-1.05Mn-1.10Cr-0.01S-0.013P (wt-%), para el mismo se emplearon  $T_{BI}$  de 280, 330 y 380 °C durante 6 hs. En las imágenes se han destacado algunas zonas de interés, *tearing ridge* significa que hubo fractura por desgarro y *cleavage* significa clivaje. En la imagen 2-28c se puede observar además un microrechupe, señalado como *microshrinkage* en la imagen.



**Figura 2-28.** Micrografías SEM de la superficie de fractura de probetas ensayadas a tracción para muestras de un ABLC de igual composición tratadas a diferentes  $T_{BI}$ : a,b)  $T_{BI} = 280\text{ °C}$ , c,d)  $T_{BI} = 330\text{ °C}$  y e,f)  $T_{BI} = 380\text{ °C}$ .<sup>40</sup>

En cambio, la Figura 2-29 corresponde a la superficie de fractura de probetas Charpy para el mismo acero, con idéntico tratamiento térmico, que en la imagen previa.

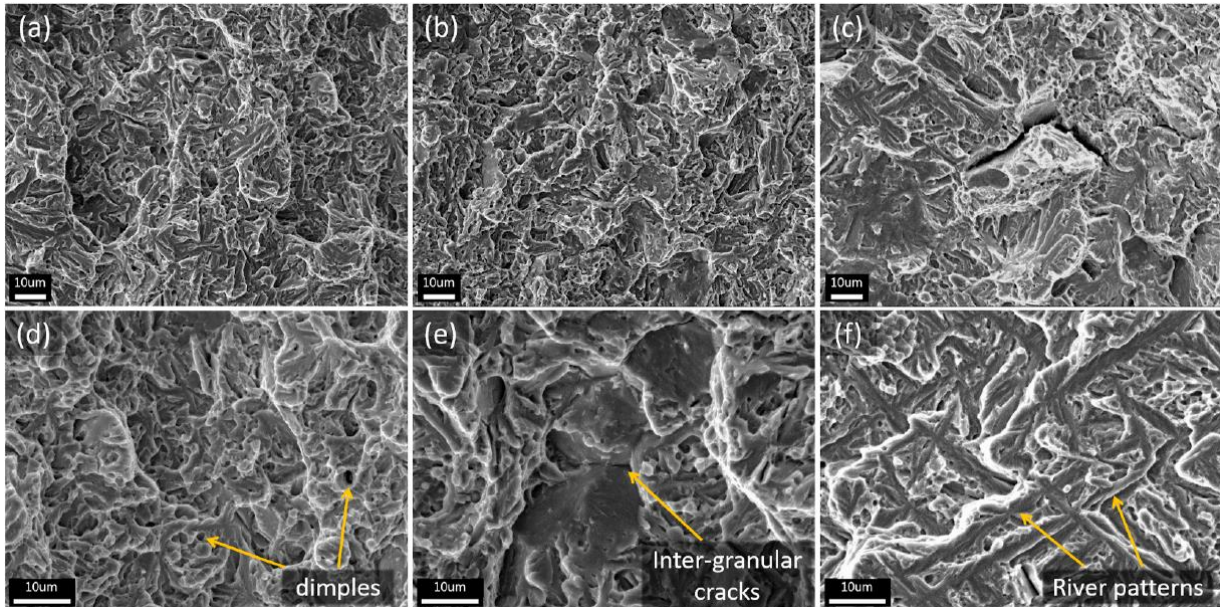




**Figura 2-29.** Micrografías SEM de la superficie de fractura de probetas Charpy para muestras de un ABLC de igual composición tratadas a diferentes  $T_{BI}$ : a,b)  $T_{BI} = 280\text{ °C}$ , c,d)  $T_{BI} = 330\text{ °C}$  y e,f)  $T_{BI} = 380\text{ °C}$ .<sup>40</sup>

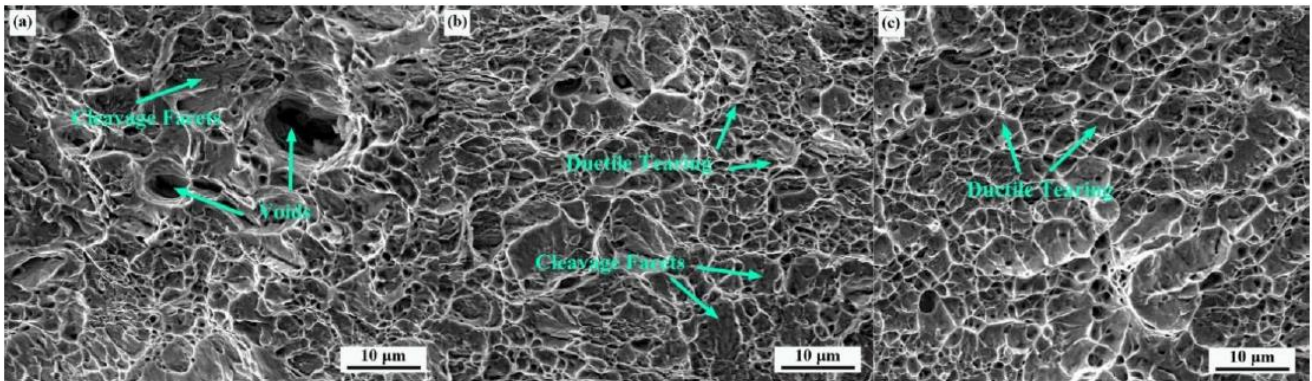
En la Figura 2-30 se pueden observar superficies de fractura de probetas de ensayos de tenacidad a la fractura de tres composiciones distintas. La composición 1 posee una proporción Fe-0.60C-1.60Si-1.25Mn-1.75Cr-0.15Mo-0.12V (wt-%) con una temperatura de austenización de 900 °C, aplicada durante 1 hora, y una  $T_{BI}$  de 250 °C aplicada durante 12 horas. En el caso de la composición 2, la proporción presente es Fe-1.00C-1.25Si-0.96Mn-1.39Cr-0.034Mo (wt-%) con una temperatura de austenización de 900 °C, aplicada durante 1 hora, y una  $T_{BI}$  de 250 °C aplicada durante 18 horas. Por último, la composición 3 presenta una proporción Fe-1.00C-1.25Si-0.96Mn-1.39Cr-0.034Mo (wt-%) con una temperatura de austenización de 900 °C, aplicada durante 1 hora, y una  $T_{BI}$

de 250 °C aplicada durante 18 horas. Lo que se destaca como *river patterns* son zonas asociadas a los cauces de río y, por ende, fractura del tipo frágil.



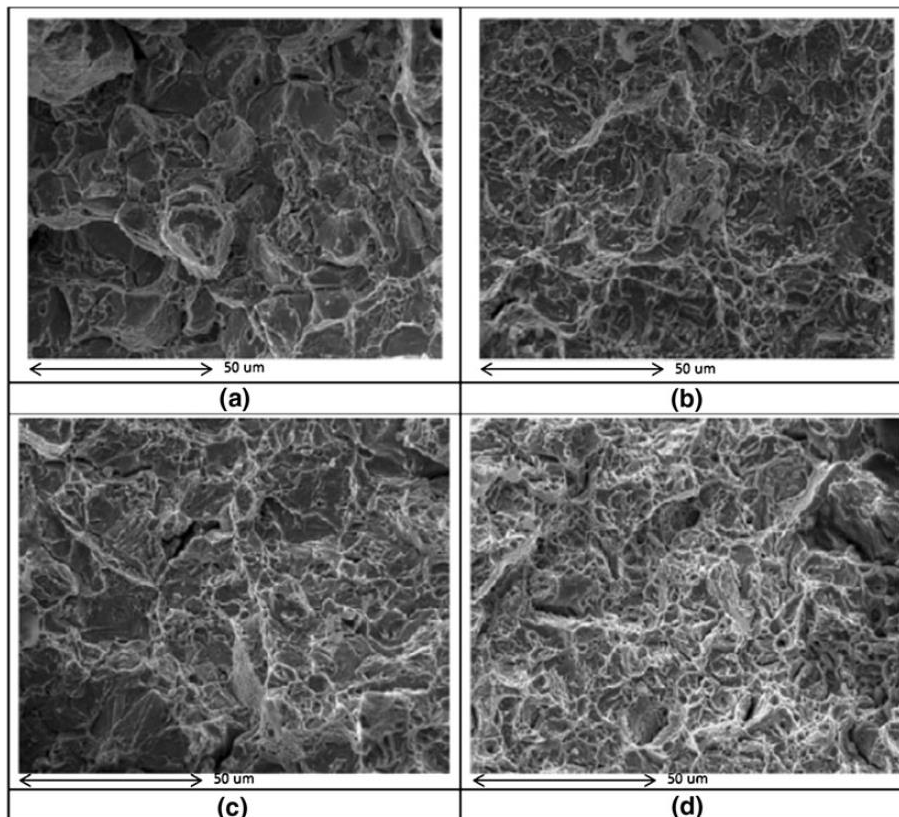
**Figura 2-30.** Análisis SEM de superficie de fractura de tres composiciones de ABLC luego de ensayo de tenacidad a la fractura: a,d) Composición 1, b,e) composición 2 y c,f) composición 3.<sup>42</sup>

En la Figura 2-31 se pueden observar superficies de fractura de probetas ensayadas a tracción de tres composiciones distintas. Independientemente de la composición empleada, para todas las muestras lo primero en realizarse fue una homogenización laminando al material en caliente hasta obtener placas de 12 mm de espesor. La composición 1 posee una proporción Fe-0.221C-1.002Si-2.189Mn-0.219Mo-0.003N-0.006-0.003S (wt-%). En el caso de la composición 2, la proporción presente es Fe-0.219C-1.503Si-2.201Mn-0.221Mo-0.003N-0.006-0.003S (wt-%). Por último, la composición 3 presenta una proporción Fe-0.220C-2.012Si-2.197Mn-0.218Mo-0.003N-0.006-0.003S (wt-%). En este estudio<sup>44</sup> lo que se realizó fue una especie de enfriamiento continuo, para lograr una potencial aplicabilidad industrial, donde en todos los casos se austenizaban las probetas a 1000 °C durante 15 minutos, luego se enfriaban las mismas a razón de 15 °C/s hasta alcanzar los 450 °C, siguiendo una reducción en la velocidad de enfriamiento hasta unos 0.333 °C/s hasta alcanzar 350 °C, momento en el cuál la velocidad se lleva a 10 °C/s hasta igualar la temperatura ambiente. En la figura se pueden observar planos de clivaje (*cleavage facets*), huecos (*voids*) y desgarramiento dúctil (*ductile tearing*).



**Figura 2-31.** Micrografías SEM de la superficie de fractura probetas ensayadas a tracción a temperatura ambiente de tres composiciones del tipo ABLC: a) Composición 1, b) composición 2 y c) composición 3.<sup>44</sup>

En la Figura 2-32 se puede observar la evolución de la superficie de fractura de probetas ensayadas a tracción de un acero de composición Fe-0.4C-1.8Si-2.8Mn (wt-%) con el aumento de la duración del tratamiento térmico de austempering. La austenización puede realizarse a 860 °C por 10 minutos, u 820 °C durante 15 minutos, ya que así se logran tamaños de granos austeníticos similares, luego la  $T_{BI}$  empleada fue de 300 °C. Se puede observar una tendencia a presentar mayor proporción de rastros de fractura dúctil con el aumento del tiempo del tratamiento.<sup>45</sup>



**Figura 2-32.** Superficies de fractura de probetas de igual composición, tratadas a igual  $T_{BI}$ , pero con diferente duración del tratamiento térmico, a) 30 minutos, b) 60 minutos, c) 90 minutos y d) 120 minutos.<sup>45</sup>

### 3. Objetivos

El objetivo general del presente proyecto final es avanzar en el entendimiento de la relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas, al impacto y fracto-mecánicas de aceros colados de alto silicio con microestructuras bainíticas libres de carburos. Particularmente, se espera determinar la influencia de la composición química y los parámetros de los tratamientos térmicos empleados, sobre las microestructuras resultantes y sobre la tenacidad al impacto y a la fractura. Para ello, y tomando como material de estudio las probetas ensayadas en el proyecto final “Determinación de la tenacidad al impacto y a la fractura de aceros colados con microestructura bainítica libre de carburos”, realizado por los alumnos Amundarray, María Eugenia y Gómez, Facundo Daniel, se plantean los siguientes objetivos específicos según el orden de desarrollo en el presente trabajo:

- Analizar la influencia de la composición química y la temperatura de austemperado sobre las microestructuras evaluadas, a través del uso de las técnicas de microscopía óptica, electrónica de barrido (SEM) y dureza.
- Evaluar la influencia de la microestructura (tales como tamaño, morfología y cantidades de fases que conforman la bainita libre de carburos) en las propiedades mecánicas, particularmente sobre la tenacidad y fracto-tenacidad del material.
- Desarrollar una discusión de los resultados que permita incorporar todos los conocimientos generados durante el proyecto final de grado.

## 4. Metodología experimental

### 4.1 Introducción

Como ya ha sido mencionado en reiteradas ocasiones, en este trabajo se hará uso tanto del material como de algunos resultados de ensayos obtenidos en trabajos previos<sup>6,10,38,40</sup>, en pos de hallar explicaciones y correlaciones que se ajusten tanto a los valores obtenidos como a la evidencia microestructural obtenida. En este capítulo se citan las propiedades obtenidas de trabajos previos, las cuales ya fueron presentadas en el apartado 2.2.3 *Propiedades al impacto y fractomecánicas de ACBLC desarrolladas por AMI*. Además, se presentan las actividades experimentales realizadas para la observación y evaluación de las fases presentes en cada microestructura analizada.

### 4.2 Material de partida

En este apartado se hace una breve descripción del material utilizado en este proyecto final, que fue diseñado, producido y analizado en el marco de una tesis doctoral en la AMI<sup>6</sup>, y también para un proyecto final de grado.<sup>10</sup> Las características más relevantes de los aceros en términos de sus composiciones químicas serán desarrolladas brevemente con el fin de describir el material que se utilizará en este proyecto final.

#### 4.2.1 Composición de aleaciones

El material de partida utilizado en el presente trabajo fue diseñado y obtenido previamente en el AMI.<sup>6</sup> De todo el material disponible, se utilizaron aquellas coladas cuyos resultados previos resultaron prometedores en términos de factibilidad de tratamiento térmico y propiedades mecánicas a la tracción. Las composiciones químicas de las coladas utilizadas en este trabajo se encuentran en la Tabla 4-1.

**Tabla 4-1.** Composición química de los aceros colados seleccionados por Amundarray y Gómez, y utilizados en el presente trabajo, porcentajes de los elementos de aleación en peso.<sup>10</sup>

Acero	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Co
A1	0.40	2.06	0.59	0.52	0.49	0.53	<0.002	<0.002
A2	0.43	2.06	0.58	0.59	0.56	0.53	0.61	0.21
A3	0.71	2.01	0.58	<0.005	<0.07	<0.006	<0.002	<0.002
A4	0.71	2.14	0.57	0.53	<0.09	<0.003	<0.072	<0.002
A5	0.80	2.25	1.05	1.10	<0.09	<0.005	<0.002	<0.002

Resulta interesante destacar que los aceros A1 y A2 son aceros de medio carbono (0.4-0.43C wt-%), mientras que los aceros A3, A4 y A5, corresponden a aceros de alto carbono (0.7-0.8C wt-%). A su vez, todos los aceros utilizados tienen un alto contenido de silicio ( $\approx 2$  wt-%) para promover la generación de microestructuras sin carburos y cuentan con diferentes tenores y elementos de aleación. En lo que respecta a los aceros de medio carbono, el acero A1 aparte de manganeso y cromo, presenta pequeñas cantidades de níquel y molibdeno, con el objetivo de lograr una gran templabilidad y, en consecuencia, producir un acero apto para la fabricación de grandes piezas.<sup>8</sup> El acero A2 es similar al acero A1, sin embargo y debido a que el acero A1 tiene una considerable concentración de elementos de aleación y se espera una cinética de reacción lenta, el acero A2 presenta agregados de aluminio y cobalto en pequeñas proporciones. Estos elementos se han utilizado en un trabajo reportado en la literatura para acelerar las reacciones bainíticas a baja temperatura.<sup>8</sup>

En lo que respecta a los aceros de alto carbono, se utilizaron menores elementos de aleación que los aceros de medio carbono, bajo la premisa de disminuir los costos de producción y teniendo en cuenta que el alto contenido de carbono aporta templabilidad a los aceros. En consecuencia, tanto los aceros A3, A4 como A5 no tienen en su composición química níquel, molibdeno ni cobalto. A su vez, la falta del agregado de aluminio se justifica para evitar las inclusiones de tipo alúmina en el acero<sup>2</sup>, las cuales son perjudiciales para las propiedades mecánicas. El agregado de pequeños tenores de cromo a los aceros A4 y A5 tiene la finalidad de incrementarles su templabilidad.

#### 4.2.2 Tratamientos térmicos empleados

En el trabajo presentado por Tenaglia<sup>6</sup>, tanto Bs como Ms fueron calculadas mediante el uso de un software para el modelado cinético y termodinámico de las transformaciones de fases en estado sólido en aceros MAP\_STEEL\_MUCG83. Posteriormente, se seleccionaron temperaturas de austemperado y se evaluaron las propiedades mecánicas para las diversas combinaciones entre composición química y tratamiento térmico. Las propiedades mecánicas resultantes de tratamientos térmicos de austemperado a baja temperatura ( $< 300^{\circ}\text{C}$ ) mostraron que los valores de resistencia fueron los esperados, pero a coste de una muy baja capacidad de deformación o ductilidad, y por ende una baja tenacidad. Teniendo en cuenta estos resultados, para el trabajo de Amundarray y Gómez<sup>10</sup> se decidió seleccionar temperaturas de austemperado mayores, bajo la hipótesis de sacrificar en parte la resistencia mecánica para ganar ductilidad y tenacidad, tanto en impacto como a la fractura, y los mismos tiempos de austemperado.

Los tiempos y temperaturas empleados para cada acero son presentados en la Tabla 4-2.

**Tabla 4-2.** Temperaturas de austempering ( $T_{BI}$  [°C]) y tiempos de tratamiento ( $t_{BI}$  [h]).<sup>10</sup>

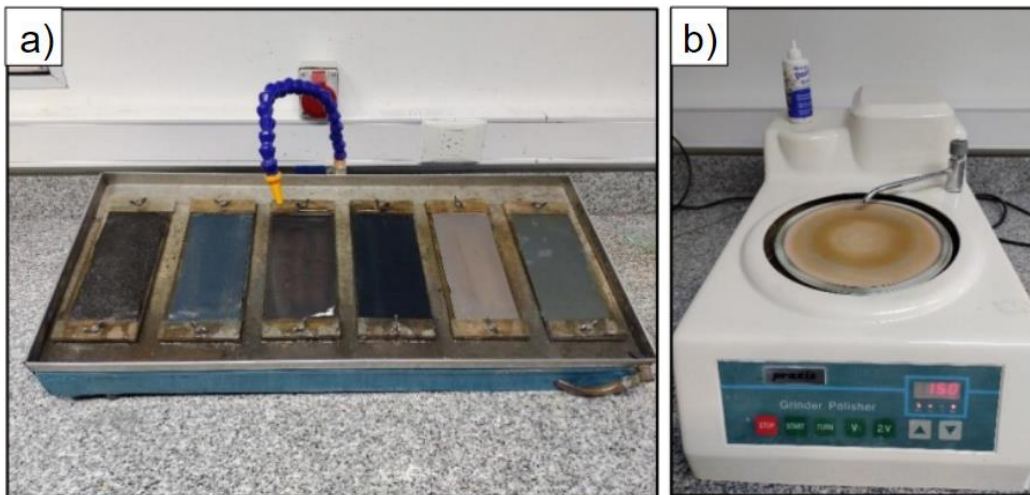
Acero	$T_{BI1}$	$t_{BI1}$	$T_{BI2}$	$t_{BI2}$
A1	330	1.5	350	1
A2	330	1.5	350	1
A3	300	3	350	2
A4	300	3	350	2
A5	280	6	330	3

### 4.2.3 Manipulación del material de trabajo

#### 4.2.3.1 Testigos de tratamientos térmicos

Como material de partida se utilizaron los testigos de tratamiento térmico y las probetas resultantes de los ensayos de Charpy y de  $K_{IC}$ , de cada composición y temperatura, que fueron utilizados en el trabajo final de Amundarray y Gómez.<sup>10</sup> Los testigos del tratamiento térmico, los cuales ya se encontraban incluidos en baquelita, se repulieron y atacaron químicamente para ser observados tanto en el microscopio óptico como en el SEM a diferentes magnificaciones. La preparación metalográfica se realizó empleando métodos de desbaste, pulido mecánico y ataques químicos convencionales.

El desbaste y pulido consistía en lijar la muestra previamente humedecida hasta lograr un rayado direccional. Luego se repitió el mismo proceso de manera perpendicular utilizando una lija de menor granulometría. En este proyecto final, se utilizaron lijas con granulometría 80, 120, 240, 400, 600 y 1000. Posteriormente, se realizó un pulido metalográfico utilizando una pulidora marca Prazis, la cual trabaja empleando un paño giratorio y una suspensión fina de partículas de óxido de aluminio de granulometría 0,3 $\mu$ m (conocido como alúmina) en agua, con el principal objetivo de pulir la superficie de la muestra hasta lograr eliminar las rayas producidas en el proceso de desbaste, resultando en un pulido denominado “pulido a espejo”. La estación de pulido manual y la pulidora metalográfica utilizadas se observan en la Figura 4-1a y Figura 4-2b respectivamente.



**Figura 4-1.** Desbaste y pulido metalográfico. a) Estación de pulido manual, b) pulidora metalográfica.

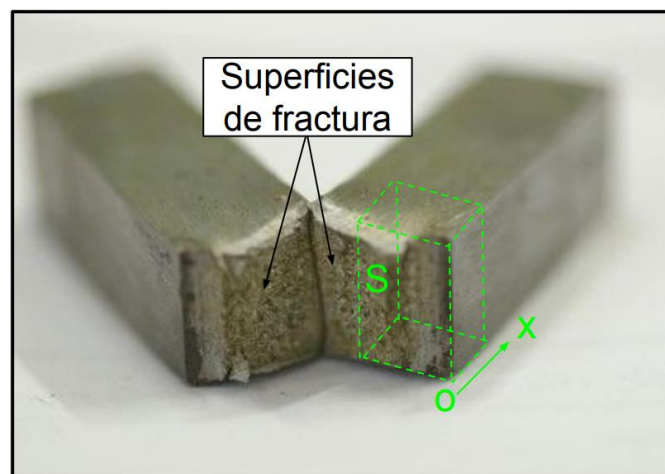
Una vez pulida a espejo la muestra, la misma se lavó con agua para quitar los restos de material del pulido y luego se secó con alcohol isopropílico y una corriente de aire caliente. Una vez seca la muestra, la misma se atacó por un tiempo de entre 3 a 5 segundos con una solución de alcohol y ácido nítrico al 2% (Nital al 2%), típicamente utilizada para revelar la microestructura de aleaciones ferrosas. A continuación, la pieza se enjuagó con agua rápidamente para evitar que el reactivo siga actuando. Por último, se limpió la superficie de la muestra con alcohol y se secó nuevamente para su observación metalográfica. Las observaciones se realizaron por medio de microscopía óptica usando un microscopio Leica DMI3000 M, y las fotografías se obtuvieron por medio de una cámara marca Leica MC120HD adosada al microscopio. El postprocesamiento de las imágenes se realizó mediante el software Image Pro-Plus®. Además, las microestructuras también fueron analizadas en un Microscopio Electrónico de Barrido de Emisión de Campo Zeiss Crossbeam 350, con voltajes entre 10 y 15 kV, y señal A SE2, en busca de fases que podrían no ser visualizadas fácilmente con los aumentos disponibles en el microscopio óptico. En todos los casos, las actividades fueron desarrolladas en el laboratorio de metalografía y microscopía del área metalurgia del INTEMA.

#### 4.2.3.2 Superficies de fractura

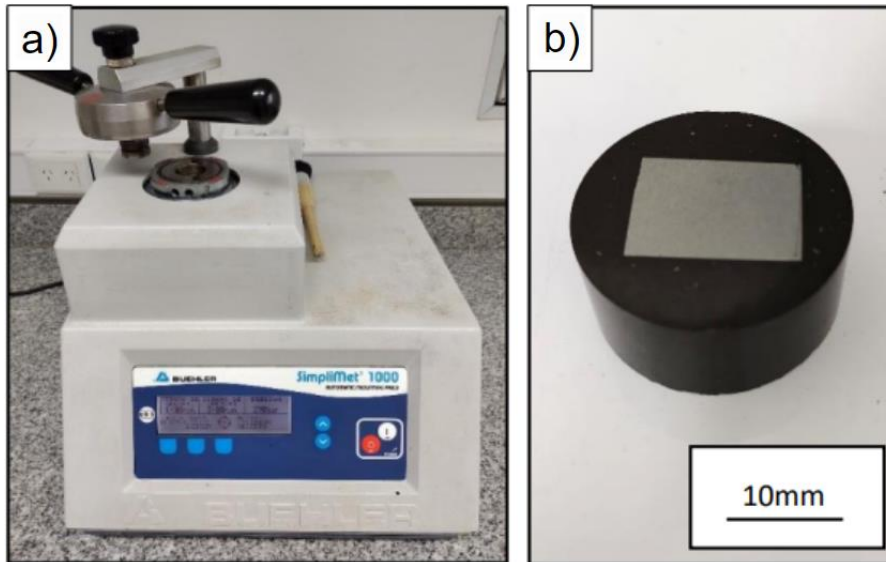
La observación microestructural y análisis de las superficies de fractura, tanto de las probetas de  $K_{IC}$  como de Charpy, se realizó también utilizando el Microscopio Electrónico de Barrido mencionado anteriormente, con voltajes entre 10 y 15 kV, y señal A SE2. Las observaciones fueron realizadas a diferentes magnificaciones. La intención del análisis de las superficies de fractura era evaluar la predominancia de los mecanismos de fractura operantes según el tipo de sollicitación, para cada composición química y parámetros del tratamiento térmico de austemperizado realizado en cada caso.



Además, se realizaron estudios para verificar la existencia de efecto TRIP que pudiera ocurrir de manera subsuperficial a las superficies de fractura en probetas Charpy mediante el uso del FESEM. Para esto se debieron ser seccionadas de manera perpendicular a la superficie de fractura mediante el uso de una sierra metalográfica abrasiva, la cual utiliza un fluido refrigerante con el fin de evitar el calentamiento excesivo y la consecuente modificación de la microestructura. La parte seccionada de la probeta está delimitada con punteado verde en la Figura 4-2. La superficie indicada como S es la que debe ser observada en el microscopio, la búsqueda de martensita comienza en las zonas más cercanas a la superficie (o), y luego se observan las zonas más alejadas (en la dirección de x). Posteriormente, y con el fin de simplificar los procesos de desbaste y pulido, las piezas se incluyeron en baquelita, para lo cual se utilizó una incluidora metalográfica marca Buehler, que se observa en la Figura 4-3a. A modo de ejemplo, en la Figura 4-3b se observa una imagen de una de las piezas incluida en baquelita.



**Figura 4-2.** Sección de la probeta Charpy utilizada en la búsqueda de martensita transformada por TRIP.



**Figura 4-3.** a) Incluidora metalográfica marca Buehler, b) pieza incluida en baquelita.

El análisis que relaciona las microestructuras capturadas luego de seguir esta metodología con los resultados de los trabajos previos se realiza en el siguiente capítulo.

## 5. Análisis de resultados

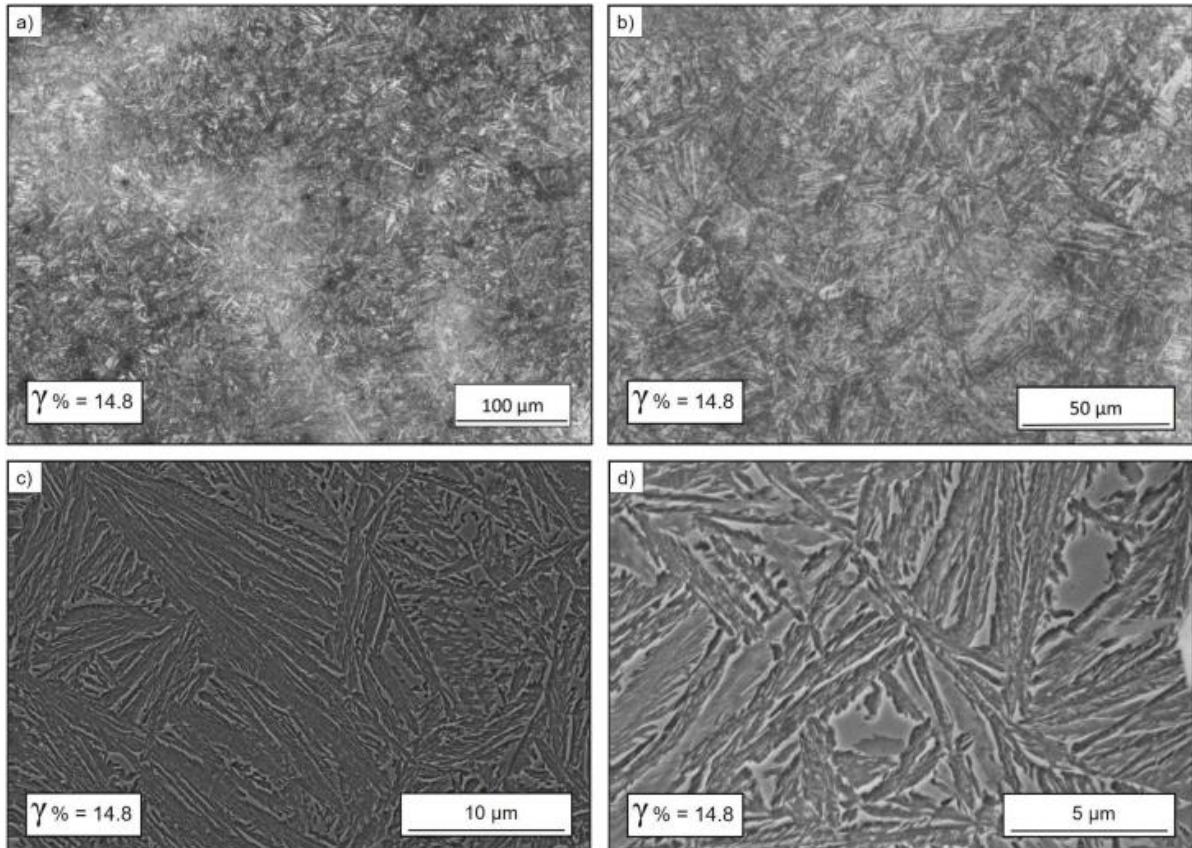
La caracterización microestructural se realizó considerando la observación metalográfica de las probetas resultantes de los tratamientos térmicos, en términos de fases presentes y variables morfológicas de las mismas. A su vez, se utilizaron datos experimentales resultantes de estudios previos. Finalmente, las conclusiones parciales se enunciaron considerando la influencia de las variables microestructurales y de procesamiento sobre las propiedades mecánicas.

Los datos utilizados para el análisis son los expuestos en la Tabla 2-3.

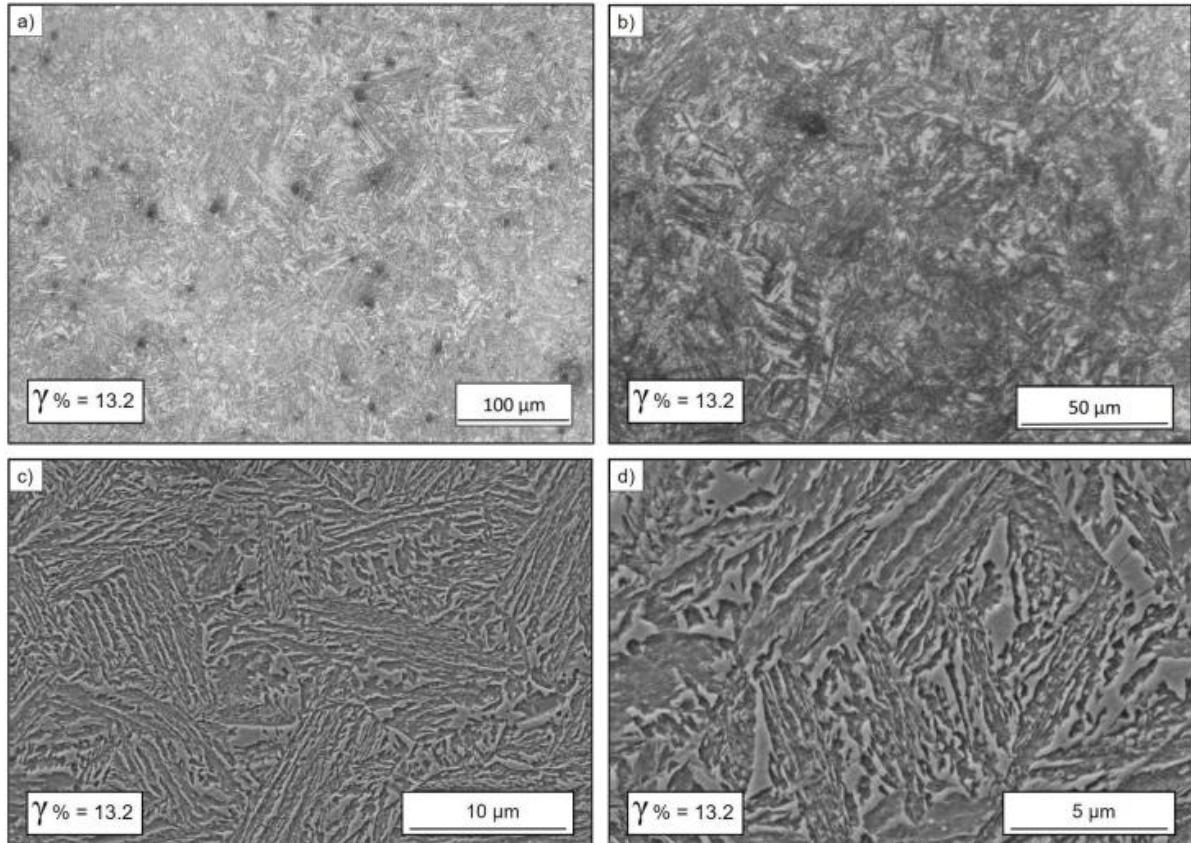
### 5.1 Influencia del contenido de aleantes en la cantidad de austenita retenida presente en la microestructura y espesor de placa bainítica

#### 5.1.1 Influencia en aceros A1 y A2 con 0.4-0.43%C

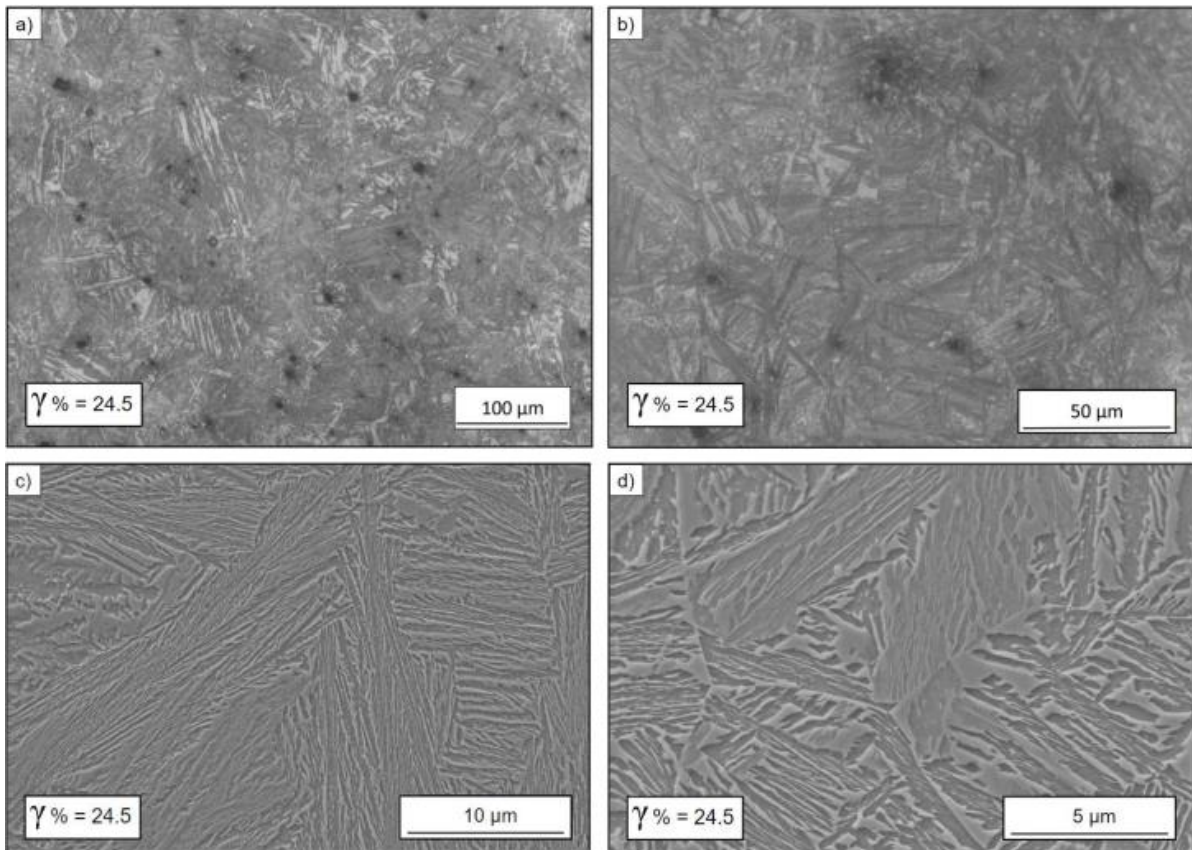
En las Figuras desde la 5-1 a la 5-4 se pueden observar las microestructuras obtenidas mediante metalografía óptica y electrónica como resultado de los tratamientos térmicos sobre los aceros A1 y A2. En las imágenes se agregan los contenidos de austenita retenida para cada caso.



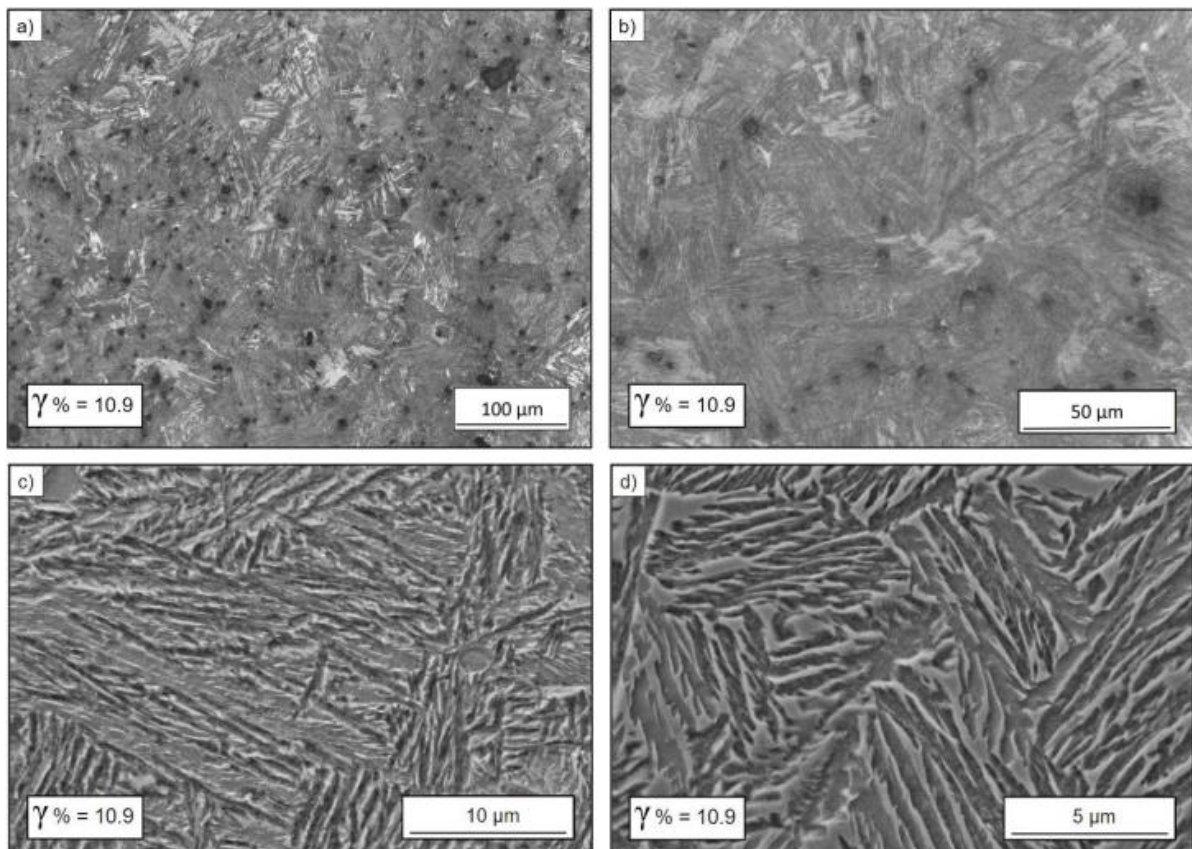
**Figura 5-1.** Micrografías de muestra AI 330-1.5 a) LOM objetivo 20X; b) LOM objetivo 50X; c) SEM 3000X; d) SEM 6000X.



**Figura 5-2.** Micrografías de muestra AI 350-1 a) LOM objetivo 20X; b) LOM objetivo 50X; c) SEM 3000X; d) SEM 6000X.



**Figura 5-3.** Micrografías de muestra A2 330-1.5 a) LOM objetivo 20X; b) LOM objetivo 50X; c) SEM 3000X; d) SEM 6000X.



**Figura 5-4.** Micrografías de muestra A2 350-1 a) LOM objetivo 20X; b) LOM objetivo 50X; c) SEM 3000X; d) SEM 6000X.

Para estas variantes, las microestructuras se componen de ferrita bainítica y austenita retenida, sin haber evidenciado la presencia de martensita.

Analizando el contenido de austenita retenida reportado, las microestructuras de los aceros con composiciones A1 y A2 presentan valores que oscilan entre el 10 y 15% en su microestructura final, salvo para la muestra A2-330-1.5. La baja proporción de austenita retenida final en su estructura con respecto a otros aceros reportados en la literatura podría ser atribuida a que son aceros con contenido medio de C, lo que favorece un mayor grado de avance de la reacción bainítica, si se los compara con aceros de mayor contenido de C.

Las mediciones de austenita retenida correspondientes a la muestra A2-330-1.5 arrojaron valores cercanos al 25%, algo no esperado debido a la similitud de esta microestructura respecto a las otras del grupo de aceros evaluados en este punto. Sin embargo, la observación de esta microestructura en detalle no mostró marcadas diferencias en el contenido de austenita respecto a las otras microestructuras de los aceros A1 y A2, inclusive pareciera que en todos los casos la magnitud de austenita retenida es similar. Por lo tanto, se consideraría pertinente realizar nuevamente la medición del contenido de austenita en las muestras A2-330-1.5, y así poder realizar un análisis correcto de la situación. De comprobarse la hipótesis de que en realidad la proporción de austenita es menor al valor presentado, y más cercano al de sus pares, se obtendría que oscilaría entre un 10 y un 15%. A su vez, la adición de Al como Co en los valores analizados no presentarían alguna influencia las cantidades de austenita retenida, ni en la cinética de la transformación bainítica para las temperaturas de austemperizado analizadas.

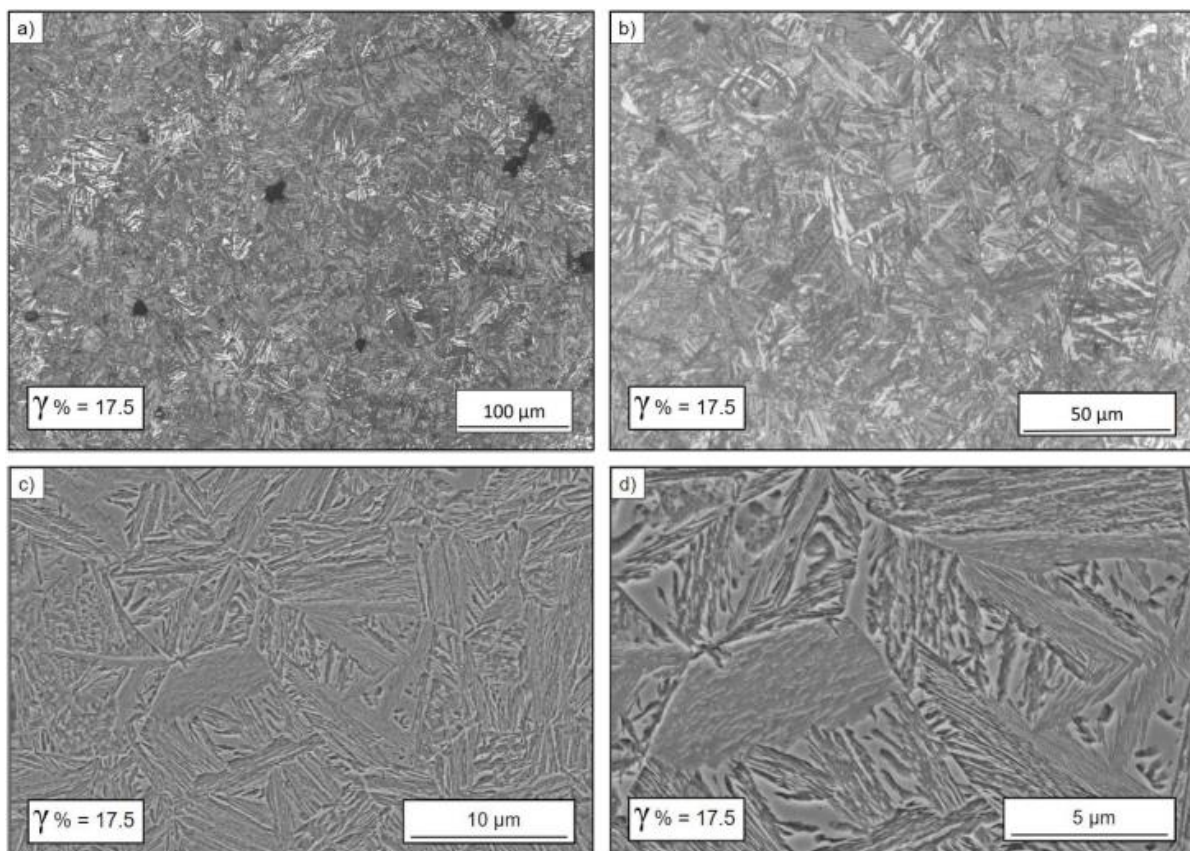
En cambio, si el valor medido es correcto, se podría decir en ambos aceros ocurre algo inesperado, la cantidad de austenita retenida no aumenta con la  $T_{BI}$ . En el acero A1 podría deberse al error asociado a la medición debido a que la diferencia no es muy grande (14.8% a 330 °C vs 13.2% a 350 °C), pero en A2 la diferencia es notoria (24.5% a 330 °C vs 10.9% a 350 °C). Este comportamiento se puede asociar a un fenómeno de reacción incompleta, en donde para las más bajas temperaturas de tratamiento térmico no se logra finalizar la reacción ni en el acero A1 ni en el A2. Es decir, el tiempo de tratamiento a la temperatura de austemperizado fue insuficiente en los dos casos. Sería de esperar que incrementar el tiempo de transformación para 330 °C, disminuya la cantidad de austenita retenida debido a un mayor avance de transformación, resultando en valores menores que los encontrados para el tratamiento a 350 °C.

Nuevamente, si analizamos el rol del Al y Co, y comparamos A1-330 con A2-330, las cuales presentan igual duración de tratamiento (90 minutos), notamos que en el caso del acero A2 se obtuvo un menor avance para la reacción, lo cual iría en discrepancia con lo reportado por algunos autores, donde se esperaría que del agregado de aluminio y cobalto se genere un avance mayor en la transformación bainítica para igualdad en los tiempos empleados.<sup>8</sup> Sin embargo, cuando se realiza el tratamiento para ambas composiciones a  $T_{BI}= 350$  °C, durante el mismo tiempo (una hora), la muestra del acero A2 obtuvo un mayor avance de la reacción que la muestra del acero A1, aunque muy leve (10.9% de austenita retenida vs 14.8%). Estos resultados no permiten, al menos en este

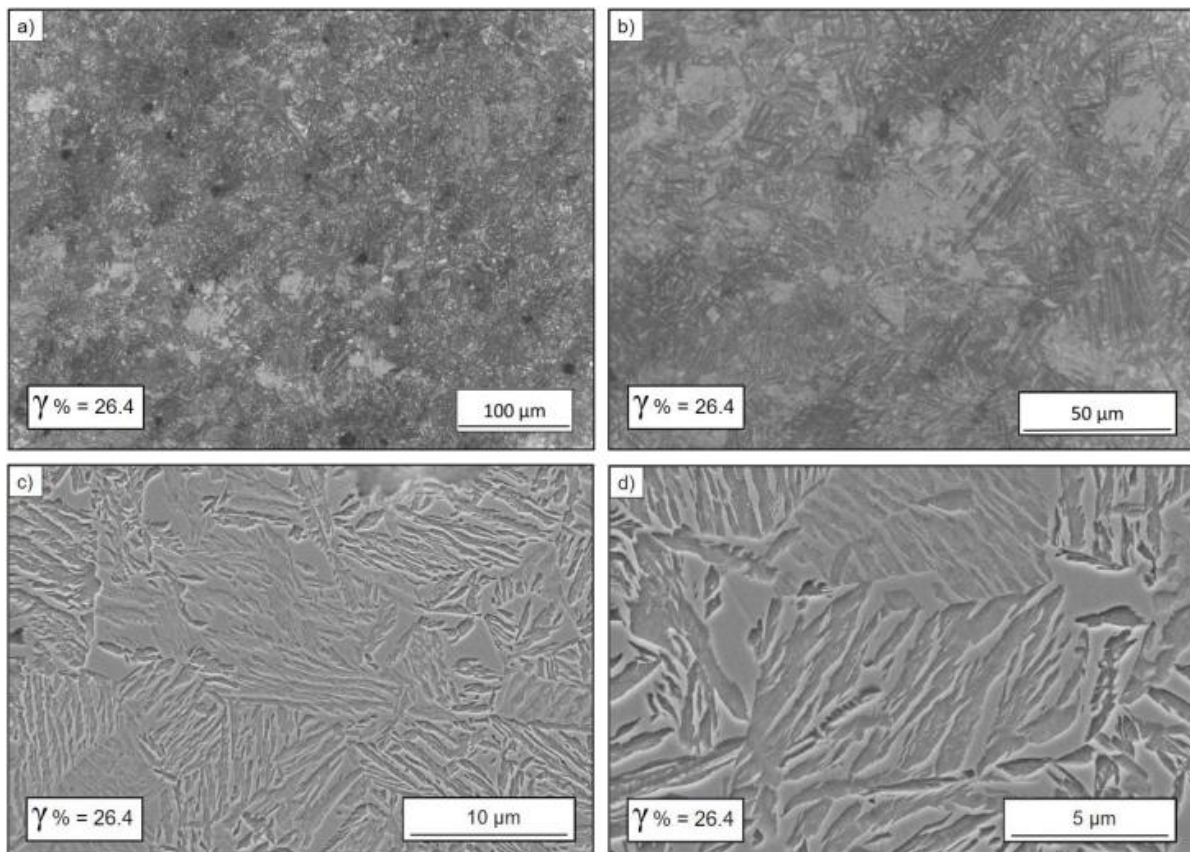
trabajo, determinar el rol o influencia de esos elementos (Al y Co) en la velocidad de transformación bainítica en los aceros y temperaturas de austemperizado analizadas.

### 5.1.2 Influencia en aceros A3 y A4 con 0.7%C

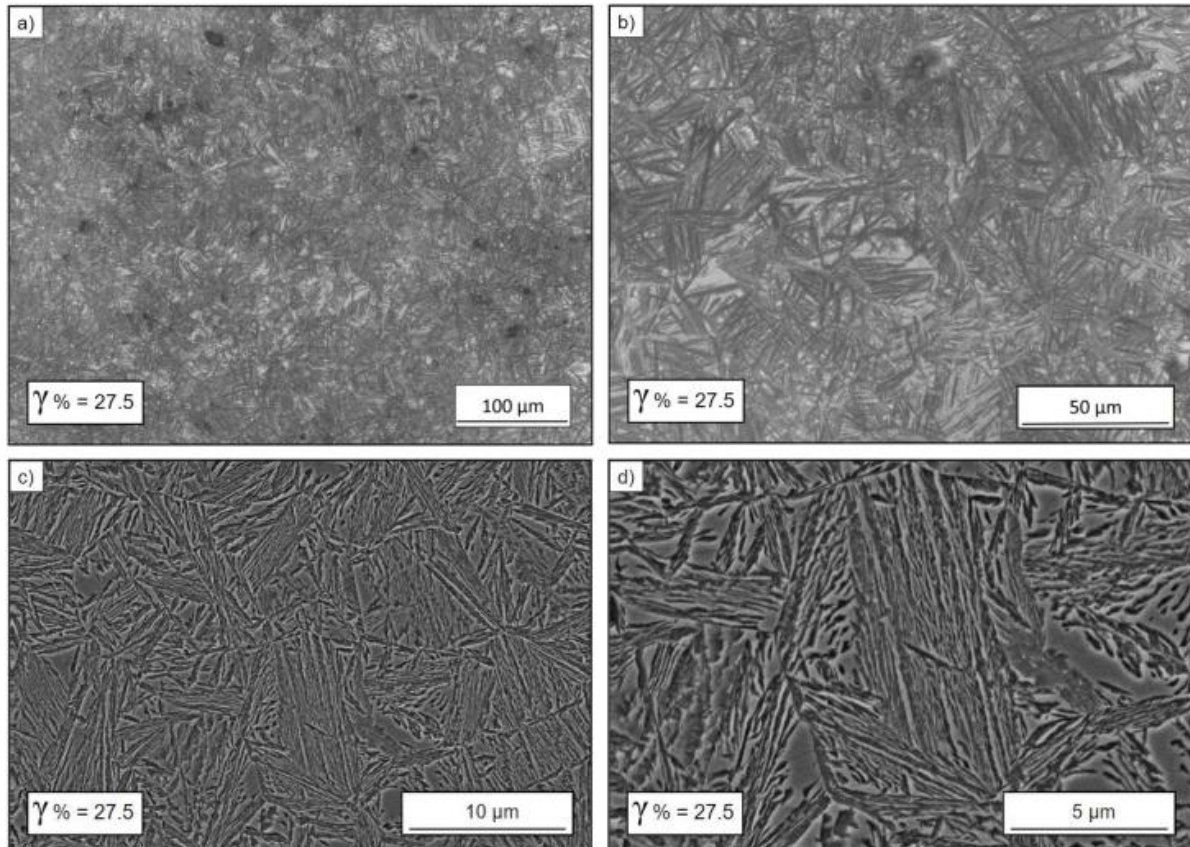
En las Figuras desde la 5-5 a la 5-8 se pueden observar las microestructuras que se obtienen luego de realizar los tratamientos térmicos correspondientes sobre los aceros A3 y A4.



**Figura 5-5.** Micrografías de A3 300-3 a) LOM objetivo 20X; b) LOM objetivo 50X; c) SEM 3000X; d) SEM 6000X.

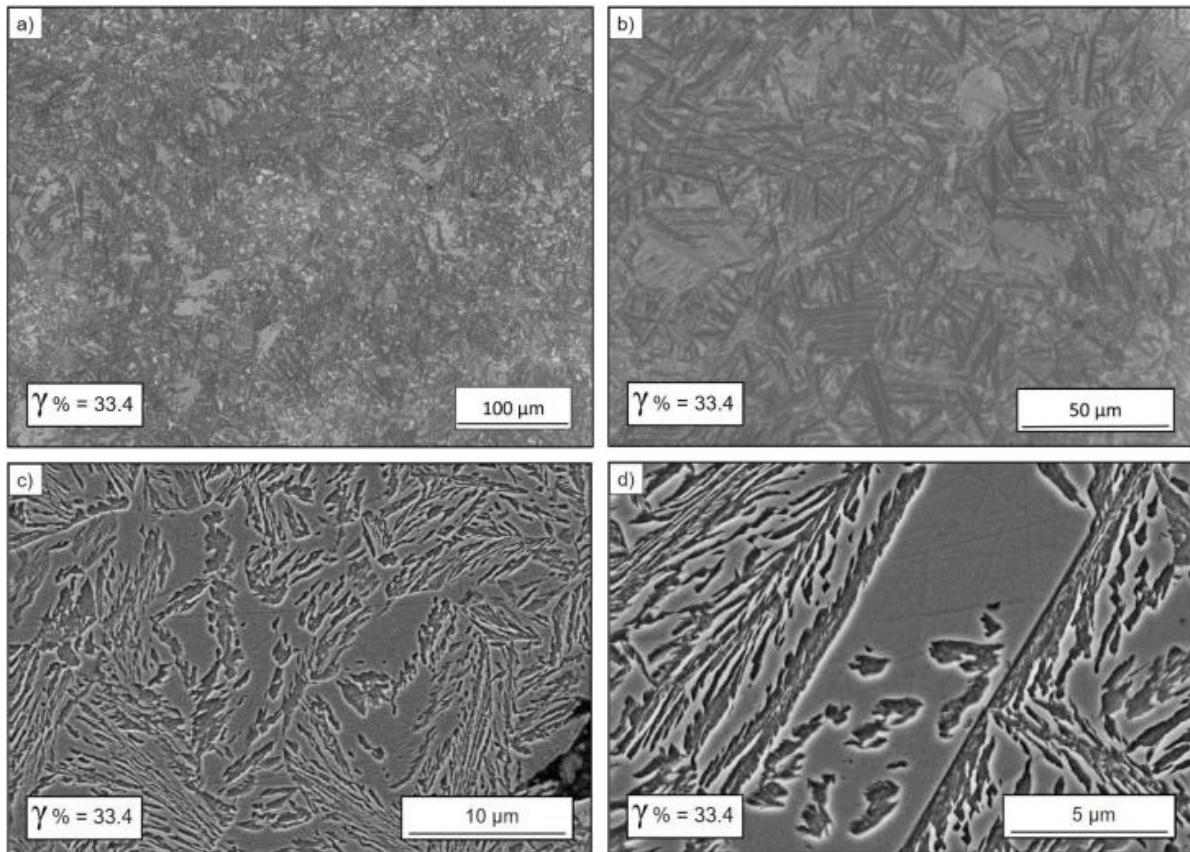


**Figura 5-6.** Micrografías de A3 350-2 a) LOM objetivo 20X; b) LOM objetivo 50X; c) SEM 3000X; d) SEM 6000X.



**Figura 5-7.** Micrografías de A4 300-3 a) LOM objetivo 20X; b) LOM objetivo 50X; c) SEM 3000X; d) SEM 6000X.





**Figura 5-8.** Micrografías de A4 350-2 a) LOM objetivo 20X; b) LOM objetivo 50X; c) SEM 3000X; d) SEM 6000X.

Las microestructuras para las muestras obtenidas de los aceros A3 y A4 se componen nuevamente de ferrita bainítica y austenita retenida.

Para estas muestras se obtuvieron resultados consistentes con lo reportado en la bibliografía. Ambas composiciones son casi idénticas, diferenciándose solamente en que el acero A4 presenta un 0.5 wt-%Cr, respecto del acero A3. Este elemento en esas cantidades se adiciona habitualmente para aumentar la austemperabilidad del acero<sup>8</sup>, pero también retrasa la cinética de transformación bainítica, promoviendo una mayor cantidad de austenita retenida en la microestructura.<sup>9</sup> Esto último se observa en que, a igual  $T_{BI}$  y tiempo de tratamiento, para ambas composiciones el acero A4 presenta una mayor proporción de austenita retenida (27.5% vs 17.5% para tres horas de tratamiento con  $T_{BI}=300\text{ }^{\circ}\text{C}$ , y 33.4% vs 26.4% para dos horas de tratamiento con  $T_{BI}=350\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). Por otro lado, tanto para el acero A3 como para el A4 se cumplió que al aumentar la  $T_{BI}$  incrementa la cantidad de austenita final en la estructura. Comparadas con las microestructuras obtenidas de los aceros con composiciones A1 y A2, las microestructuras de los aceros A3 y A4 presentan una mayor cantidad de austenita retenida, en consistencia con su mayor contenido de C y al efecto que este elemento tiene sobre la estabilidad de la austenita.

### 5.1.3 Influencia en acero A5 con 0.8%C

En las Figuras 5-9 y 5-10 se pueden observar las microestructuras que se obtienen luego de realizar los tratamientos térmicos correspondientes al acero A5.

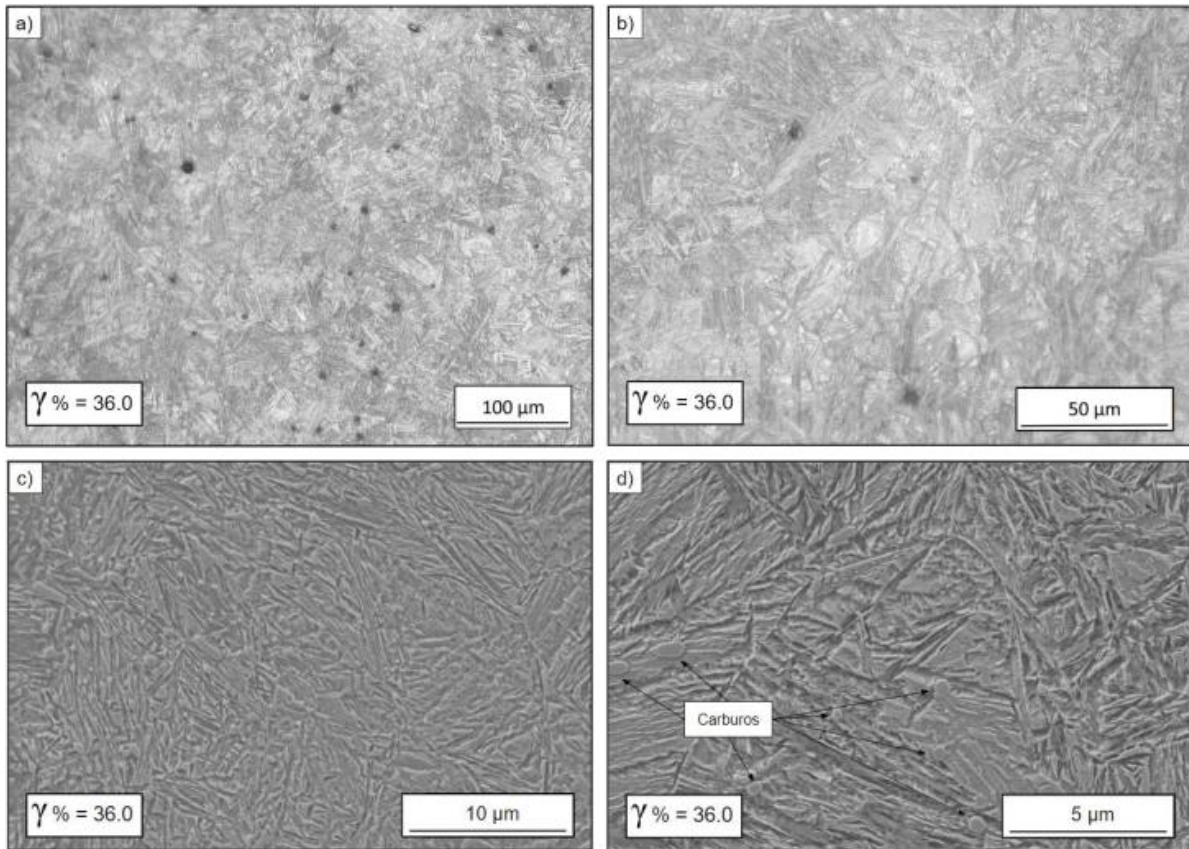


Figura 5-9. Micrografías de A5 280-6 a) LOM Objetivo 20X; b) LOM Objetivo 50X; c) SEM 3000X; d) SEM 6000X.

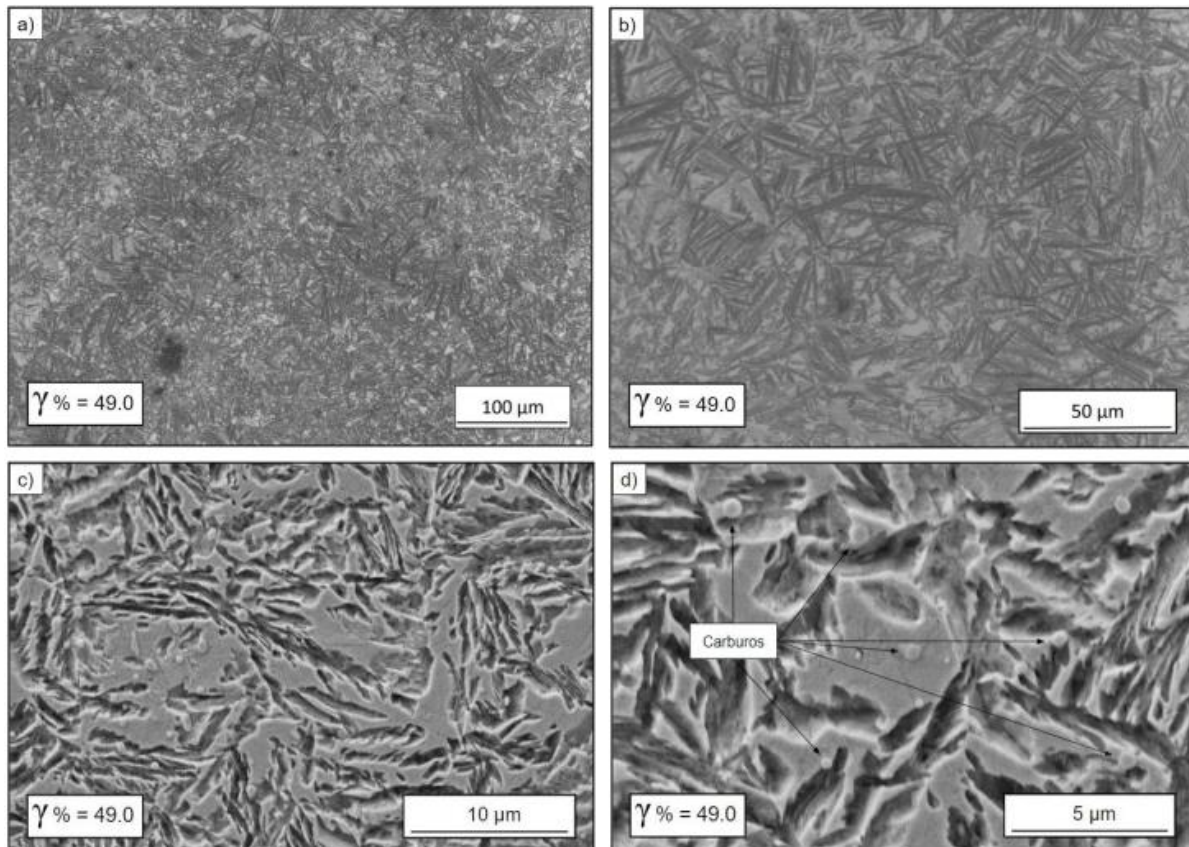


Figura 5-10. Micrografías de A5 330-3 a) LOM Objetivo 20X; b) LOM Objetivo 50X; c) SEM 3000X; d) SEM 6000X.

En esta variante de acero, las microestructuras luego del tratamiento térmico se componen de ferrita bainítica, austenita retenida y carburos dispersos de tamaños menores a 1µm (Figuras 5-9d y 5-10d). Dichos carburos pueden atribuirse al elevado contenido de C (0.8 wt-%), y de elementos formadores de carburos como el Mn (1.05 wt-%) y Cr (1.1 wt-%). La presencia de estos carburos en la microestructura no es deseada, ya que podría generar una disminución de algunas de las propiedades mecánicas de estas muestras, tales como ductilidad o tenacidad tanto al impacto como a la fractura. Esto será analizado más adelante. A su vez, se observa que las dos variantes de la composición A5 son las que presentan una mayor proporción de austenita retenida (36% y 49% para  $T_{BI}$  de 280 y 330 °C, respectivamente) entre las analizadas en este trabajo. El acero A5 es el que presenta mayor contenido de C entre todos los analizados, y como se ha mencionado previamente, un mayor contenido de C favorece una mayor proporción de austenita en la estructura final. Esto se verifica cuando se lo compara con los aceros A1, A2, A3 y A4, ya que presenta más C que todos ellos y retiene más austenita, concordando con lo reportado en la bibliografía. Además, se cumple también el aumento de la proporción de austenita con la  $T_{BI}$ .

## 5.2 Influencia del espesor de placa bainítica, composición química y microestructura sobre la resistencia mecánica, tensión de fluencia y dureza

Es ampliamente reportado que el espesor de placa bainítica afecta las propiedades mecánicas de estos aceros. En lo que a esto respecta, en todas las muestras se cumplió que para la menor  $T_{BI}$  de cada composición se obtiene el menor espesor. Los menores valores de todos se dieron para A4-300 y A5-280 (56 y 55 nm, respectivamente), que fueron las temperaturas empleadas más bajas, por lo que se podría decir que lo propuesto por la teoría se cumplió completamente en este apartado.<sup>14</sup> Se considera importante destacar el caso de A3-300, que cuenta con una proporción de C similar a A4-300 e idéntico tratamiento térmico, ya que en ese acero el espesor de placa es de unos 71 nm. Esto podría deberse al hecho de que A4 presenta Cr en su composición, y al estar formando solución sólida puede que también dificulte el engrosamiento del plumín de bainita y se explique esta diferencia de espesor de placa.

Los resultados de la tensión de fluencia en función del espesor de placa bainítica reportados en estudios previos<sup>10,38,40</sup>, para estas variables microestructurales, se presentan en la Figura 5-11, mientras que los de tensión de rotura se presentan en la Figura 5-12.

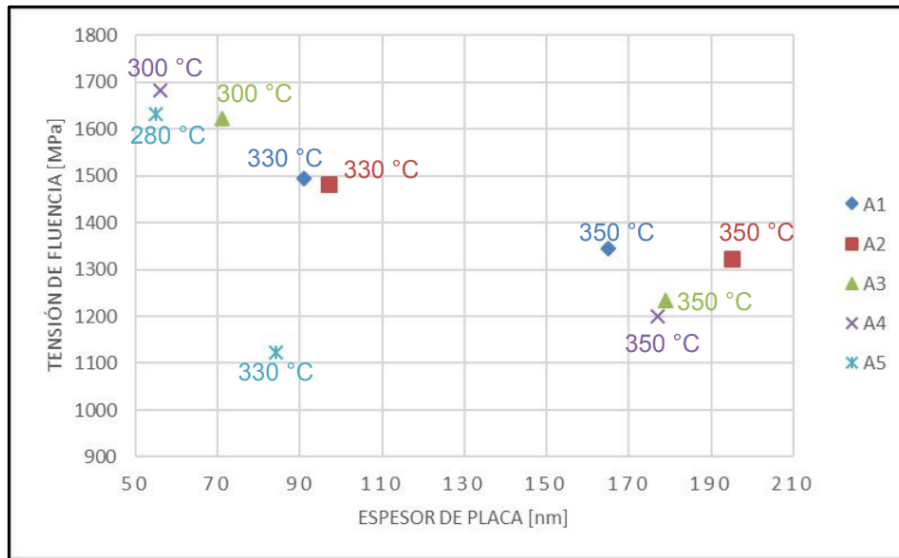


Figura 5-11. Tensión de fluencia vs Espesor de placa bainítica.

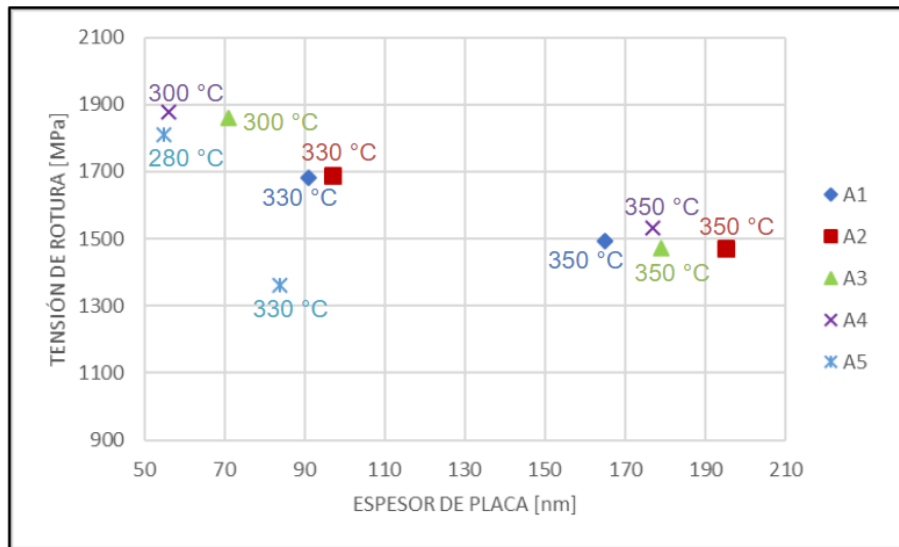


Figura 5-12. Tensión de rotura vs Espesor de placa bainítica.

Según lo enunciado en la revisión bibliográfica, la explicación a estos comportamientos podría deberse a que cuanto más pequeño es el tamaño efectivo de grano (en este caso el espesor de placa bainítica) mejor es la combinación de resistencia y tenacidad, debido a que la fisura se ve forzada a reiniciarse repetidamente, lo que genera un mayor consumo de energía para la fractura total. Además, una estructura más fina presenta defectos potenciales más pequeños, aumentándose el esfuerzo necesario para la fractura. Para el caso de la tensión de fluencia, tal como dicta la ecuación de Hall-Petch, ocurre exactamente lo mismo, ya que existirán más granos con mayor número de planos de deslizamiento disponibles para las dislocaciones. Tanto para la tensión de fluencia como la de rotura ocurre que los mayores valores se dan para las muestras con menores

espesores de placas bainíticas. Para la tensión de fluencia esto es así para A4-300-3 (56 nm, 1682 MPa), A5-280-6 (55 nm, 1632 MPa) y A3-300-3 (71 nm, 1622 MPa), que son las tres tensiones más altas en orden descendente. En cuanto a tensión de rotura, los aceros son los mismos, solo que se permutan en orden A3-300-3 por A5-280-6 (1876 MPa para la variante de A4, y 1859 y 1811 MPa para las variantes de A3 y A5, respectivamente). Es pertinente destacar que estos aceros además de presentar tal característica microestructural, presentan elevados valores de C (0.71 wt-% para A3 y A4, y 0.8 wt-% para A5), que es un agente endurecedor potente y aumenta la resistencia por solución sólida.<sup>34</sup> En caso de presentarse carburos, como se observó para los aceros A5, se corre el riesgo de que favorezcan la nucleación de fisuras. Además, tanto A4-300-3 como A5-280-6 presentan una elevada cantidad de Cr (0.53 wt-% para A4 y 1.1 wt-%), elemento que aumenta la resistencia por solución sólida pero que también es un fuerte formador de carburos.<sup>34</sup> Si bien no se ha hecho un análisis preciso, podría sospecharse que los carburos presentes en A5 se deban a las elevadas proporciones de C y de Cr-Mn. La cantidad de C en solución sólida, en combinación con el bajo grosor de placa debido a la temperatura de tratamiento seleccionada, podría explicar las elevadas tensiones tanto de fluencia como de rotura alcanzadas para A5, a pesar de que se haya medido un valor elevado de austenita retenida (36%), la cuál es una fase blanda y representa el segundo valor más alto presente en todos los aceros bajo estudio.

Luego, si analizamos los valores de tensión de fluencia y de rotura más bajos, en orden creciente, nos encontramos con A5-330-3 (84 nm, 1124 y 1363 MPa), A4-350-2 (172 nm, 1201 y 1534 MPa), A3-350-2 (179 nm, 1233 y 1471 MPa) y A2-350-1 (195 nm, 1324 y 1472 MPa). A excepción de la variante de A5 y de A2, pareciera cumplirse, en general, con el comportamiento propuesto por la bibliografía, donde a mayor espesor de placa bainítica menores son las tensiones tanto de rotura como de fluencia alcanzadas.

Para el caso de la muestra A5-330-3 se obtuvo un espesor de placa de los más bajos entre los medidos, obteniéndose las peores propiedades a la tracción. En parte podría justificarse por el hecho de que presenta una gran proporción de austenita retenida (49%), la más alta entre las analizadas, pero también podría deberse a la influencia de los carburos. La presencia de carburos favorecería la nucleación de fisuras, y no se obtendría un provecho de la cantidad de C en solución sólida ni espesor de placa bainítica en favor de la resistencia. El mecanismo de fractura, tal como se plasmó en la revisión bibliográfica, comenzaría con la nucleación de los microhuecos en estas partículas de segunda fase (carburos), para luego crecer y, por último, coalescer, lo que generaría la formación de fisuras macroscópicas que conducen a la rotura. De todas formas, no debería descartarse que podría deberse a una combinación de ambos factores.

En el caso de A2-350-1, estamos en presencia del acero con la estructura más gruesa, y si bien está dentro de los valores más bajos de tensiones de fluencia y de rotura, presenta cierta distancia de los valores mínimos registrados. En este caso, este incremento en los valores de las tensiones podría justificarse porque es el acero que presentó menor cantidad de austenita retenida (10.9%), presentando una estructura bainítica casi en su totalidad. Además, es el acero más aleado de toda la serie, el cual también presenta Cr, Ni, Mo, Al y Co (0.59, 0.56, 0.53, 0.61 y 0.21 wt-%, respectivamente). Estos elementos están presentes en solución sólida, promoviendo el aumento de resistencia y fluencia.

La relación entre la dureza resultante en cada acero y la  $T_{BI}$  se presenta en la Figura 5-13. Se puede observar que la muestra con mayor valor de dureza (54 HRC) corresponde a la muestra A5-280-6, la cual es la muestra con la menor  $T_{BI}$  empleada y presenta carburos en su estructura (Fig. 5-9d). Luego, se observa que al aumentar la  $T_{BI}$  se produce una caída de la dureza hasta valores de aproximadamente 40 HRC, la cual podría ser atribuida al incremento en la cantidad de austenita retenida y al engrosamiento de la estructura. Según la bibliografía, la dureza se ve influenciada por los mismos factores que la tensión de fluencia, por lo que el análisis realizado previamente también se aplicaría en este caso.

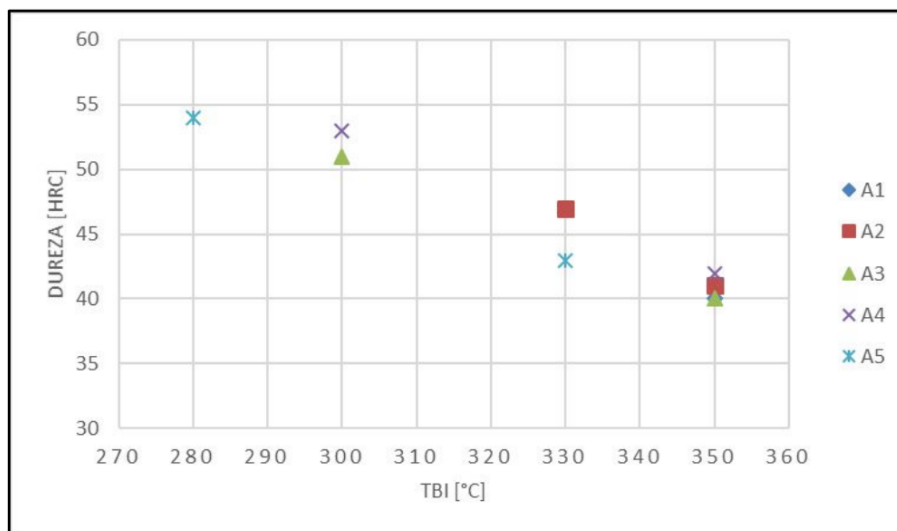


Figura 5-13. Dureza vs  $T_{BI}$ .

### 5.3 Influencia de la composición química y microestructura sobre ductilidad, tenacidad al impacto y tenacidad a la fractura

Para comparar tanto ductilidad como propiedades al impacto y fractomecánicas es pertinente llevar a cabo el análisis en dos etapas.

La primera es estableciendo una composición química fija, o composiciones similares en contenido de carbono, ya que permitiría obtener conclusiones independientes del grado de estabilidad de la austenita, pero más dependientes de la morfología y de las cantidades de fases presentes en la microestructura, las cuales dependerán principalmente de los parámetros del tratamiento térmico de austemperizado (el tiempo y la temperatura de tratamiento).

La segunda etapa tiene lugar analizando todas las muestras en su conjunto, donde se observaría también la influencia de la composición química en las propiedades.

### 5.3.1 Ductilidad

Para llevar a cabo el primer tipo de análisis hay que evaluar cada muestra y comparar entre sus dos temperaturas de tratamiento. Sin embargo, dada la similitud de sus composiciones, se propone llevar a cabo comparaciones y trazar paralelismos entre los aceros A1 y A2, o A3 y A4.

#### 5.3.1.1 Análisis para aceros A1 y A2 con 0.4-0.43%C

La primera variable a analizar fue la influencia de la cantidad de austenita retenida en la ductilidad del acero. En la Figura 5-14 se muestra esta dependencia. Hay que tener en consideración que si bien el aumento de ductilidad en A1 es elevado porcentualmente (26%), en términos absolutos y teniendo en cuenta la presencia de errores asociados a la medición, los valores son similares. Además, como se planteó previamente, puede que exista un error asociado a la medición de la proporción de austenita para A2-330. Tanto para A1 como para A2 no se han observado grandes variaciones, en términos absolutos, de la ductilidad con el aumento de la proporción de austenita. En cambio, en términos relativos se puede observar que la ductilidad para A1 aumenta con el incremento de austenita y para A2 se mantiene aproximadamente constante.

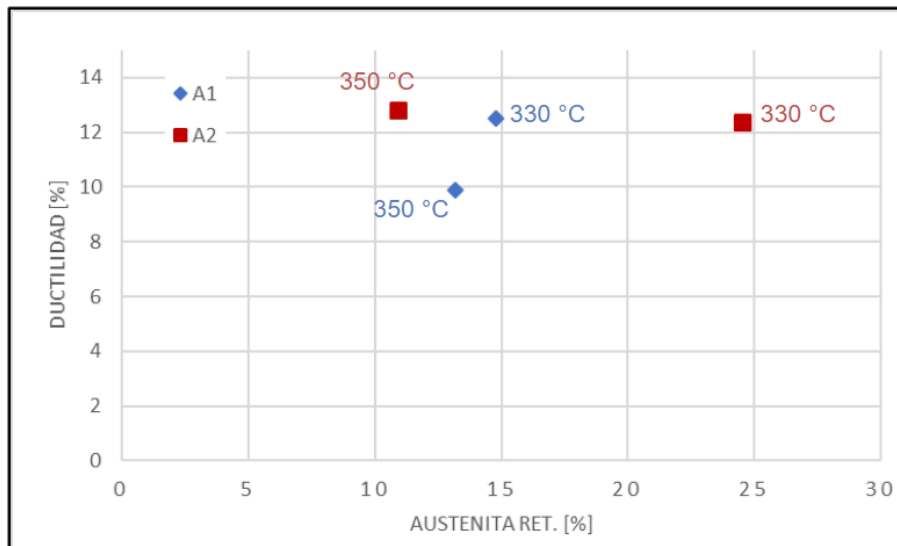


Figura 5-14. Ductilidad vs austenita retenida para aceros A1 y A2.

#### 5.3.1.2 Análisis para aceros A3 y A4 con 0.7%C

En la Figura 5-15 se muestra nuevamente la dependencia de la ductilidad con el contenido de austenita retenida, pero para los aceros A3 y A4. En este caso, ocurre un aumento de la ductilidad con el aumento en el contenido de austenita. Sin embargo, es importante mencionar que, para contenidos similares de austenita retenida (aproximadamente 25%), el acero A3 austemperado a 350 °C muestra mayor ductilidad que el acero A4 austemperado a 300 °C. Esto demuestra en un principio que la cantidad de austenita retenida no es el único factor que influye marcadamente en la ductilidad de estos aceros, en este caso se adicionaría la influencia del espesor de placa bainítica (179 nm para A3-350 y 56 nm para A4-300, ver Figuras 5-6d y 5-7d, respectivamente). El incremento de la temperatura de austemperizado aumenta el espesor de placa bainítica

resultante, a la vez que aumenta la ductilidad, debido a que un engrosamiento de la microestructura facilitaría el movimiento de dislocaciones.

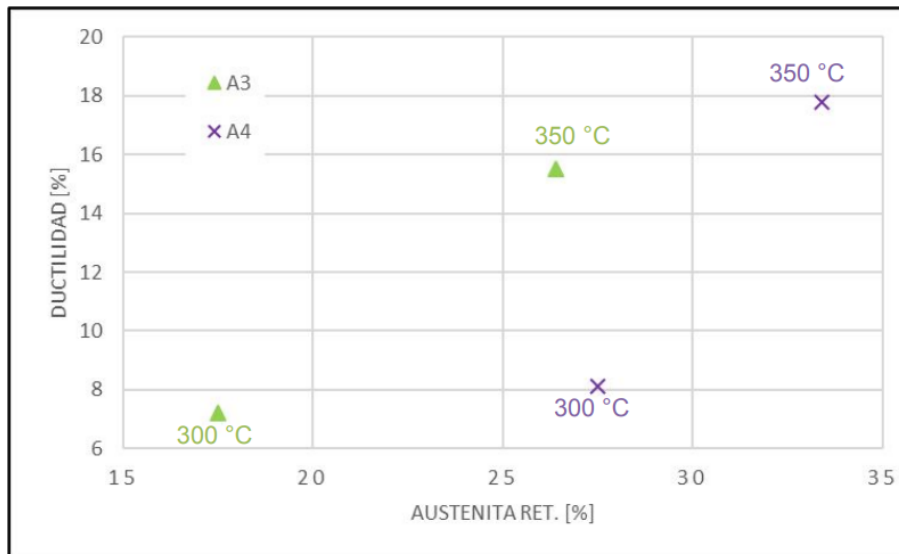


Figura 5-15. Ductilidad vs austenita retenida para A3 y A4.

### 5.3.1.3 Análisis para acero A5 con 0.8%C

Para el acero A5 se observaron los valores más bajos de ductilidad entre los aceros estudiados, reportando valores inferiores al 3% de deformación para ambas microestructuras, a pesar de que estas estructuras mostraron los mayores valores de contenido de austenita retenida (Figura 5-16). Los bajos valores de ductilidad para ambas T<sub>BI</sub> podrían deberse a la presencia de carburos encontrados en estas dos variantes microestructurales (Figuras 5-9d y 5-10d), ya que son los únicos aceros de este trabajo en presentarlos y en obtener tan bajos valores de esta propiedad.

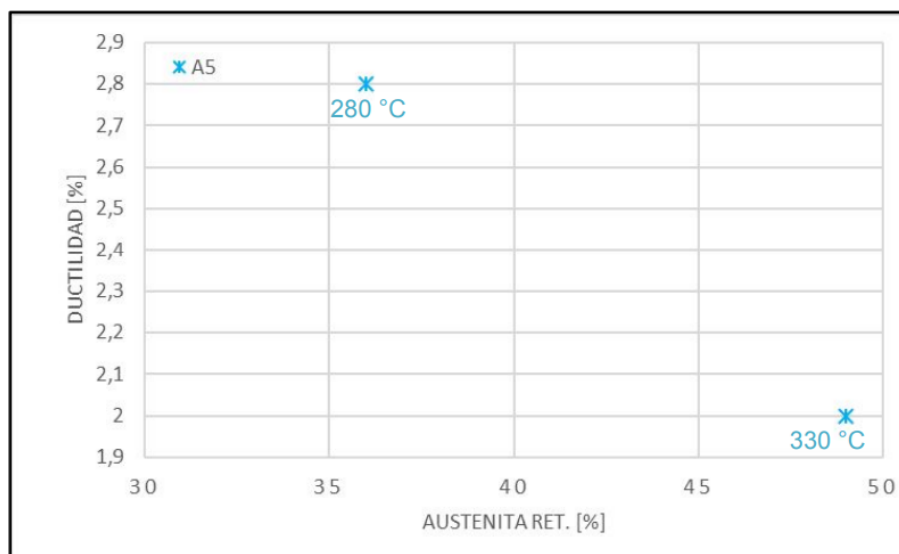


Figura 5-16. Ductilidad vs austenita retenida para A5.



De este análisis se desprende, de manera preliminar, que, para una composición química fija del acero, la ductilidad está influenciada de manera marcada por la cantidad de austenita retenida, y tiende a aumentar con el contenido de la misma. Sin embargo, el refinamiento microestructural y la presencia de carburos en la microestructura juegan un rol relevante en la ductilidad de estos aceros.

### 5.3.1.4 Influencia de la composición química

Como se adelantó durante el primer análisis, no sería prudente comparar todos los valores de ductilidad medidos con la cantidad de austenita retenida correspondiente, ya que al variar tanto el %C como de los otros elementos de aleación, y la temperatura de los tratamientos, cada variante de austenita presenta diferentes niveles de estabilidad. Esta falta de correlación puede observarse en la Figura 5-17. En la Tabla 5-2 está cuantificada la magnitud en la que varía la ductilidad con la austenita retenida para cada composición analizada. Cabe resaltar que el acero A2 presenta la menor variación de ductilidad con respecto a la variación en la proporción de austenita, mientras que para A4 se da el caso contrario.

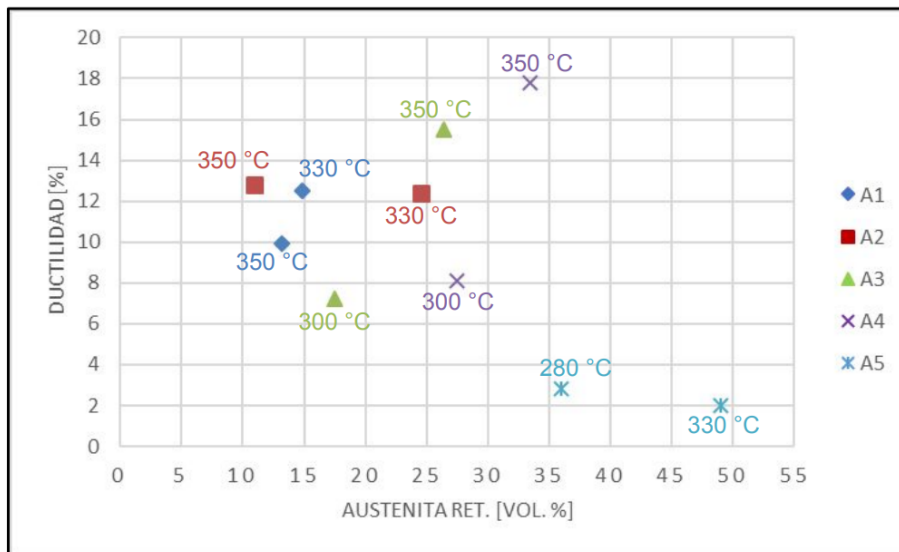


Figura 5-17. Ductilidad vs austenita retenida.

Tabla 5-2. Variaciones porcentuales de ductilidad en función del aumento de austenita para cada acero.

Acero	$\Delta\%$ Austenita	$\Delta\%$ Ductilidad
A1	12	26
A2	125	-3
A3	51	115
A4	21	120
A5	36	-29

Si se lleva a cabo el segundo análisis, para verificar la influencia de la composición química en la ductilidad, se observa en la Figura 5-18 que a medida que aumenta el %C en las muestras no existe una tendencia clara en cómo varía la ductilidad, al igual que ocurrió durante la revisión bibliográfica. Comienza con un valor intermedio de ductilidad para bajos %C, luego aumenta a valores intermedios y termina decayendo para los valores más elevados (aceros A5), que como se comentó previamente presentan carburos que podrían generar un detrimento en esta propiedad.

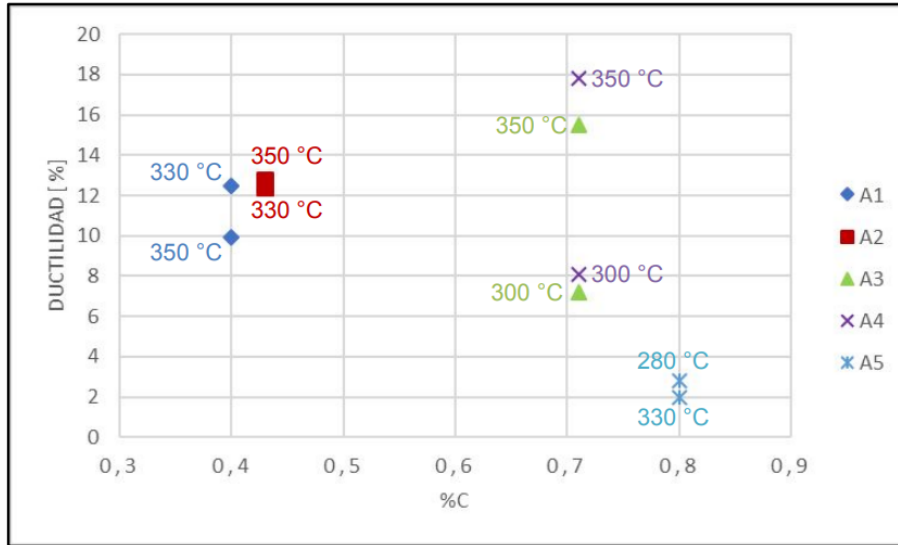


Figura 5-18. Ductilidad vs %C.

Para poder obtener un indicio de los parámetros que afectan la ductilidad, se optó por calcular un índice que maximice la cantidad de austenita y el espesor de placa. Este parámetro se obtiene multiplicando el espesor de placa de la muestra correspondiente por su valor de austenita retenida. Las relaciones obtenidas se pueden observar en la Figura 5-19.

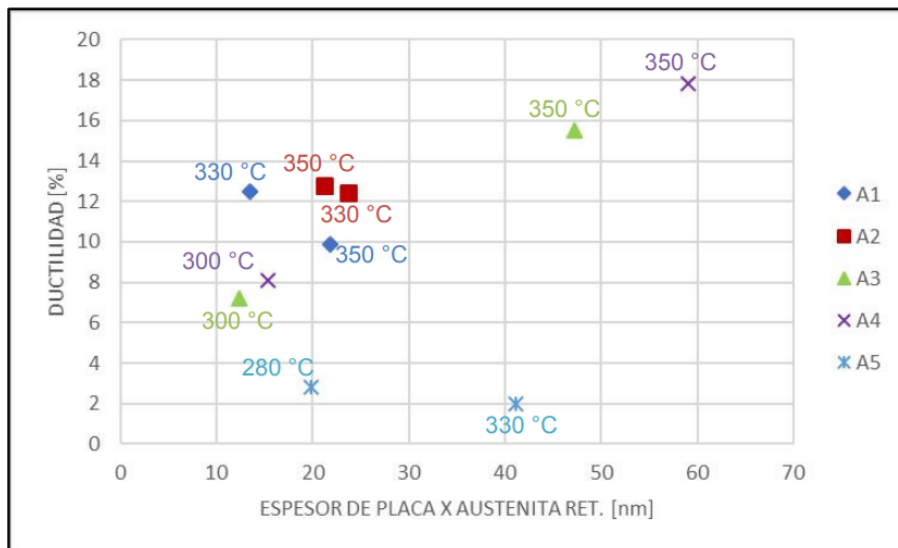


Figura 5-19. Ductilidad vs espesor de placa\*austenita retenida.

Si bien, para el acero A1 no se produce un aumento en la ductilidad al aumentar el producto, hay una tendencia general al aumento de la ductilidad a valores de producto más elevados. Hay que destacar que los dos valores más bajos (aceros A5) al estar afectados por la presencia de carburos podrían no ser tan sensibles a este índice.

Los resultados de ductilidad permiten concluir:

Si se busca maximizar la ductilidad, para una composición química constante, deberíamos maximizar  $T_{BI}$  para obtener espesores de placa mayores, y mayores proporciones de austenita.

La ductilidad no demostró una relación directa con la composición química (%C), los aceros con mayor ductilidad fueron tanto A3 como A4, que presentan un contenido de C intermedio entre los analizados en este trabajo.

Es importante mencionar que el análisis solo evalúa la cantidad de austenita retenida en la microestructura, considerando que es una fase dúctil y que aporta ductilidad a la microestructura, pero no se evaluó que esta fase pueda sufrir efecto TRIP durante el ensayo de tracción. Sería interesante evaluar la existencia o no de efecto TRIP en las muestras ensayadas. Como se comentó previamente, este efecto suele ser beneficioso para incrementar la ductilidad de los aceros. Sin embargo, las características de cómo se produzca este efecto pueden modificar el comportamiento del material. Si la austenita es muy estable, puede soportar grandes deformaciones sin transformarse en martensita, lo que incrementaría la ductilidad del material, ya que la austenita es una fase blanda y dúctil. Por el contrario, si la austenita es muy inestable, tendería a una rápida y espontánea transformación a martensita, lo que le quitaría capacidad de deformación al acero. Una estabilidad adecuada de la austenita permitiría un efecto gradual de ocurrencia del efecto TRIP, dando las mejores combinaciones de resistencia y ductilidad. Por lo mencionado, surge la necesidad de realizar futuras investigaciones más a fondo sobre la presencia de este efecto, y su influencia sobre la ductilidad de este tipo de aceros, para así poder estudiar y conocer las características que debe poseer la austenita para maximizar la ductilidad.

### 5.3.2 Tenacidad al impacto

Al igual que con el análisis de la ductilidad, se comenzará analizando a valores de %C similares, la variación de la tenacidad con el contenido de austenita retenida en la microestructura.

#### 5.3.2.1 Análisis para aceros A1 y A2 con 0.4-0.43%C

La Figura 5-20 muestra la dependencia de la energía absorbida en ensayos de impacto en función de la cantidad de austenita retenida en la microestructura. Como se observa, en lo que respecta a los aceros A1 y A2, la energía de impacto aumentó con la cantidad de austenita retenida, alcanzando valores de 33.4 J/cm<sup>2</sup> para la muestra A2-330. Por otro

lado, para estos aceros los mejores valores de tenacidad se observan para las microestructuras más refinadas (de menor  $T_{BI}$ ).

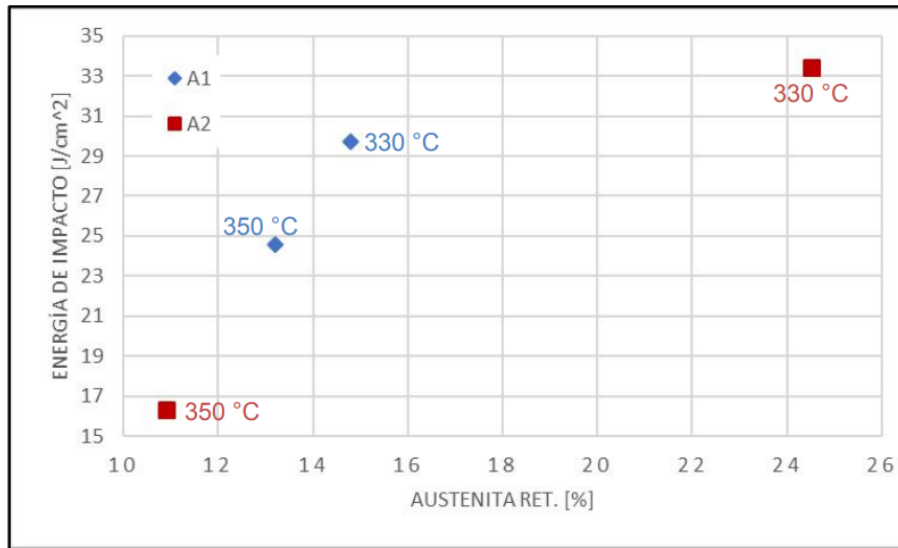


Figura 5-20. Energía de impacto vs austenita retenida para A1 y A2.

### 5.3.2.2 Análisis para aceros A3 y A4 con 0.7% C

En el caso del acero A3 resulta que la energía de impacto aumenta con la austenita retenida mientras que para A4 el comportamiento es inverso (ver Figura 5-21), mostrando en todos los casos valores inferiores de tenacidad respecto a los aceros A1 y A2. Para el acero A3, la tenacidad aumenta con la  $T_{BI}$ , comportamiento contrario al de los dos aceros analizados anteriormente.

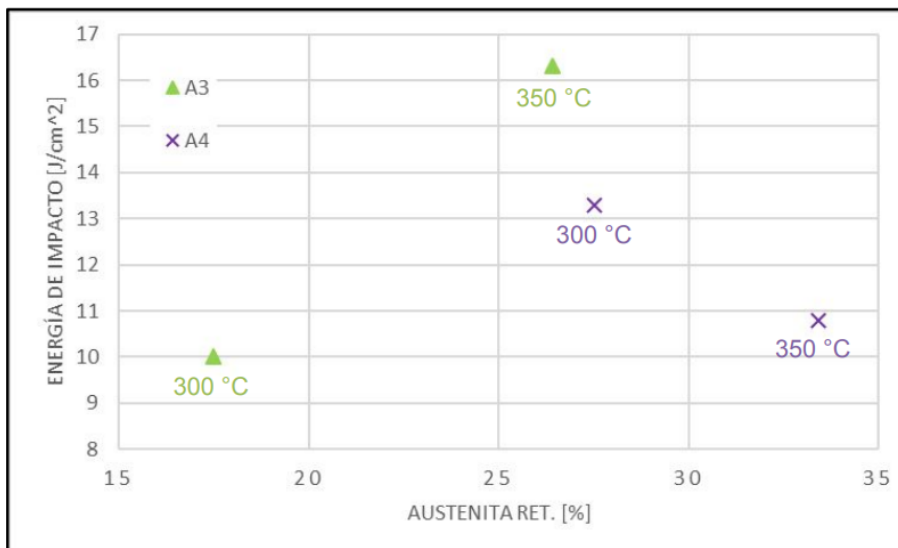
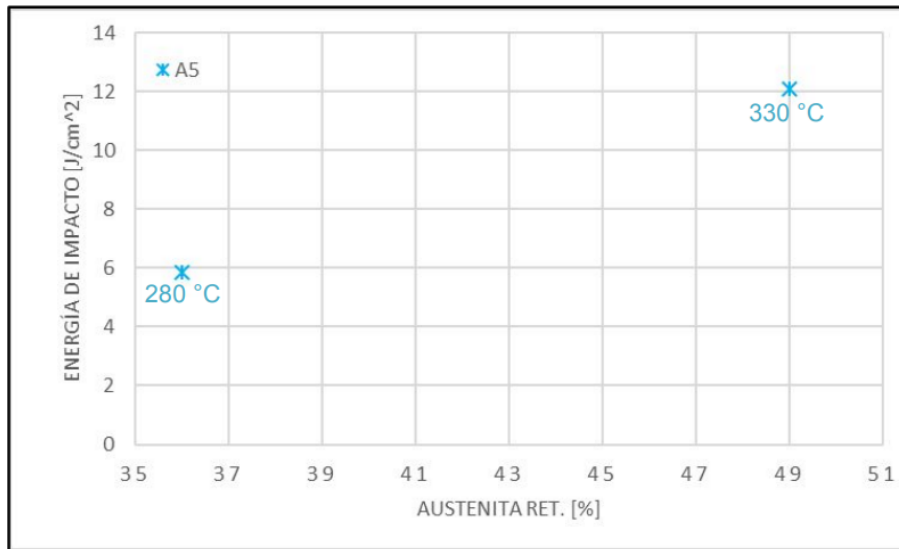


Figura 5-21. Energía de impacto vs austenita retenida para A3 y A4.

### 5.3.2.3 Análisis para acero A5 con 0.8%C

Para A5 se registró un aumento de la energía de impacto con la austenita retenida (ver Figura 5-22), con una tendencia en los valores de ductilidad menores a los casos analizados anteriormente, atribuido en parte a la presencia de carburos presentes en la microestructura. Para este caso, el mayor valor de tenacidad se da nuevamente para la mayor  $T_{BI}$ .



**Figura 5-22.** Energía de impacto vs austenita retenida para A5.

### 5.3.2.4 Análisis de superficies de fractura de muestras de impacto

La muestra A2-330 fue la de mayor energía de impacto entre las analizadas, con un valor de 33.4 J/cm<sup>2</sup>. En la Figura 5-23 puede observarse su superficie de fractura, donde se destaca una fractura por cuasi-clivaje con presencia tanto de zonas de fractura dúctil con dimples, como de planos de clivaje correspondientes a fractura frágil. La energía intermedia, entre las analizadas en este trabajo, correspondió a la muestra A3-350, con un valor de 16.3 J/cm<sup>2</sup>. Se puede observar, en la Figura 5-24, que prevalece una mayor proporción de fractura frágil que en el caso anterior (el de mayor energía absorbida). En esa misma figura se puede observar la presencia de un microrechupe. Por último, la muestra A5-280 fue la que obtuvo la energía de impacto más baja entre las analizadas, con un valor de 5.83 J/cm<sup>2</sup>, su superficie de fractura se puede apreciar en la Figura 5-25, que se destaca por presentar una fractura aproximadamente frágil en su totalidad, esto se percibe más claramente cuando se compara con las imágenes previas mencionadas en este párrafo. Por lo tanto, la examinación visual se correspondería con los valores obtenidos a través de las mediciones efectuadas.

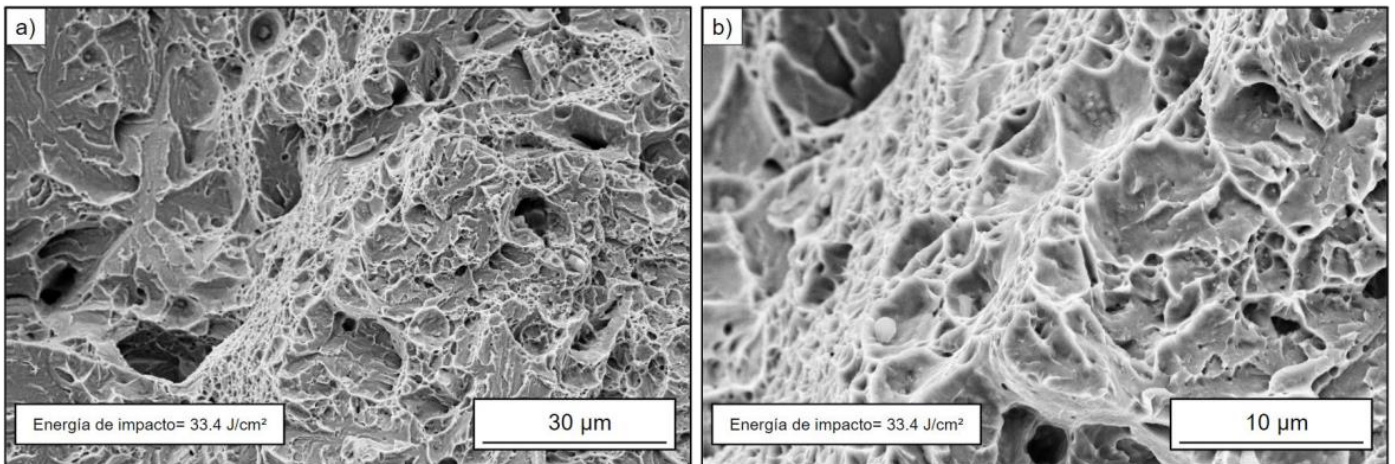


Figura 5-23. Superficie de fractura de probeta Charpy A2-330-1.5, aumentos de a) SEM 1000X y b) SEM 3000X.

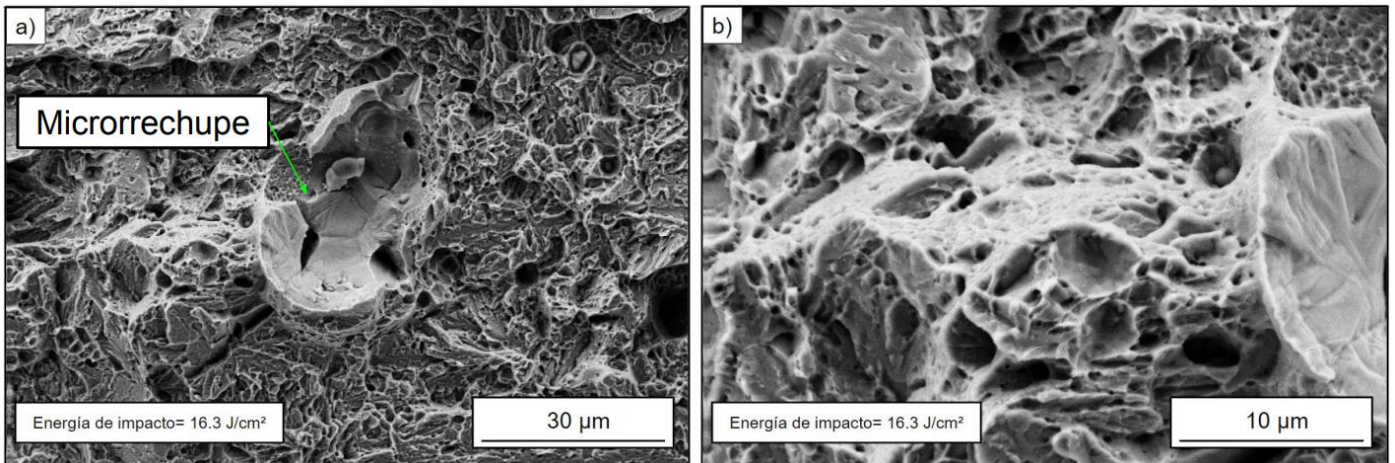


Figura 5-24. Superficie de fractura de probeta Charpy A3-350-2, aumentos de a) SEM 1000X y b) SEM 3000X.

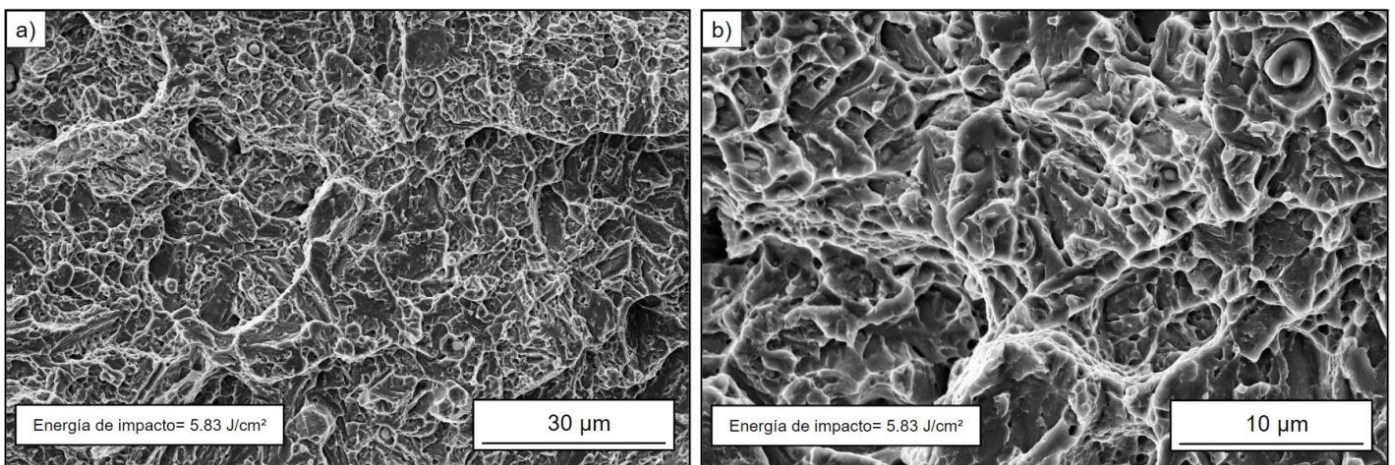


Figura 5-25. Superficie de fractura de probeta Charpy A5-280-6, aumentos a) SEM 1000X y b) SEM 3000X.

En la Tabla 5-3 está cuantificada la magnitud en la que varía la energía de impacto con la austenita retenida para cada composición analizada. Si bien en la mayoría de los casos pareciera que cuando aumenta la proporción de austenita también aumenta la energía de impacto, no hay una tendencia clara en lo que a refinamiento estructural respecta. Las mayores energías de impacto se dieron para las menores temperaturas de tratamiento, en algunos casos, y para las mayores temperaturas de tratamiento, en otros. Esto se analizará con más detalle en el próximo apartado.

**Tabla 5-3.** Variaciones porcentuales de energía de impacto en función del aumento de austenita para cada acero.

Acero	$\Delta\%$ Austenita	$\Delta\%$ E. Impacto
A1	12	21
A2	125	105
A3	51	63
A4	21	-19
A5	36	108

De este análisis se extrae que, a excepción de A4, la energía de impacto aumenta con el contenido de austenita cuando la composición química resulta invariante.

### 5.3.2.5 Influencia de la composición química

Si se lleva a cabo el análisis donde varía la composición química del acero, se puede observar, en la Figura 5-26, que a medida que aumenta el %C en las muestras, los valores de la energía de impacto tienden a disminuir. Tendencias similares han sido reportadas en aceros AISI<sup>46</sup> y fundiciones ADI.<sup>47</sup> Esto podría deberse a que, al aumentar el contenido de átomos de carbono, los cuales son intersticiales en la red cristalina, se dificulte el movimiento de dislocaciones, lo que promovería una mayor fragilidad.

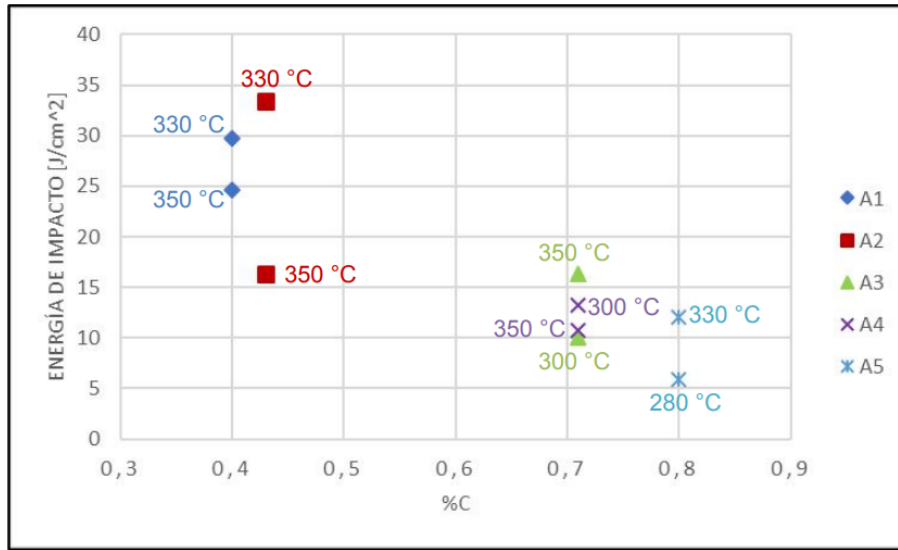


Figura 5-26. Energía de impacto vs %C.

La Figura 5-27 muestra la relación de la tenacidad con las temperaturas de austemperizado empleadas. Al igual que en otros trabajos reportados sobre este tipo de aceros colados, y como se pudo observar en la revisión bibliográfica, pareciera existir una temperatura óptima para favorecer la tenacidad al impacto.<sup>48</sup>

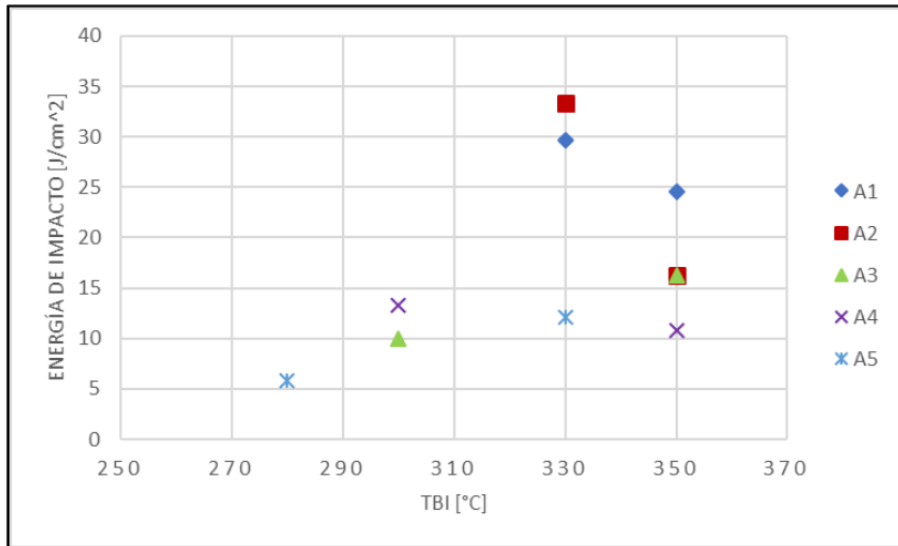


Figura 5-27. Energía de impacto vs T<sub>BI</sub>.

En general, puede observarse que la tenacidad aumenta hasta cierto valor de T<sub>BI</sub> (330 °C para los aceros estudiados en este trabajo), más allá del cual empieza a caer. Esto podría deberse a que las propiedades al impacto están gobernadas, entre otras cosas, por el refinamiento microestructural y la cantidad de austenita retenida presente en la microestructura. Como se mencionó, un refinamiento microestructural incrementa la



tenacidad del material, al igual que la cantidad de austenita retenida. Sin embargo, estos factores varían de manera opuesta con el incremento de la  $T_{BI}$ . Por ello, es posible que exista una  $T_{BI}$  óptima en la cual ambos factores maximicen su influencia sobre las propiedades al impacto. Esto haría suponer que, a bajas temperaturas, la resistencia al impacto estaría reducida debido a una muy baja cantidad de austenita retenida. A medida que aumenta la  $T_{BI}$ , la microestructura se hace más gruesa, la fracción de austenita tiende a aumentar y también lo hace la energía de impacto. Sin embargo, al aumentar aún más la  $T_{BI}$  se produce una caída de la tenacidad, debido, probablemente, a un engrosamiento grosero de la microestructura.

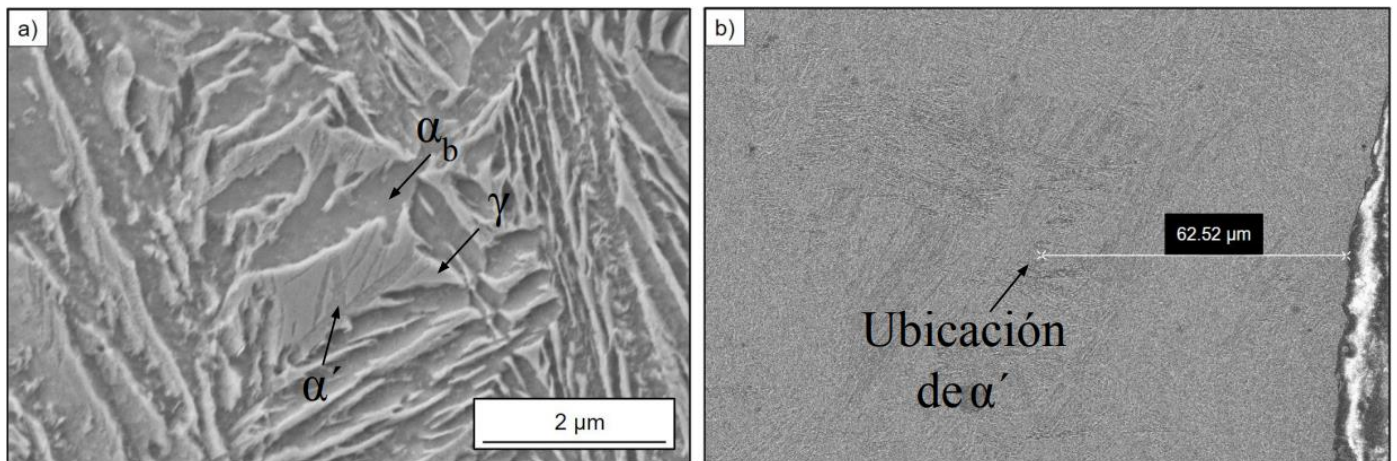
Sin embargo, un punto importante a analizar es la posible presencia de ocurrencia del efecto TRIP en determinadas variantes microestructurales. Es de esperar que la ocurrencia de este efecto incremente las propiedades al impacto del material. Esto se analiza en el punto siguiente.

Es importante destacar que en los aceros observados (Figuras 5-23, 5-24 y 5-25) se observa un alto contenido de inclusiones, estas podrían estar afectando tanto los valores de esta propiedad como de otras, por lo que sería interesante realizar estudios que permitan cuantificarlas.

#### 5.3.2.6 Análisis de factibilidad de efecto TRIP en propiedades al impacto

Para verificar la posible presencia de ocurrencia del efecto TRIP en determinadas variantes microestructurales, se realizó el corte transversal de probetas Charpy de las muestras A2 y A5, y se observó la parte más cercana a la superficie fracturada en busca de martensita, la cual haya transformado por efecto TRIP. La elección radicó en que para la muestra A2-330 (con 24.5% de austenita retenida) se obtuvo la mayor energía de impacto, y para A5-280 (con 36% de austenita retenida) la menor. Posteriormente, se realizó la misma observación para las muestras de la misma composición, pero tratadas a la otra temperatura empleada. En estas muestras, se obtuvieron valores de energía intermedios, lo que permitió también poder compararlas con los valores extremos anteriormente mencionados.

En la Figura 5-28a se puede observar una micrografía SEM a un aumento de 15000X, de una región a unos 60  $\mu\text{m}$  de la superficie de fractura de la muestra A2-330. Se identifica la presencia de martensita dentro de un bloque de austenita, la cual se asume que ha transformado por efecto TRIP. Esta observación permite confirmar la presencia de este efecto para esta muestra en particular, y se puede afirmar que parte de la performance en la tenacidad al impacto viene dada por el efecto TRIP. Adicionalmente, se evaluó la presencia de martensita a mayores distancias desde la superficie de fractura. No se encontró ninguna otra región con presencia de martensita, lo que permite asumir nuevamente que esta martensita se forma por deformación, y que la misma no estaba presente en la microestructura previamente al ensayo de impacto.



**Figura 5-28.** Superficie perpendicular a la fractura de probeta Charpy de muestra A2-330 a) Martensita dentro de un bloque de austenita aumento de 15000X y b) Distancia de la martensita hallada a la superficie de fractura, 900X.  $\alpha_b$ : Ferrita bainítica,  $\gamma$ : Austenita retenida y  $\alpha'$ : Martensita.

Para el caso de la muestra A5-280, la de menor energía absorbida, no se hallaron rastros de martensita en ninguna región de la probeta. Esta observación permite asumir que, en este caso, y a pesar de la elevada cantidad de austenita retenida, no se produjo efecto TRIP.

Los mismos resultados se obtuvieron para las muestras de los aceros de tenacidad al impacto intermedias, A2-350 y A5-330.

### 5.3.2.7 Discusión de resultados referidos a propiedades al impacto

Del análisis de resultados referido a las propiedades al impacto podría observarse que:

- Para composición química constante, el aumento de contenido de austenita retenida incrementa las propiedades al impacto.
- El efecto TRIP podría ser favorable para la energía de impacto, ya que para las muestras analizadas solo ocurrió en el caso de mayor valor entre los casos analizados.
- Aumentar el %C de la aleación irá en detrimento de su tenacidad al impacto, debido a que se promueve la formación de carburos y una austenita retenida de mayor estabilidad y menor susceptibilidad a sufrir efecto TRIP.
- La  $T_{BI}$  empleada puede ser tan importante como la composición a la hora de determinar la energía de impacto, ya que, para un acero dado, variar la  $T_{BI}$  puede modificar la estabilidad de la austenita retenida y promover el efecto TRIP.

Un punto importante a resaltar es la influencia del efecto TRIP en la tenacidad de estos aceros. Estos resultados preliminares muestran que la presencia de este efecto mejoraría marcadamente la tenacidad del material. Por ello, sería interesante cuantificar en trabajos futuros las condiciones óptimas de la austenita retenida (morfología y contenido de carbono y elementos de aleación) para ser susceptible a dicha transformación. Esto permitiría un mejor aprovechamiento del efecto TRIP, que podría ser beneficioso para el incremento de esta propiedad.

### 5.3.3 Tenacidad a la fractura

Al igual que con el análisis de la ductilidad y de la energía de impacto, se comenzó analizando la variación de la tenacidad a la fractura para muestras de aceros con %C similares.

#### 5.3.3.1 Análisis para aceros A1 y A2 con 0.4-0.43%C

Como se puede observar en la Figura 5-29, tanto para A1 como para A2 fue beneficioso el aumento de la cantidad de austenita para el valor de  $K_{IC}$  resultante. El menor valor registrado fue de  $75.7 \text{ MPa.m}^{1/2}$  para A2-350. De todas maneras, es destacable que el resto de los aceros haya presentado valores mayores a  $90 \text{ MPa.m}^{1/2}$ , lográndose alcanzar como máximo  $99.5 \text{ MPa.m}^{1/2}$  para el acero A1-330. Es pertinente volver a destacar la probabilidad de que A2-330 tenga valores de austenita retenida más cercanos al de los otros tres aceros.

Al igual que en la tenacidad al impacto para los mismos aceros, los mayores valores registrados se dan para el caso de las menores  $T_{BI}$  empleadas, las cuales producen estructuras más refinadas.

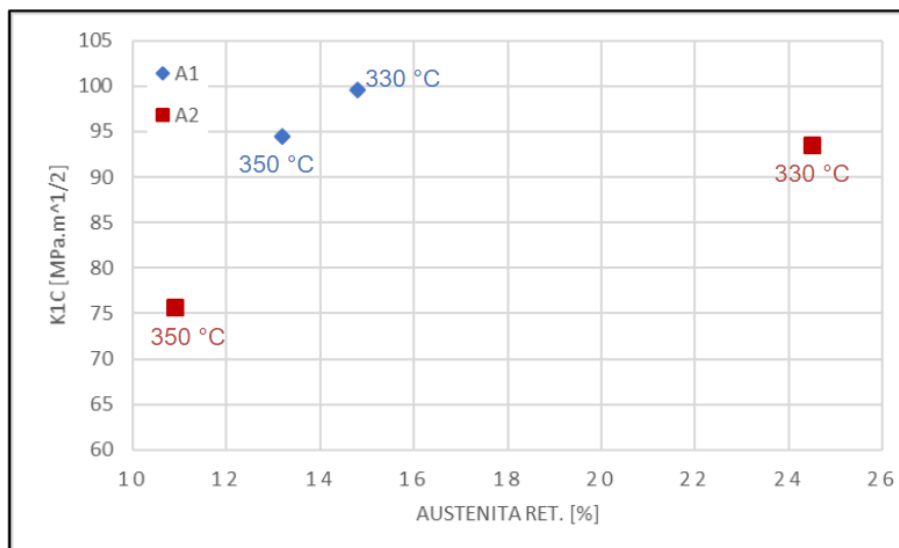


Figura 5-29.  $K_{IC}$  vs austenita retenida para A1 y A2.

### 5.3.3.2 Análisis para aceros A3 y A4 con 0.7%C

Al igual que para A1 y A2, tanto para A3 como para A4 hay aumentos de  $K_{IC}$  con la proporción de austenita (ver Figura 5-30, para A4 la diferencia es casi despreciable), aunque los valores obtenidos son menores, ya que la medición más alta fue de 77.9  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  para A3-350, y la mínima 56.8  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  para A4-300. Contrario al análisis anterior, para los aceros A3 y A4 los mayores valores de  $K_{IC}$  ocurren cuando la  $T_{BI}$  empleada es la mayor entre las empleadas.

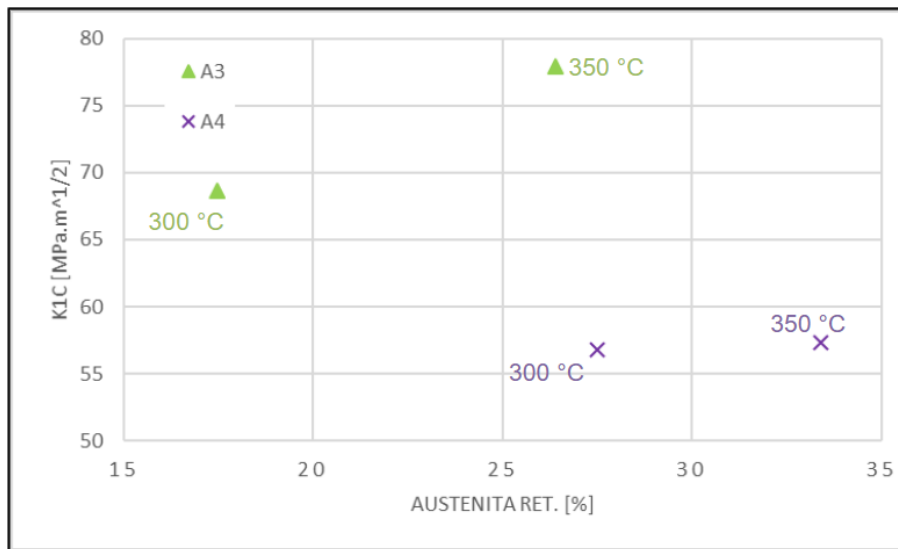


Figura 5-30.  $K_{IC}$  vs austenita retenida para A3 y A4.

### 5.3.3.3 Análisis para acero A5 con 0.8%C

Para el caso del acero A5, el único valor que se pudo determinar de  $K_{IC}$  fue el correspondiente a la temperatura de austemperizado de 330 °C, cuyo valor fue de 54.7  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . Para este acero no se pudo determinar el valor de esta propiedad para la menor temperatura de austemperizado evaluada, A5-280, ya que debido al poco control de la carga las probetas empleadas se fracturaban al momento de realizar la prefisuración.

### 5.3.3.4 Análisis de superficies de fractura de muestras $K_{IC}$

La muestra A1-330 fue la de mayor energía  $K_{IC}$  entre las analizadas, con un valor de 99.5  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . En la Figura 5-31 puede observarse su superficie de fractura, donde se destaca una fractura por cuasi-clivaje con presencia tanto de zonas de fractura dúctil con dimples, como de planos de clivaje correspondientes a fractura frágil. Es interesante destacar la presencia de inclusiones en algunas zonas de fractura frágil, como puede observarse en 5-31b. El valor de  $K_{IC}$  intermedio, entre las muestras analizadas en este trabajo, correspondió a la muestra A3-350, con un valor de 77.9  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . En este caso se puede observar, en la Figura 5-32, que prevalece una mayor proporción de fractura frágil que en el caso anterior. Por último, la muestra A5-330 fue la que obtuvo el valor de  $K_{IC}$  más bajo entre las muestras analizadas, con un valor de 54.7  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , su superficie

de fractura se puede apreciar en la Figura 5-33, que se destaca por presentar una fractura completamente frágil. Por lo tanto, la examinación de las superficies de fractura, y la evaluación de los mecanismos de fractura presentes, se corresponderían con los valores obtenidos a través de las mediciones efectuadas.

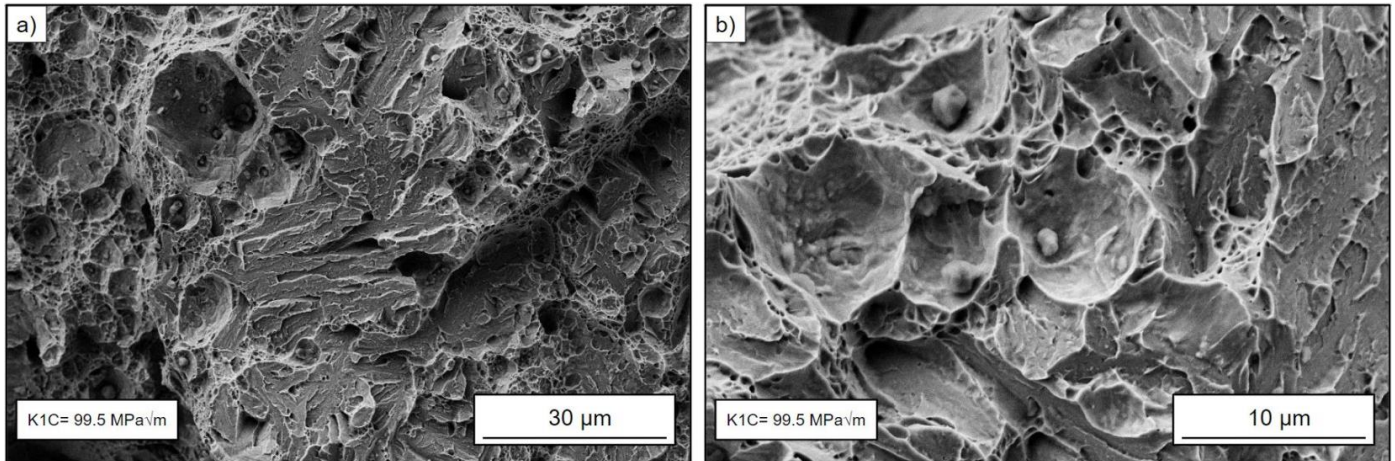


Figura 5-31. Superficie de fractura de probeta  $K_{1C}$  A1-330, aumentos a) 1000X y b) 3000X.

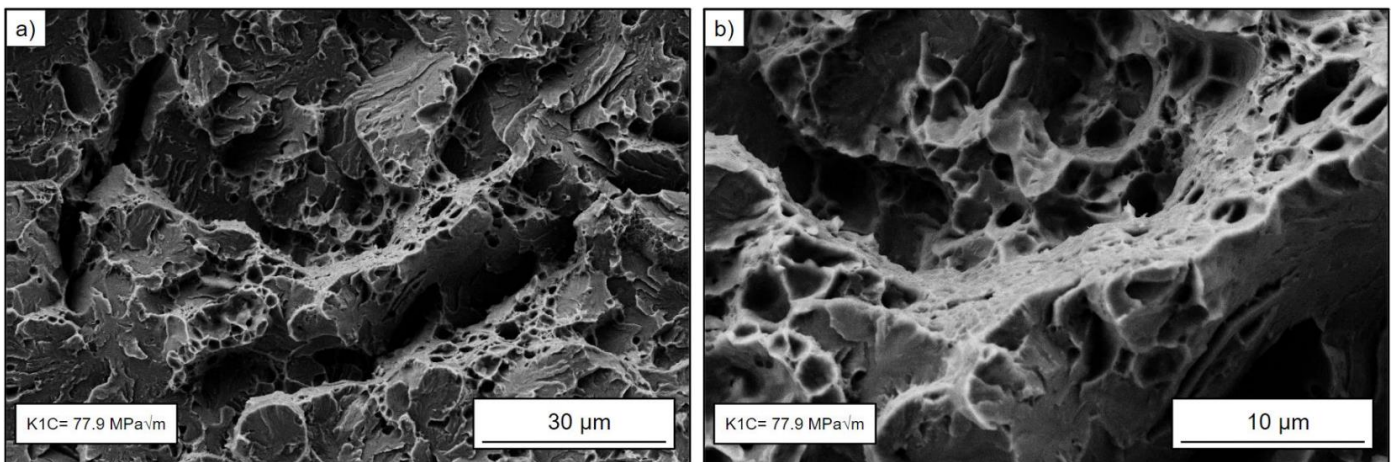


Figura 5-32. Superficie de fractura de probeta  $K_{1C}$  A3-350, aumentos a) 1000X y b) 3000X.

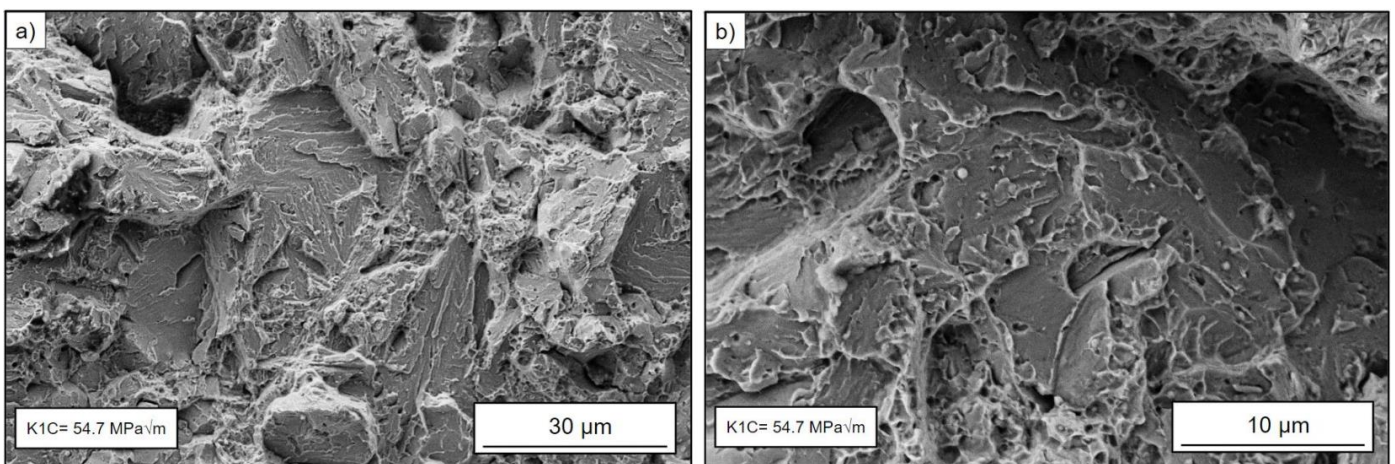


Figura 5-33. Superficie de fractura de probeta  $K_{1C}$  A5-330, aumentos a) 1000X y b) 3000X.

Al igual que como se comentó para la tenacidad al impacto, se han vuelto a observar inclusiones en los aceros analizados, los mismos podrían estar afectando los valores medidos en esta propiedad.

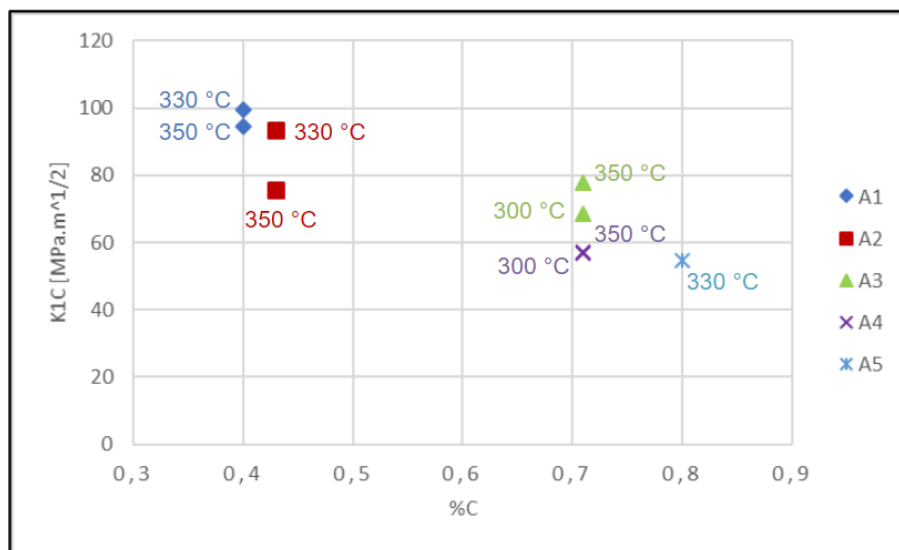
En la Tabla 5-4 está cuantificada la magnitud en la que varían los valores de tenacidad a la fractura con la austenita retenida para cada composición analizada. Los resultados obtenidos permiten concluir nuevamente, que al igual que en el análisis de la energía de impacto y ductilidad, puede observarse que, cuando la composición química del acero es constante, el aumento de la cantidad de austenita resulta en un incremento en los valores de  $K_{IC}$ .

**Tabla 5-4.** Variaciones porcentuales de  $K_{IC}$  en función del aumento de austenita para cada acero.

Acero	$\Delta\%$ Austenita	$\Delta\%$ $K_{IC}$
A1	12	5
A2	125	24
A3	51	14
A4	21	1
A5	36	-

### 5.3.3.5 Influencia de la composición química

La Figura 5-34 muestra la variación de la tenacidad a la fractura con el contenido de carbono del acero. Como ocurrió con la energía de impacto, se puede observar que a medida que aumenta el %C en las muestras los valores de  $K_{IC}$  tienden a disminuir. Podría suponerse que las causas serían las mismas debido a la naturaleza de las propiedades.



**Figura 5-34.**  $K_{IC}$  vs %C.

Otro hecho que se repite de igual manera que en la energía de impacto es la posible existencia de una  $T_{BI}$  óptima para los valores de  $K_{IC}$  (Figura 5-35). La explicación de este fenómeno podría ser la misma que se describió cuando se analizaba la energía de impacto. Es decir, a bajas temperaturas, la tenacidad es reducida debido a una menor proporción de austenita retenida. Que a medida que aumenta la  $T_{BI}$ , la microestructura se vuelve más gruesa, y también aumenta la proporción de austenita, logrando mayor tenacidad a la fractura. Sin embargo, esto ocurriría hasta cierto límite de temperatura, donde por encima del mismo se produce una caída de los valores medidos, que podría deberse a un engrosamiento excesivo de la estructura. A diferencia de la tenacidad al impacto, para esta propiedad no se llevó a cabo un análisis para comprobar la ocurrencia del efecto TRIP.

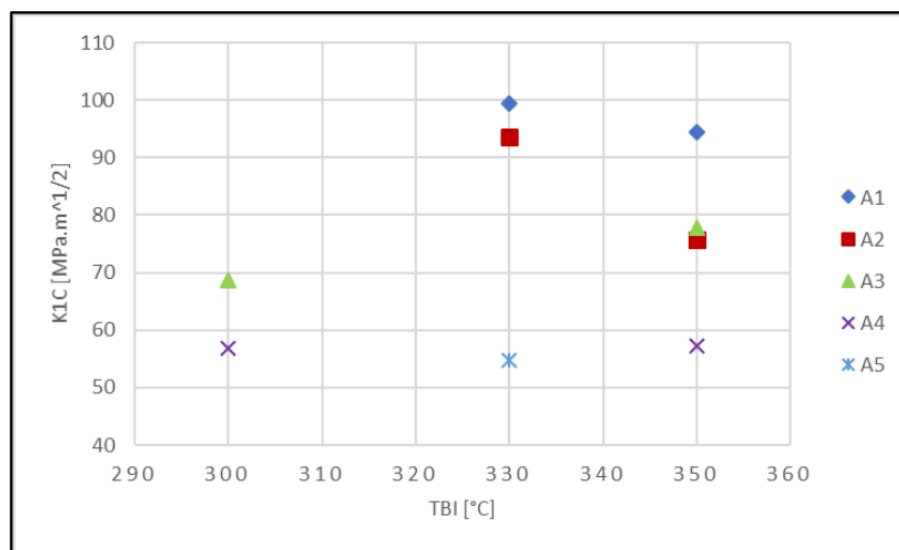


Figura 5-35.  $K_{IC}$  vs  $T_{BI}$ .

### 5.3.3.6 Discusión de resultados referidos a propiedades fractomecánicas

De este análisis podría observarse que:

- Los valores de  $K_{IC}$  se incrementan con el contenido de austenita retenida en la microestructura y con el refinamiento microestructural.
- Debería existir una  $T_{BI}$  óptima que muestre las mejores propiedades fractomecánicas, donde se maximice la relación entre la cantidad de austenita retenida y el refinamiento microestructural.
- Aumentar el %C de la aleación irá en detrimento de los valores de  $K_{IC}$  de la muestra.
- El efecto TRIP podría ser favorable, como lo fue para la energía de impacto. Por ello, la  $T_{BI}$  empleada puede ser tan importante como la

composición a la hora de determinar el valor de  $K_{IC}$ , ya que como fue comentado previamente, variar la  $T_{BI}$  modifica la estabilidad de la austenita y su susceptibilidad a sufrir efecto TRIP.

Nuevamente, y al igual que en el caso de la tenacidad al impacto, surge de interés cuantificar en el futuro la influencia del tipo de morfología y estabilidad de la austenita en las propiedades fractomecánicas, ya que de los resultados de este trabajo surge que dicha fase muestra una gran importancia en los valores de las propiedades analizadas.

Sería importante realizar un análisis detallado de la influencia del efecto TRIP sobre esta propiedad, ya que podría esperarse que, de ocurrir este efecto, se incrementen las propiedades fractomecánicas del material de modo similar al analizado previamente para la energía de impacto.

#### 5.4 Verificación de hipótesis del trabajo final realizado por Amundarray y Gómez

El presente trabajo final permitió complementar y discutir el análisis de resultados realizado en el trabajo de Amundarray y Gómez.<sup>10</sup> En general, en el presente trabajo final se concuerda con la mayoría del análisis de resultados, respecto al trabajo realizado anteriormente. Sin embargo, un punto importante que se incorpora en este trabajo es la importancia y verificación del efecto TRIP para la tenacidad y fractoténacidad de los aceros evaluados. Particularmente, en el trabajo de Amundarray y Gómez se atribuyó la peor performance en tenacidad al impacto de los aceros A1-350 y A2-350, respecto a sus mismas composiciones obtenidas a menor temperatura, a que presentaban martensita luego del tratamiento térmico de austempering. Sin embargo, la misma no pudo ser observada en este trabajo ni por microscopía óptica ni por SEM cuando se analizaron las muestras testigos previas a los ensayos mecánicos. Esta caída en los valores respecto a una de las muestras austemperada a 330 °C se atribuye a que para estas muestras se observó la ocurrencia de efecto TRIP lo que promueve un incremento en la tenacidad del material.



## 6. Conclusiones generales

El presente trabajo final permitió concluir que es posible obtener un amplio rango de propiedades mecánicas y fractomecánicas modificando las composiciones químicas de los aceros y los parámetros de los tratamientos térmicos de austemperizado. Además, pudo verificarse que, con las composiciones,  $T_{BI}$  y tiempos de tratamiento empleados se obtienen estructuras compuestas por ferrita bainítica y austenita retenida, a excepción de A5 que presentó carburos. Esto es importante ya que en el trabajo previo<sup>10</sup> esto no se había podido asegurar, suponiendo que algunas microestructuras podían contener martensita previo a la realización de los ensayos mecánicos.

Se pudo observar que la cantidad de austenita retenida en la microestructura de estos aceros juega un rol muy importante en las propiedades. Pudo verificarse que tanto a mayores %C empleados en el acero como incrementando la  $T_{BI}$ , se puede aumentar su proporción, siempre y cuando se empleen tiempos que permitan alcanzar el máximo avance de reacción posible correspondiente a esa cantidad de C. Es destacable mencionar que elevar demasiado la cantidad de C junto a algunos aleantes generaron la aparición de carburos, los cuales se consideraron totalmente contraproducentes para la tenacidad y fractotenacidad del material, tal como pudo observarse para el acero A5, que presentaba tanto alto C como altos Mn y Cr.

Por otro lado, se verificó que el espesor de placa bainítica está gobernado por la  $T_{BI}$ , tal como se esperaba, es decir que se observa un menor espesor a menor temperatura de tratamiento empleada. Según lo ensayado, a medida que disminuye el espesor de placa bainítica, se incrementa tanto la tensión de fluencia como la dureza.

La ductilidad, la energía al impacto y tenacidad a la fractura de estos aceros se vieron incrementadas con el aumento de la cantidad de austenita retenida para proporción de C constante. Por otro lado, la ductilidad de estos aceros sigue una relación directa cuando se maximiza el producto de la austenita por el espesor de placa bainítica. Para la energía al impacto, aparentemente, fue beneficioso el efecto TRIP y se sospecha que también podría serlo para las mediciones de  $K_{IC}$  y ductilidad. Otra observación importante fue la del alto contenido de inclusiones presente en los aceros, que podrían atentar contra las propiedades medidas, por lo que sería interesante evaluar a futuro que tanta influencia tienen en el deterioro de las propiedades analizadas.

Tanto para la energía de impacto como para  $K_{IC}$  fue negativo el incremento de %C en la composición, y se encontró evidencia sobre la posible existencia de temperaturas óptimas de tratamiento, tal como han encontrado otros autores previamente.

## 7. Trabajos futuros

- Evaluar la influencia del efecto TRIP en la ductilidad, tenacidad y fractoténacidad en este tipo de aceros.
- Evaluar la influencia del tipo de austenita en la ocurrencia del efecto TRIP en este tipo de aceros, determinando cuáles serían las composiciones químicas y parámetros de tratamientos térmicos más adecuados para que dicho efecto ocurra.
- Evaluar la influencia de elementos de aleación, como el Co, en el desarrollo del efecto TRIP.
- Realizar un conteo de inclusiones en los aceros bajo estudio y evaluar su influencia en las mediciones realizadas.
- Analizar con mayor detalle si los aceros de composición A1 y A2 presentan las mejores propiedades al impacto y fractomecánicas debido a su baja cantidad de C, o a sus elementos de aleación.
- Utilizar otras señales del equipo SEM que permiten una mejor caracterización de las texturas, como podría ser el uso de la señal InLens para observar fases como la martensita.

## 8. Bibliografía

- 1- Santofimia Navarro M. J., La transformación bainítica sin formación de carburos en aceros. Tesis doctoral, Universidad Complutense de Madrid. 2007. (<https://hdl.handle.net/20.500.14352/56258>)
- 2- Caballero FG, H. K. D. H. Bhadeshia, K. J. A. Mawella, Jones DG, Brown P. Design of novel high strength bainitic steels: Part 1. *Materials Science and Technology*. 2001 May 1;17(5):512–6.
- 3- Caballero FG, H. K. D. H. Bhadeshia, K. J. A. Mawella, Jones D, Brown P. Design of novel high strength bainitic steels: Part 2. 2001 May 1;17(5):517–22.
- 4- Caballero FG, García-mateo C, Capdevila C, Andrés CG de. Advanced Ultrahigh Strength Bainitic Steels. *Materials and Manufacturing Processes*. 2007 Mar 29;22(4):502–6.
- 5- Caballero FG, Chao J, Cornide J, García-Mateo C, Santofimia MJ, Capdevila C. Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2009 Nov;525(1-2):87–95.
- 6- Nicolás Emanuel Tenaglia. Aceros colados bainíticos libres de carburos: Estudio de la estructura de solidificación, cinética de transformación y propiedades mecánicas. Tesis doctoral, Universidad Nacional de Mar del Plata. 2019.
- 7- Nicolás Emanuel Tenaglia, Roberto Enrique Boeri, Alejandro Daniel Basso, Juan Miguel Massone. Macro and microstructural characterisation of high Si cast steels – Study of microsegregation patterns. *International Journal of Cast Metals Research*. 2016 Nov 23;30(2):103–11.
- 8- Nicolás Emanuel Tenaglia, Roberto Enrique Boeri, Juan Miguel Massone, Alejandro Daniel Basso. Assessment of the austemperability of high-silicon cast steels through Jominy hardenability tests. *Materials Science and Technology*. 2018 Aug 14;34(16):1990–2000.
- 9- Nicolás Emanuel Tenaglia, Rivas AL, Roberto Enrique Boeri, Juan Miguel Massone, Alejandro Daniel Basso. Study of austempering kinetics of high silicon bainitic cast steels. *International Journal of Cast Metals Research*. 2018 Jul 31;
- 10- María Eugenia Amundarray, Facundo Daniel Gómez. Determinación de la tenacidad al impacto y a la fractura de aceros colados con microestructura bainítica libre de carburos. Universidad Nacional de Mar del Plata. 2021.
- 11- Fielding L. C. D. The Bainite Controversy. *Materials Science and Technology*. 2013;29(4):383–99.
- 12- Caballero F. G. Phase transformations in steels, Chapter 12: Carbide-free bainite in steels. Woodhead Publishing Limited. 2012.
- 13- Edmonds D. V. Advanced bainitic and martensitic steels with carbide-free microstructures containing retained austenite. *Materials Science Forum*. 2010;638-642: 110-7.
- 14- Nicolás Emanuel Tenaglia, Juan Miguel Massone, Alejandro Daniel Basso, Roberto Enrique Boeri. Influence of the Austempering Time on the Mechanical Properties of Carbide-Free Bainitic Cast Steels. *International Journal of Metalcasting*. 2020 Oct 3;

- 15- Avishan B., Yazdani S., Caballero F. G., Wang T. S., Garcia-Mateo C. Characterisation of microstructure and mechanical properties in two different nanostructured bainitic steels. *Materials Science and Technology*. 2014;31(12):1508–20.
- 16- Caballero F. G. *Phase Transformations in Steels*, Chapter 12: Carbide-free bainite in steels. Woodhead Publishing. 2012.
- 17- Peet M. J., Hill P., Rawson M., Wood S., Bhadeshia H. K. D. H. Fatigue of extremely fine bainite. *Materials Science and Technology*. 2011;27(1):119–23.
- 18- Wang B., Zhang P., Duan Q.Q., Zhang Z.J., Yang H.J., Li X.W., Zhang Z.F. Optimizing the fatigue strength of 18Ni maraging steel through ageing treatment. *Materials Science & Engineering*. 2017.
- 19- Leiro A., Kankanala A., Vuorinen E., Prakash B. Tribological behaviour of carbide-free bainitic steel under dry rolling/sliding conditions. *Wear*. 2011;273(1):2-8.
- 20- Leiro A., Vuorinen E., Sundin K.G., Prakash B., Sourmail T., Smanio V., et al. Wear of nano-structured carbide-free bainitic steels under dry rolling–sliding conditions. *Wear*. 2013;298-299:42–7.
- 21- Das Bakshi S., Shipway P.H., Bhadeshia H.K.D.H. Three-body abrasive wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite. *Wear*. 2013;308(1-2):46–53.
- 22- De Moor E., Speer J.G. *Bainitic and quenching and partitioning steels*. Elsevier eBooks. 2017;289–316.
- 23- Sourmail T., Garcia-Mateo C., Caballero F., Morales-Rivas L., Rementeria R., Kuntz M. Tensile Ductility of Nanostructured Bainitic Steels: Influence of Retained Austenite Stability. *Metals*. 2017;7(1):31.
- 24- Chiang J., Lawrence B.M., Boyd J., Pilkey AK. Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels. 2011 May 25;528(13-14):4516–21.
- 25- Garcia-Mateo C, Caballero FG. Ultra-high-strength Bainitic Steels. *ISIJ International*. 2005;45(11):1736–40.
- 26- Garcia-Mateo C, Francisca García Caballero. The Role of Retained Austenite on Tensile Properties of Steels with Bainitic Microstructures. *Materials transactions*. 2005 Jan 1;46(8):1839–46.
- 27- Garcia-Mateo C, Caballero FG, Sourmail T, Kuntz M, J. Cornide, Véronique Smanio, et al. Tensile behaviour of a nanocrystalline bainitic steel containing 3wt% silicon. *Materials Science and Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing*. 2012 Jul 1;549:185–92.
- 28- Kumar H. *Bainite in Steels*. Maney Publishing; 2001.
- 29- V. T. T. Miihkinen, Edmonds D. Fracture toughness of two experimental high-strength bainitic low-alloy steels containing silicon. *Materials Science and Technology*. 1987 Jun 1;3(6):441–9.
- 30- Kumar A, Singh A. Toughness dependence of nano-bainite on phase fraction and morphology. *Materials Science and Engineering: A*. 2018 Jun 1;729:439–43.
- 31- Putatunda SK. Fracture toughness of a high carbon and high silicon steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2001 Jan 15;297(1):31–43.
- 32- Putatunda SK. Influence of austempering temperature on microstructure and fracture toughness of a high-carbon, high-silicon and high-manganese cast steel. *Materials & Design*. 2003 Sep;24(6):435–43.

- 33- Chen X, Li Y. Effects of Ti, V, and rare earth on the mechanical properties of austempered high silicon cast steel. *Metallurgical and Materials Transactions*. 2006 Nov 1;37(11):3215–20.
- 34- Cátedra de Propiedades Estructurales I. *Fractura de metales*. Facultad de Ingeniería UNMdP. 2020.
- 35- Kumar A, Singh A. The Role of Microstructure on Damage Tolerance in Nano-Bainitic Steels. *Procedia Structural Integrity*. 2020;28:93–100.
- 36- Alejandro Daniel Basso, Toda-Caraballo I, Eres-Castellanos A, San-Martín D, Jiménez JA, Caballero FG. Effect of the Microsegregation on Martensitic and Bainitic Reactions in a High Carbon-High Silicon Cast Steel. *Metals*. 2020 Apr 28;10(5):574–4.
- 37- Alejandro Daniel Basso, Nicolás Emanuel Tenaglia, Roberto Enrique Boeri, Juan Miguel Massone. Influence of the chemical composition on the ausferritic transformation in carbide-free bainitic cast Steel. *Material Science Forum*. 2013;793:85-91.
- 38- Tenaglia NE, Basso A, Massone J, Boeri R. Development of ultra-high strength carbide-free bainitic cast steels. *International Journal of Cast Metals Research*. 2020 Nov 1;33(6):258–65.
- 39- Tenaglia NE, Boeri RE, Basso AD. Mechanical properties of a carbide-free bainitic cast steel with dispersed free ferrite. *Materials Science and Technology*. 2019 Nov 4;36(1):108–17.
- 40- Alejandro Daniel Basso, Eres-Castellanos A, Nicolás Emanuel Tenaglia, D. San Martín, Jiménez JA, Caballero FG. Effect of Microsegregation and Bainitic Reaction Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of a High-Carbon and High-Silicon Cast Steel. 2021 Jan 27;11(2):220–0.
- 41- Caballero FG, Roelofs H, Hasler S, Capdevila C, Chao J, Cornide J, et al. Influence of bainite morphology on impact toughness of continuously cooled cementite free bainitic steels. *Materials Science and Technology*. 2012 Jan;28(1):95–102.
- 42- Moghaddam PV, Rinaudo M, Hardell J, Vuorinen E, Prakash B. Influence of fracture toughness on two-body abrasive wear of nanostructured carbide-free bainitic steels. *Wear*. 2020 Nov;460-461:203484.
- 43- Mauricio Alejandro Sierra Cetina. *Obtención y evaluación de las propiedades mecánicas del acero bainítico Fe-0.32C-1.45Si-1.97Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.10V aleado con Boro*. Universidad Nacional De Colombia. 2011.
- 44- Tian J, Xu G, Jiang Z, Wan X, Hu H, Yuan Q. Transformation Behavior and Properties of Carbide-Free Bainite Steels with Different Si Contents. *Steel Research International*. 2018 Dec 21;90(3).
- 45- Zhang X, Xu G, Wang X, Embury D, Olivier Bouaziz, Purdy GR, et al. Mechanical Behavior of Carbide-free Medium Carbon Bainitic Steels. *Metallurgical and Materials Transactions*. 2013 Nov 26;45(3):1352–61.
- 46- Ferreirós PA, Alonso PR, Rubiolo GH. Método innovador de ensayos de impacto en altas temperaturas aplicado en aceros al carbono. *Matéria (Rio de Janeiro)* [Internet]. 2018 Jul 19 [cited 2023 May 10];23:e12067. Available from: <https://www.scielo.br/j/rmat/a/39SsttvVFjrMcZbscDwkk8j/?lang=es>
- 47- Laino S, Sikora J, Dommarco R. Estudio de las propiedades mecánicas de fundiciones CADI con diferentes contenidos de carburos. 2007 Sep 4;
- 48- Iván Vigneau. *Austemperado en Dos Etapas de Aceros Colados de Alto Silicio*. Universidad Nacional de Mar del Plata. 2021.