

**UNMDP-Facultad de Ingeniería- Departamento
de Ingeniería Mecánica**

Austemperado en Dos Etapas de Aceros Colados de Alto Silicio

**Proyecto final para optar al grado de Ingeniero
Mecánico**

Alumno: **Vigneau, Iván** (ivan.vigneau@gmail.com)

Tutor: **Dr. Tenaglia, Nicolás**

Co-tutor: **Dr. Dommarco, Ricardo**

Mar del Plata - 14/05/2021



RINFI se desarrolla en forma conjunta entre el INTEMA y 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/).

**UNMDP-Facultad de Ingeniería- Departamento
de Ingeniería Mecánica**

Austemperado en Dos Etapas de Aceros Colados de Alto Silicio

**Proyecto final para optar al grado de Ingeniero
Mecánico**

Alumno: **Vigneau, Iván** (ivan.vigneau@gmail.com)

Tutor: **Dr. Tenaglia, Nicolás**

Co-tutor: **Dr. Dommarco, Ricardo**

Mar del Plata - 14/05/2021

Índice

1	Resumen	1
2	Nomenclatura	2
3	Justificación del trabajo.....	3
4	Objetivos	5
4.1	Objetivos generales	5
4.2	Objetivos particulares.....	5
5	Introducción a los aceros y sus transformaciones	6
5.1	Aceros	6
5.1.1	El acero y el diagrama Fe-C.....	7
5.1.2	Microestructuras típicas de aceros	8
5.1.3	Diagramas de transformación isotérmica.....	11
5.2	Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).....	13
5.2.1	Dual Phase (DP).....	14
5.2.2	Aceros TRIP (Transformation Induced Plasticity).....	15
5.2.3	Aceros microaleados (HSLA).....	15
5.3	Aceros bainíticos.....	16
5.3.1	Tratamiento térmico de austemperado	16
5.3.2	Transformación bainítica	17
5.3.3	Morfología	17
5.3.4	Aceros bainíticos libres de carburos (BLC)	18
5.4	Discusión sobre aceros bainíticos libres de carburos	27
5.5	Técnica de fusión y colada.....	28
5.5.1	Defectos típicos en piezas coladas	28
5.5.2	Microestructura de solidificación en aceros colados de alto silicio	30
5.5.3	Espaciado dendrítico secundario.....	31
5.6	Desgaste por abrasión	32
5.6.1	Clasificación del desgaste por abrasión	32
5.6.2	Estudios realizados sobre el desgaste para aceros BLC.....	33
6	Tratamiento térmico de austemperado en etapas.....	36
6.1	Introducción	36
6.2	Mejora de la estructura BLC mediante el austemperado en etapas.....	36
6.3	Antecedentes sobre Aceros BLC Laminados.....	37
6.3.1	Austemperado en 2 etapas.....	38
6.3.2	Austemperado en 3 etapas.....	41
6.4	Efecto de la microsegregación en aceros BLC colados	44
6.5	Antecedentes en la fundición nodular austemperada (ADI)	47

6.6	Tratamiento térmico propuesto	50
6.7	Resultados esperados	51
6.7.1	Versión 1	51
6.7.2	Versión 2	52
7	Conclusiones	52
8	Referencias	54

1 Resumen

Los aceros bainíticos libres de carburos (BLC) forman parte de la tercera generación de aceros avanzados de ultra alta resistencia (AHSS) y son uno de los más atractivos para la comunidad científica, ya que poseen excelentes propiedades mecánicas y son de bajo costo comparativo.

Según la World Steel Association, la producción mundial de acero alcanzó 1870 millones de toneladas en 2019. La mayor parte se procesa mediante la colada continua, para obtener semi-elaborados, como el planchón o largos como el tocho, a partir de los que luego se obtiene, mediante laminación en caliente y en frío, productos intermedios como chapas y perfiles, respectivamente, que son utilizados como materia prima por otras industrias. Durante estos procesos, la alta temperatura y gran deformación involucradas, provocan la rotura de los patrones de solidificación, particularmente la microsegregación, obteniendo una composición química más homogénea que la de colada.

Sin embargo, también existen piezas que se fabrican directamente mediante la técnica de fusión y colada en moldes, lo que permite fabricar piezas de geometría compleja y con dimensiones cercanas a la final, disminuyendo las tareas de mecanizado y ensamblado. Como contrapartida, debido a la distribución no uniforme de elementos de aleación durante la solidificación, la estructura de una pieza colada posee una composición química heterogénea como resultado de la microsegregación. Esto afecta las transformaciones en estado sólido del acero (en el tratamiento térmico), que son dependientes de la composición química.

Particularmente, en el caso de los aceros BLC colados, se han identificado zonas con alto contenido de elementos de aleación que, luego de ser austemperadas, presentan austenita retenida a temperatura ambiente en forma de bloques de gran tamaño, del orden de varios micrómetros, que impiden obtener las mejores propiedades mecánicas. Además, ha sido reportado que, en servicio, estos bloques de austenita transforman parcialmente a martensita durante la aplicación de una tensión y/o una deformación, debido a su baja estabilidad mecánica, generando una microestructura de menor tenacidad.

Para superar este problema, algunos autores han planteado una variante en el tratamiento térmico, denominado austemperado en dos etapas, que ha sido utilizada con éxito en aceros laminados BLC y también en la fundición de hierro nodular austemperada o ADI, ya que disminuye la cantidad y tamaño de los bloques de austenita retenida sin transformar. Esto ha permitido aumentar la ductilidad y tenacidad de los aceros BLC laminados y del ADI, si se compara con un tratamiento en una etapa.

Por lo tanto, para este trabajo se propone evaluar el uso del tratamiento térmico de austemperado en dos etapas, como medio para mejorar las propiedades mecánicas de aceros colados con microestructura BLC.

2 Nomenclatura

α ,	ferrita
α_b ,	ferrita bainítica
α' ,	martensita
α_w ,	ferrita Widmanstätten
γ ,	austenita
θ ,	cementita, Fe_3C
ADI,	fundición nodular austemperada
AHSS,	advanced high strength steel
BLC,	bainítico libre de carburos
bcc,	cúbica centrada en el cuerpo
B_s ,	temperatura inicio transformación bainítica
C_γ ,	% carbono en γ (austenita)
fcc,	cúbica centrada en las caras
M_s ,	temperatura inicio transformación martensítica
T_0 ,	temperatura para condición termodinámica $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$
T_{bi} ,	temperatura de baño isotérmico
t_{bi} ,	tiempo de baño isotérmico
T_γ ,	temperatura de austenizado
t_γ ,	tiempo de austenizado
TRIP,	transformation induced plasticity (plasticidad inducida por transformación)
TTT,	temperatura tiempo transformación
V_α ,	volumen de ferrita
V_γ ,	volumen de austenita

3 Justificación del trabajo

Desde hace ya siete años, en la División Metalurgia del INTEMA (DMI) se trabaja en el desarrollo de aceros colados con microestructura bainítica libre de carburos, con el objetivo de obtener aleaciones con muy altas propiedades mecánicas y bajo costo. Los primeros ensayos realizados sobre estos aceros tuvieron el objetivo de determinar su resistencia y ductilidad. La determinación de la resistencia (el límite elástico y la tensión de rotura) y la ductilidad (deformación a la rotura), se realiza mediante un ensayo de tracción normalizado. La tensión de rotura se define como el cociente entre la carga máxima y la superficie de la sección transversal inicial de la probeta, mientras que el límite elástico marca el umbral en el que, una vez superado, el material sufre deformación plástica o permanente. Por otro lado, se dice que un material es más dúctil cuando llega a la rotura habiendo alcanzado una deformación plástica elevada. Un ejemplo de un material dúctil es el acero ferrítico de bajo carbono. En contraposición, un material que alcanza la rotura con una pequeña deformación plástica, posee un comportamiento frágil como, por ejemplo, un acero con microestructura martensítica. La Figura 1 muestra curvas típicas obtenidas en ensayos de tracción para comparar el comportamiento entre un material dúctil y uno frágil.



Figura 1. Curvas comparativas entre material dúctil y material frágil.

Asociado a la ductilidad se tiene el concepto de la tenacidad, que es una medida de la energía de deformación total necesaria para provocar la rotura. Generalmente, cuando un material posee gran ductilidad, se traduce en una tenacidad elevada. Cuando se alcanza un compromiso entre una buena resistencia y una buena ductilidad, la tenacidad es mayor. En la Figura 1 la tenacidad está representada por el área encerrada por debajo de la curva.

La microestructura bainítica libre de carburos se estudia desde hace varias décadas, y se sabe que puede alcanzar altos valores para la tensión de rotura, combinado con una buena ductilidad, esta combinación se traduce también en una tenacidad elevada. Esto se debe a que se inhibe la precipitación de carburos en la transformación bainítica, gracias al alto contenido de silicio del acero. Esto genera microestructuras compuestas por ferrita bainítica (con morfología de placas) y austenita retenida. La presencia de fases dúctiles, como la ferrita y la austenita, así como la ausencia de carburos dispersos (que limitan la ductilidad) y la martensita (que posee baja ductilidad), sumado a la escala nanométrica que alcanzan estas microestructuras, promueven una ultra alta resistencia, con elevados valores de ductilidad y tenacidad, cosa que no ocurre en aceros convencionales, como los perlíticos.

Los aceros colados BLC desarrollados en la DMI alcanzaron valores de resistencia similares a los de aceros laminados, pero con menor ductilidad. Por este motivo, a través de esta tesis de grado, se decidió explorar el desarrollo de un tratamiento térmico alternativo, que permita mantener el

nivel de resistencia y aumentar la ductilidad, lo que supone a la vez una mayor tenacidad, característica clave para los materiales estructurales.

La selección del material es una de las etapas más importantes en la elaboración de una pieza, puesto que es un factor determinante para los criterios de diseño y la fabricación. Por ejemplo, en la industria automotriz se diseñan piezas que cumplen con requerimientos tales como, alta resistencia mecánica, bajo peso, alta absorción de energía, entre otros, de tal manera que la pieza sea adecuada para las condiciones propias de un vehículo y, a su vez, se pueda fabricar utilizando la tecnología existente. En la actualidad una familia de materiales muy utilizada en la fabricación de automóviles es la de los aceros avanzados de alta resistencia, AHSS, que son analizados en la sección 5, entre los que se encuentra el acero estudiado en esta tesis.

4 Objetivos

Esta tesis de grado comenzó a desarrollarse en Noviembre de 2019, por lo que poco tiempo después se vio muy afectada por la pandemia por Covid 19. Esto significó que el trabajo se viera prácticamente paralizado en su fase experimental a partir del inicio de la cuarentena, el 19 de marzo de 2020. Posteriormente, habiendo notado que las restricciones impuestas por el estado nacional durarían muchos meses, se decidió replantear los objetivos o alcance de este trabajo, a través de una solicitud realizada al Departamento de Mecánica, mediante nota del 05 de noviembre de 2020, que fuera aceptada el mismo mes. Esto hizo que los objetivos planteados originalmente, cuyo logro estaba basado en el desarrollo de una importante actividad de laboratorio, cambiaran a otros que contemplan un enfoque diferente, para cuya concreción se requiere de un trabajo basado en el estudio de la bibliografía.

4.1 Objetivos generales

Los objetivos generales relacionados con esta tesis de grado son:

- Mejorar el conocimiento general de los aceros colados con microestructura bainítica libre de carburos, con la finalidad de lograr piezas coladas de alta performance con bajo costo de producción. También se intenta profundizar conocimientos sobre metalurgia, y en particular sobre metalurgia de aceros colados, tratamientos térmicos y propiedades mecánicas.
- Integración personal a un grupo de investigación y desarrollo, a fin de ganar experiencia sobre la metodología de trabajo, las técnicas aplicadas, las limitaciones habitualmente existentes en el sistema nacional de investigación y desarrollo.
- Reforzar el vínculo entre la universidad pública y el sector productivo.

4.2 Objetivos particulares

Los objetivos particulares de este trabajo son:

- Ampliar la revisión bibliográfica a los aceros bainíticos libres de carburos, obtenidos a partir de aceros colados de alto silicio, incluyendo los requerimientos mecánicos para aceros colados con fines estructurales correspondientes a la norma ASTM.
- Realizar la revisión bibliográfica relativa al desarrollo tribológico (fricción y desgaste) de aceros bainíticos libres de carburos.
- Diseñar un tratamiento térmico de austemperado en dos etapas, para disminuir la cantidad de austenita no reactivada (blocky) y aumentar la proporción de ferrita bainítica.
- Evaluar analíticamente la influencia de los parámetros de tratamiento térmico en la relación ferrita/austenita, basado en trabajos publicados en literatura y en la experiencia del grupo de trabajo.
- Evaluar analíticamente la influencia del tratamiento térmico planteado en las propiedades mecánicas de interés para materiales estructurales (dureza, resistencia, ductilidad y tenacidad) y en la resistencia al desgaste por abrasión.

5 Introducción a los aceros y sus transformaciones

5.1 Aceros

El hierro es uno de los materiales más antiguos utilizados por el hombre. La edad del hierro es posterior a las edades de piedra, del cobre y del bronce, y comienza sobre el final del tercer milenio antes de Cristo, es decir hace algo más de 4000 años.

El acero es una aleación de hierro que contiene como elemento principal de aleación al carbono. Las investigaciones y desarrollos llevados a cabo a lo largo de varias décadas, han permitido obtener aleaciones con una muy amplia gama de propiedades, que permiten satisfacer diferentes condiciones de servicio como, por ejemplo, ambientes corrosivos, baja o alta temperatura, cargas dinámicas, etc. No obstante, las investigaciones continúan en la actualidad, debido a la necesidad de desarrollar mejores aleaciones y reducir los costos de producción.

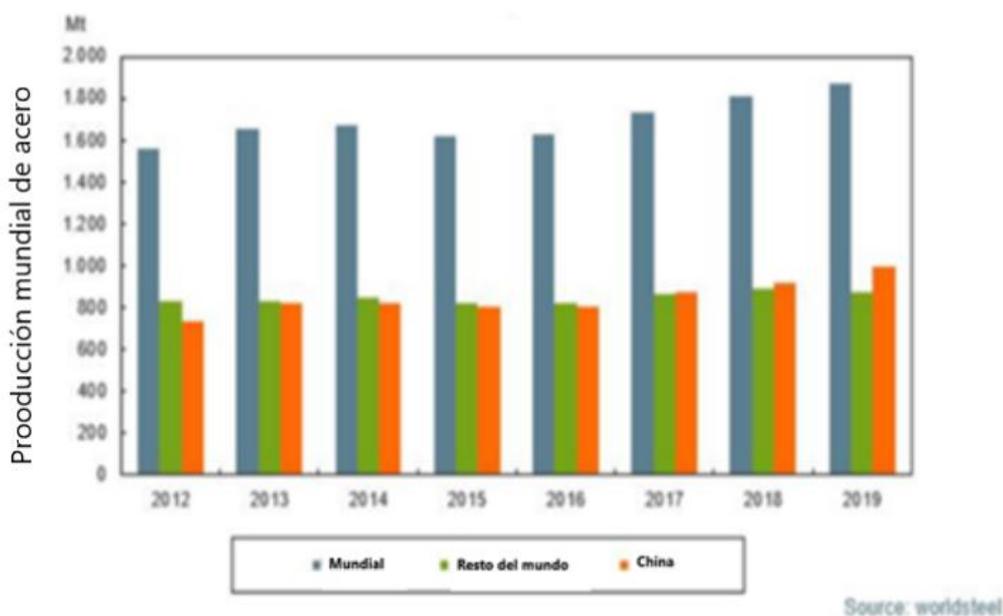


Figura 2. Producción China y mundial de acero, desde el año 2012 hasta el presente.

El acero es el material estructural más importante utilizado en la industria, debido a su bajo costo relativo y la amplia gama de propiedades mecánicas que se obtienen, gracias a sus variantes microestructurales, que pueden alcanzarse controlando la composición química y los parámetros de procesamiento, en particular los del tratamiento térmico. Está presente en grandes infraestructuras, edificios, vehículos y toda una serie de utensillos y aparatos que utilizamos en la vida diaria. Según la World Steel Association, la producción mundial de acero alcanzó 1870 millones de toneladas en el año 2019, siendo China el principal productor, como se observa en la Figura 2.

5.1.1 El acero y el diagrama Fe-C.

A presión atmosférica, el hierro puro presenta dos formas alotrópicas en función de la temperatura. El hierro- α es estable entre la temperatura ambiente y 910 °C, y posee una estructura bcc. A temperaturas superiores y hasta 1390 °C, el hierro puro adquiere una estructura cristalina fcc, constituyendo el denominado hierro- γ . A partir de los 1390 °C y hasta la temperatura de fusión, el hierro es de nuevo estable con una estructura bcc, que ahora se denomina hierro- δ .

Cuando se agrega carbono a la estructura del hierro, cambia el intervalo de temperatura en el que las distintas variedades alotrópicas son estables, y su influencia se observa en el diagrama de equilibrio hierro-carbono (Fe-C), que se muestra en la Figura 3. La solución sólida de carbono en hierro γ se denomina austenita (γ), y en ella los átomos de carbono se distribuyen en posiciones intersticiales de la red fcc. La adición de carbono estabiliza la austenita a temperaturas menores que 910 °C, hasta los 723 °C para un acero con 0,77 %C en peso. Esta combinación de temperatura y %C es un punto singular del diagrama Fe-C denominado eutectoide. Por su parte, la solución sólida de carbono en hierro α constituye la fase ferrita (α), con una solubilidad máxima de 0,02 %C en peso a 723 °C. El diagrama de equilibrio Fe-C también muestra que para la composición y temperatura eutectoide, si la temperatura baja, se produce una transformación de la austenita en una mezcla mecánica compuesta por las fases ferrita y cementita, denominada perlita. La cementita (θ), por su parte, es un compuesto intermetálico de fórmula Fe_3C (Navarro, 2006).

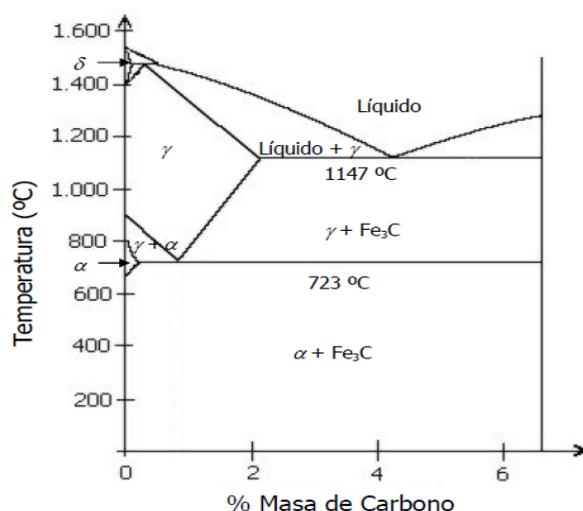


Figura 3. Diagrama de equilibrio parcial Fe-C o Fe-Cementita (Fe_3C).

El cambio de estructura cristalina entre γ y α se puede producir mediante dos mecanismos de transformación bien diferenciados:

Reconstructivo: Tienen lugar cuando hay movilidad atómica, o difusión suficiente, y consecuentemente, la estructura cristalina fcc del hierro- γ puede sufrir una reconstrucción completa a la forma bcc del hierro- α y viceversa. En este caso, el ordenamiento atómico del cristal original es alterado mediante la rotura de los enlaces que se reordenan (o reconstruyen) en un nuevo patrón, por ejemplo $\alpha \leftrightarrow \gamma$.

Desplazativo: Se dan cuando la fase fcc se enfría rápidamente a una temperatura muy baja, bien por debajo de 727 °C, donde la movilidad atómica no es suficiente para una transformación reconstructiva. No obstante, la energía libre para la transformación es elevada, permitiendo la formación de una nueva red mediante el movimiento coordinado de átomos a través de la

intercara, dando lugar, por ejemplo, a la microestructura denominada martensita o α' . Por lo tanto, la transformación martensítica se produce mediante una deformación homogénea del patrón original.

Esta clasificación de las transformaciones tiene en cuenta si hay o no difusión de átomos, como se observa en la Figura 4. Si hay difusión (transformación reconstructiva), existen diferentes morfologías en que nuclea y crece la ferrita: ferrita masiva, ferrita aliotromórfica y ferrita idiomórfica. También se incluye aquí el mecanismo de crecimiento perlítico (crecimiento cooperativo de ferrita y cementita). Por otro lado, en las transformaciones desplazativas, la difusión es escasa o nula, debido a la baja temperatura, dando como resultado microestructuras como bainita, ferrita acicular, ferrita Widmanstätten (α_w) y martensita. De todas las transformaciones que se muestran en la Figura 4, la transformación martensítica es la única puramente desplazativa, dado que no involucra difusión de átomos sustitucionales e intersticiales.

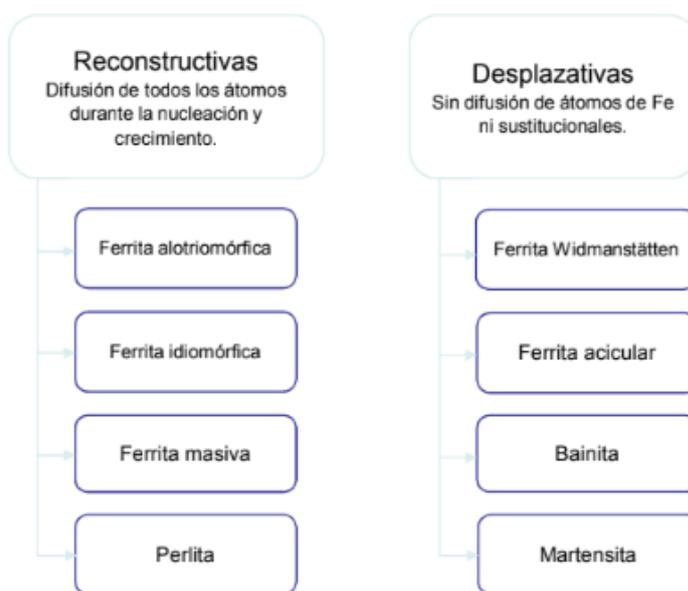


Figura 4. Tipos de transformaciones en estado sólido del acero.

5.1.2 Microestructuras típicas de aceros

5.1.2.1 Ferrita

La ferrita formada mediante un mecanismo reconstructivo puede presentar dos morfologías, la ferrita aliotromórfica o la ferrita idiomórfica. La ferrita aliotromórfica nuclea en el borde de grano austenítico y tiende a crecer a lo largo de los mismos a una velocidad mayor que en la dirección normal. Por su parte, la ferrita idiomórfica nuclea en forma intragranular, en inclusiones u otros lugares de nucleación heterogéneos, especialmente cuando el tamaño de grano es grande. Ambas morfologías están representadas en la Figura 5.

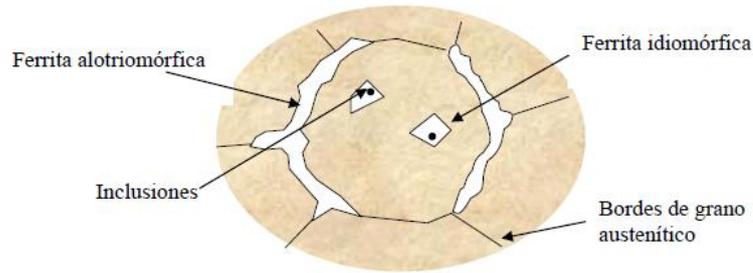


Figura 5. Esquema de la morfología de ferrita alotriomórfica e idiomórfica.

5.1.2.2 Perlita

La perlita es una microestructura laminar constituida por una mezcla de ferrita y de cementita, que se forma a temperaturas por debajo de la eutectoide. Los agregados de perlita con láminas de ferrita y de cementita igualmente orientadas (Figura 6) se denominan colonias. Un grupo de colonias constituyen un nódulo de perlita. El espaciado interlaminar es un parámetro importante en la caracterización de la transformación, cuyo valor decrece a medida que aumenta el grado de subenfriamiento por debajo de la temperatura eutectoide.

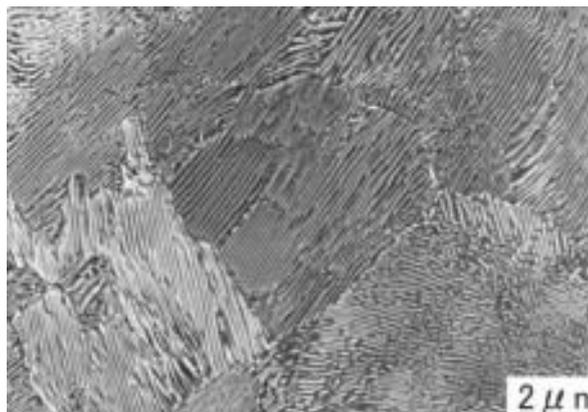


Figura 6. Microestructura perlítica del acero, correspondiente a la transformación eutectoide (Navarro,2006).

Esta microestructura se forma con un subenfriamiento bajo. En el proceso de transformación perlítica se forman fases que difieren mucho en su composición de la inicial. La austenita que posee 0,7 %C transforma en la mezcla compuesta por ferrita que casi no contiene carbono (%C < 0,02) y cementita con 6,67 %C. Por esto, la transformación de austenita a perlita necesita de la difusión, para que haya redistribución de carbono.

5.1.2.3 Ferrita Widmanstätten

A elevadas temperaturas dentro de la curva C (concepto que se desarrollará en la sección 5.1.3), correspondiente a las transformaciones desplazativas en el diagrama de transformación isotérmica, se puede formar la *ferrita Widmanstätten* (α_w), que posee una morfología de placa, como se observa en la Figura 7. La α_w puede crecer en borde de grano austenítico (α_w primaria) o a partir de ferrita alotriomórfica previamente formada (α_w secundaria).

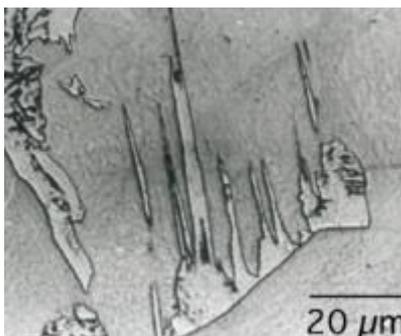


Figura 7. Microestructura en forma de placas de la ferrita Widmanstätten, α_w .

5.1.2.4 Bainita y ferrita acicular

La bainita y la *ferrita acicular* se forman a menor temperatura que la α_w y por encima de la temperatura de inicio de transformación martensítica (M_s). En el caso de la bainita, la microestructura está constituida por unidades de ferrita separadas por cementita, austenita retenida y/o martensita. En el caso de la ferrita acicular, se encuentra rodeada de austenita retenida. La diferencia fundamental entre bainita y ferrita acicular reside en los lugares de nucleación de cada una, pues los mecanismos de transformación son similares. La bainita nuclea en los bordes de grano austenítico, mientras que la ferrita acicular lo hace en inclusiones no metálicas, Figura 8. En la bainita, las unidades de ferrita, separadas por láminas de cementita, martensita o austenita retenida, se encuentran agrupadas bajo una misma orientación cristalográfica, constituyendo lo que se denomina plumines de bainita, mientras que en la ferrita acicular la microestructura se encuentra desorganizada, no existiendo orientación común entre las placas de ferrita.

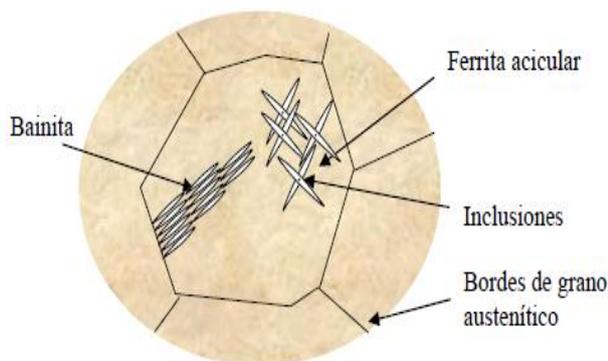


Figura 8. Esquema de la morfología de la bainita y de la ferrita acicular de la martensita.

5.1.2.5 Martensita

La martensita (α') es una solución sólida de hierro- α , distorsionada por la sobresaturación en carbono, cuya composición química es idéntica a la de la austenita de la cual proviene, pues no hay difusión durante la transformación. Los cristales de martensita son láminas paralelas o que se cortan formando ángulos de 60 y 120°. La orientación de las láminas de martensita se debe a que se forma siguiendo determinados planos cristalográficos y direcciones respecto de la austenita en la que se origina.

La transformación de austenita en martensita ocurre mediante un movimiento coordinado y ordenado de los átomos, sin difusión de elementos de aleación ni de carbono. Al no haber una reestructuración de la red cristalina, existe una correspondencia entre la estructura cristalina original y la nueva, característico de las transformaciones desplazativas. La microestructura martensítica, Figura 9, se forma cuando el subenfriamiento es tal, que la temperatura alcanzada es menor a M_s .

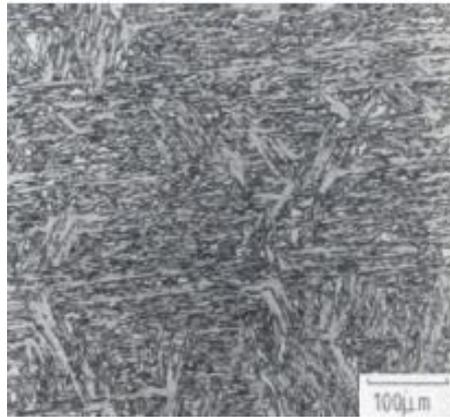


Figura 9. Microestructura martensítica. Bhadeshia (1983).

5.1.3 Diagramas de transformación isotérmica

Para estudiar con más detalle la naturaleza de la transformación de la austenita, se puede utilizar como recurso el diagrama Temperatura-Tiempo-Transformación (TTT), también denominado diagrama de transformación isotérmica. La transformación que sufre la austenita a distintas temperaturas conduce a diferentes microestructuras, pues compiten dos factores: la difusión y la fuerza impulsora. En la Figura 10, se observa que la difusión de átomos (D) es elevada a alta temperatura, mientras que la fuerza impulsora (ΔG) es baja. Por el contrario, cuando el subenfriamiento es mayor, la difusión disminuye y la fuerza impulsora crece. En consecuencia, esto hace que la velocidad de la transformación (V) sea máxima para temperaturas intermedias.

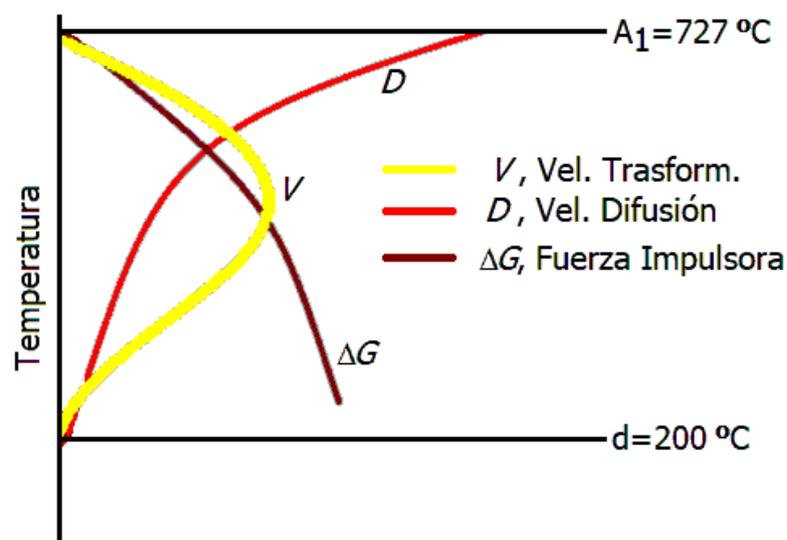


Figura 10. Velocidad de transformación (V) de la austenita.

Del efecto combinado entre la difusión y la fuerza impulsora resultan las curvas TTT o curvas C, Figura 11. En función del subenfriamiento (ΔT) o de la temperatura a la que ocurre la transformación, se obtiene una amplia variedad de microestructuras y, por lo tanto, de propiedades del acero. Por ejemplo, para un acero eutectoide (con un contenido de 0,7 %C), se observa que enfriando desde la temperatura de austenizado hasta una temperatura en el rango de 720 y 550 °C se forma perlita, cuyo espaciado interlaminar entre la ferrita y la cementita disminuye con el subenfriamiento, y toma distintos nombres como perlita, sorbita y troostita. Las estructuras de láminas más finas presentan mayor resistencia y dureza, aunque menor ductilidad. La inflexión o nariz de la curva C, marca el cambio de mecanismo de transformación (de reconstructiva a desplazativa). De esta manera, por debajo de la nariz perlítica, se encuentra el rango de temperaturas de transformación bainítica y, más abajo aún, la reacción martensítica.

En aleaciones Fe-C, la transformación perlítica alcanza su velocidad máxima en el entorno de los 550 °C (para el caso de un acero eutectoide). Si la temperatura disminuye, la difusión de Fe, necesaria para el crecimiento cooperativo, disminuye, y la cinética perlítica se hace más lenta. Sin embargo, existe otro mecanismo de transformación mediante el cual la austenita puede transformarse en ferrita y cementita, denominado mecanismo bainítico. La cinética del mecanismo perlítico es más exitosa a alta temperatura, mientras que el bainítico predomina a baja temperatura.

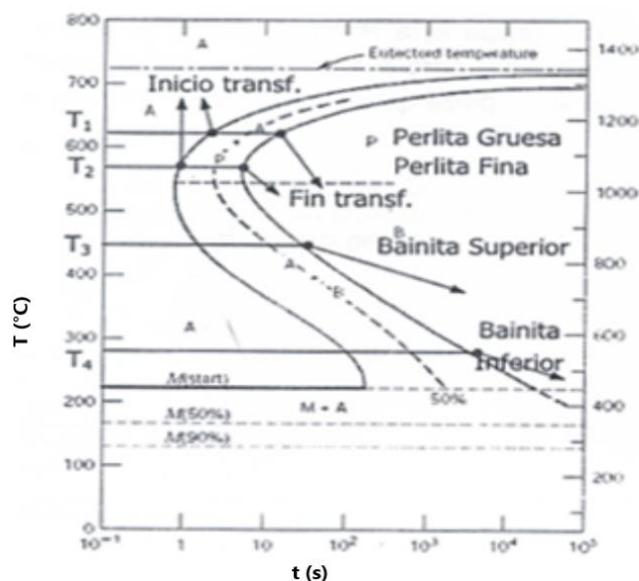


Figura 11. Diagrama TTT de transformación de la austenita para un acero eutectoide (0,7 %C).

En este sentido, si la velocidad de enfriamiento de la austenita es suficiente como para no cruzar la "nariz" de la curva C (Figura 11), cambia el mecanismo de transformación y se forma la microestructura bainítica. Al igual que la perlita, la bainita es una mezcla de ferrita y carburos (cementita), pero la morfología, tamaño y distribución de estas fases es bastante distinta, y puede caracterizarse por su propia curva C en el diagrama TTT. En aceros al carbono, esta curva se superpone con la curva de perlita (Figura 12-a), de modo que a temperaturas alrededor de 500 °C, tanto la perlita como la bainita se forman competitivamente. Sin embargo, en algunos aceros aleados, las dos curvas están separadas, mostrando que hay una tendencia a formar dos narices de transformación distintas, una para la formación de perlita y otra para la formación de bainita (Figura 12-b). El aspecto o características de la microestructura bainítica depende principalmente de la temperatura de transformación (Navarro, 2006).

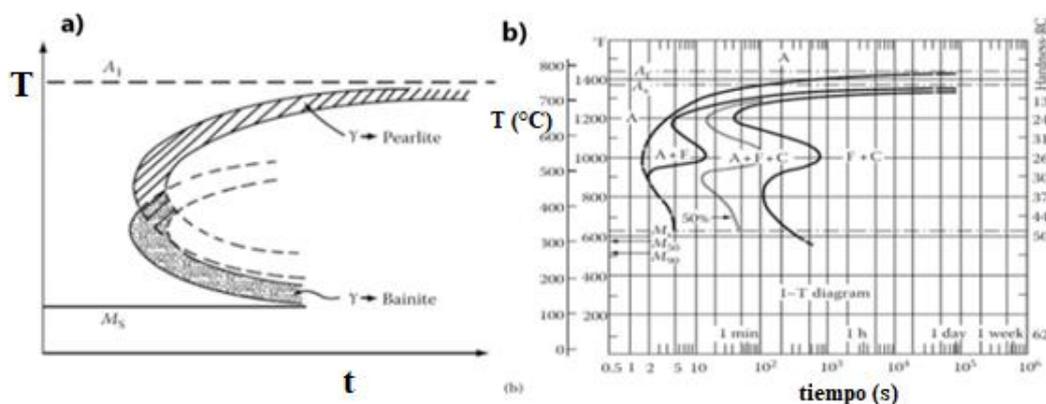


Figura 12. Diagrama TTT: a) de un acero eutectoide, b) de un acero aleado.

5.2 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)

Los aceros que actualmente se usan en la industria del automóvil se definen como de alta resistencia o HSS (High Strength Steels), y poseen un límite elástico entre 210 y 550 MPa, y una tensión de rotura entre 270 y 700 MPa. Mientras que otros aceros con límite elástico mayor de 550 MPa y con tensión de rotura mayor de 700 MPa son los llamados aceros avanzados de alta resistencia AHSS (Advanced High Strength Steels).

Dentro de la familia de los AHSS se encuentran, entre otros, los aceros Dual-Phase (DP), Transformation-Induced Plasticity (TRIP), Complex Phase (CP), Ferritic-Bainitic (FB), Twinning-Induced Plasticity (TWIP), Hot-Formed (HF), Post-Forming Heat Treatable (PFHT), aceros bainíticos libres de carburos (BLC o CFB) y los Quenched and Partitioned (QyP). Cada uno de estos aceros es procesado mecánica y térmicamente para obtener microestructuras singulares, que resultan en distintas combinaciones de propiedades mecánicas. En la Figura 13, se muestran algunas de estas familias de aceros y su relación entre la resistencia (medida como la tensión de rotura) y la ductilidad (medida como la deformación a la rotura).

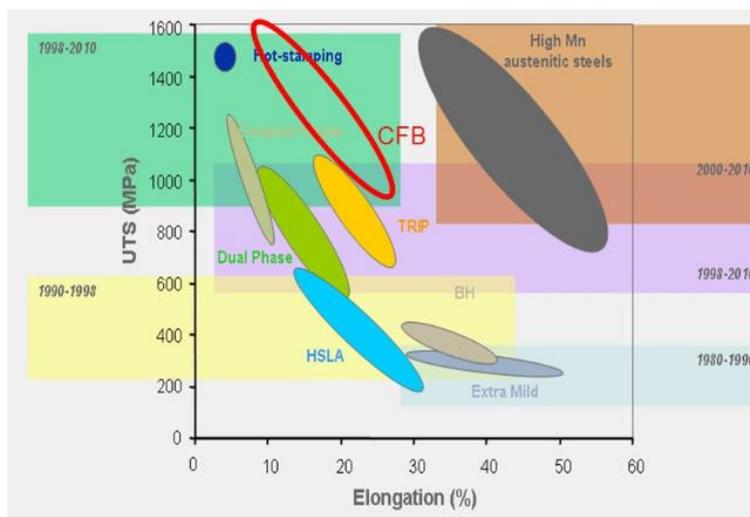


Figura 13. Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), incluido los CFB o BLC. (<http://observatorio.aimme.es>).

El principal uso de los AHSS se encuentra en la industria automotriz, donde un objetivo primordial en las últimas décadas es satisfacer la exigencia de reducir el consumo de combustible y, por lo tanto, de las emisiones de CO₂ a la atmósfera. Otro objetivo es incrementar la seguridad de los ocupantes del vehículo en caso de colisión. Para la obtención de este doble objetivo, se han dado una serie de pasos encaminados a optimizar la estructura del vehículo, utilizando materiales diferentes al acero convencional de bajo %C, o implementando técnicas de fabricación avanzadas, tales como el hidroformado o la unión entre materiales disímiles, como componentes plásticos y metálicos, entre otros. A modo de ejemplo, en la Figura 14 se muestran distintos aceros empleados en un vehículo de gama media, clasificados en cinco grupos de acuerdo a su rango de tensión de rotura, σ_{rot} , y el porcentaje en peso en que se encuentran en la estructura (Valle, 2012). En lo que sigue se describirán algunos AHSS.

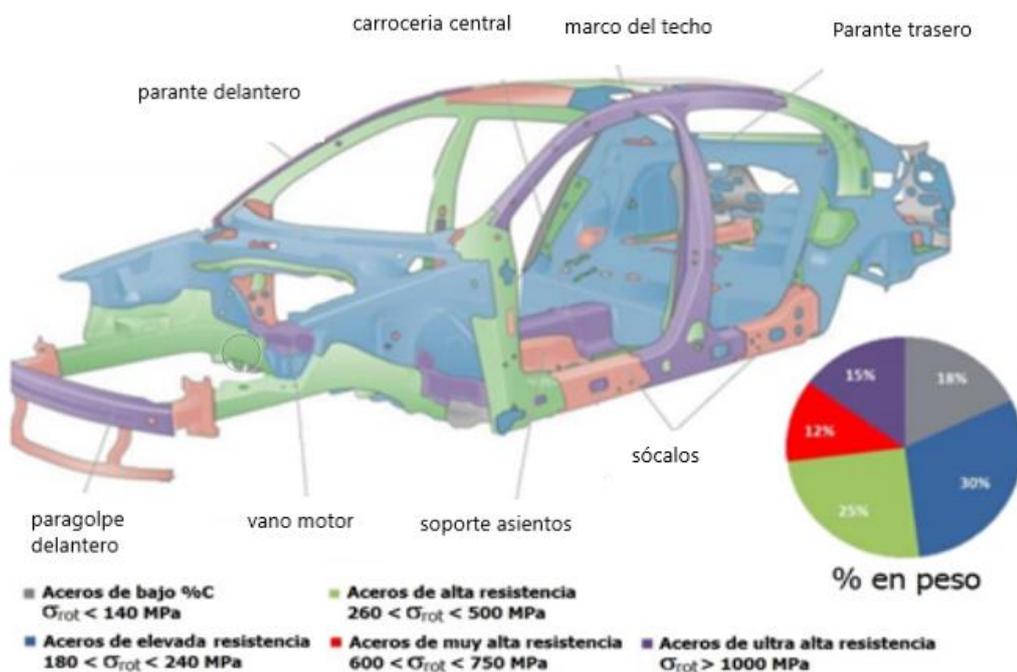


Figura 14. Tipo de aceros utilizados para la carrocería de un vehículo de gama media. Valle (2012).

5.2.1 Dual Phase (DP)

Estos aceros poseen una matriz ferrítica con islotes de martensita, como se observa en la Figura 15, obteniendo diferentes valores de resistencia a la tracción, según la cantidad relativa de martensita. Estos aceros se fabrican con un estricto control del enfriamiento de la austenita, para posteriormente transformar parcialmente en martensita, aunque, dependiendo del proceso de fabricación, pueden mejorar por la aparición de bainita. La ferrita es generalmente continua, aportando una excelente ductilidad, mientras que la martensita o bainita aportan dureza y resistencia mecánica.

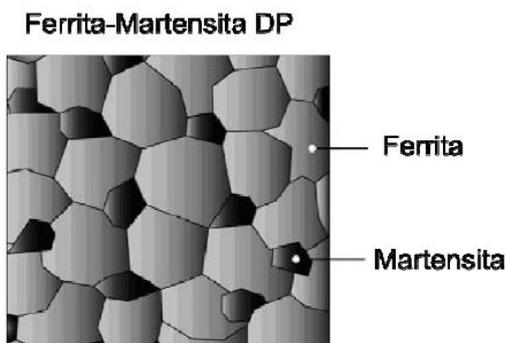


Figura 15. Microestructura de Aceros Dual Phase, DP.

5.2.2 Aceros TRIP (Transformation Induced Plasticity)

Los aceros TRIP son uno de los más desarrollados en la actualidad. Para ser considerados como tal, deben tener al menos un 5 % de austenita retenida en su microestructura. Los aceros TRIP generalmente son de alto silicio y su microestructura, que se muestra en la Figura 16, consiste en una matriz ferrítica continua y bainita (libre de carburos) como segunda fase. En algunos casos, también pueden contener martensita en pequeñas proporciones.

La particularidad de los aceros TRIP es que, durante la deformación, la aparición de una fase dura entorno a la ferrita crea un endurecimiento por deformación como el observado en los DP. Además, en los aceros TRIP la austenita retenida transforma progresivamente en martensita con el aumento de la tensión, aumentando la dureza a niveles que pueden ser más altos que en los aceros DP.

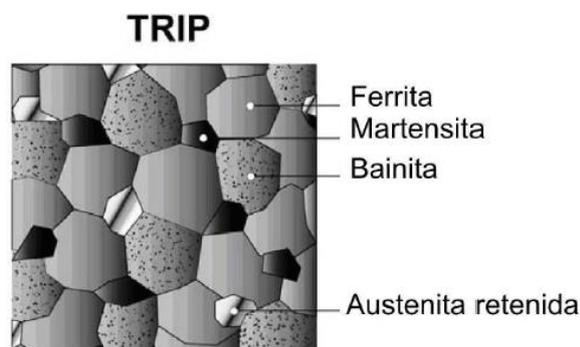


Figura 16. Microestructura de Aceros TRIP.

5.2.3 Aceros microaleados (HSLA)

Este tipo de aceros posee mejores propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión que los aceros al carbono convencionales. Poseen entre 0,05 y 0,25 %C, para mantener la conformabilidad y la soldabilidad. Otros elementos de aleación incluyen hasta un 2,0 % de manganeso y pequeñas cantidades (menos del 0,1% en conjunto) de cobre, níquel, niobio, vanadio, cromo, molibdeno, titanio, calcio, tierras raras, y zirconio. El cobre, titanio, vanadio y niobio se agregan para incrementar la resistencia, al producir una dispersión muy fina de carburos en una matriz casi pura de ferrita. La Figura 17 muestra el refinamiento de grano, medido como el diámetro medio de grano, al comparar la estructura de un acero standard (45 μm) y un acero microaleado (26 μm).

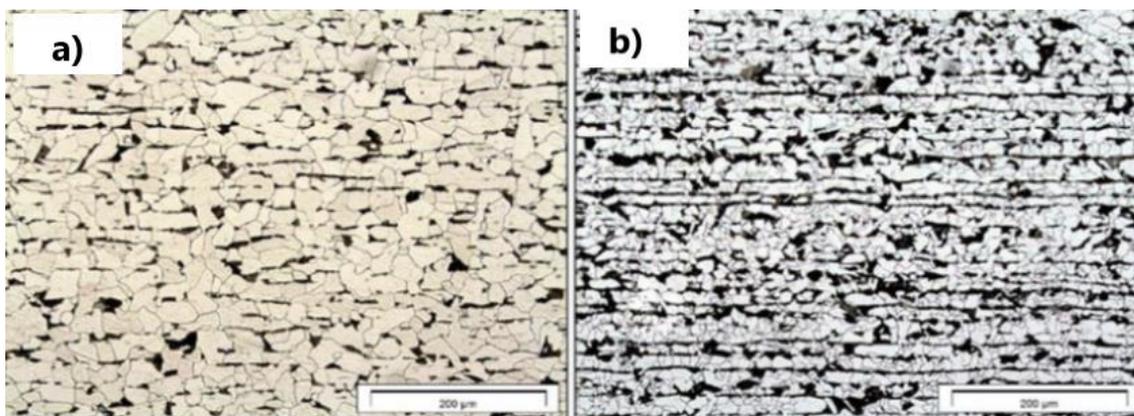


Figura 17. Microestructura de aceros ferrítico-perlíticos,
a) standard y b) microaleado (Guzmán, J. 2016).

El aumento de resistencia debido a los elementos de aleación, es producido por la precipitación de partículas finamente dispersas, que producen el endurecimiento y/o la refinación del tamaño de grano, a través de tratamientos térmicos y termomecánicos. También se observa una mejora en la tenacidad a la fractura y un marcado descenso en la temperatura de transición dúctil – frágil.

5.3 Aceros bainíticos

Actualmente, a nivel mundial, entre las opciones de microestructura que brinda el acero, existe un alto grado de desarrollo de los aceros bainíticos avanzados, que ofrecen excelentes propiedades, combinando alta resistencia mecánica y ductilidad o formabilidad, que los hacen atractivos para muchas aplicaciones en donde estas exigencias son determinantes.

En este trabajo final se pondrá foco en los aceros bainíticos libres de carburos (BLC), y es por eso que, a continuación, se detallan algunos conceptos importantes sobre la transformación bainítica.

5.3.1 Tratamiento térmico de austemperado

La microestructura bainítica generalmente se obtiene mediante un tratamiento isotérmico denominado austemperado o austempering, consistente en un austenizado a T_γ , por encima de la temperatura A_3 , durante un tiempo t_γ que asegure la transformación completa a austenita. Luego, se procede a un enfriamiento rápido hasta la temperatura de austemperado, T_{bi} (por temperatura de baño isotérmico), entre B_s y M_s , temperatura de inicio de la transformación bainítica y martensítica, respectivamente, durante un tiempo t_{bi} (tiempo de baño isotérmico) suficiente para que se produzca la transformación en bainita. Tratamientos por encima de B_s resultan en microestructuras con perlita, mientras que por debajo de M_s resultan en la formación de martensita. Ambas fases son indeseadas ya que afectan negativamente las propiedades mecánicas. Por esta razón, resulta fundamental seleccionar una T_{bi} adecuada, según la composición química del acero.

El enfriamiento rápido desde T_γ hasta T_{bi} se logra introduciendo la pieza en un baño de sales fundidas de alta capacidad calorífica, evitando así la formación de fases indeseadas (ferrita proeutectoide o perlita). Generalmente, los baños de sales utilizados para obtener bainita están compuestos por nitrito de sodio y nitrato de potasio, y tienen un rango de trabajo entre 200 y 400 °C, que es apropiado para obtener microestructuras bainíticas a partir de aceros con distinta composición química.

Cabe aclarar que, en algunos casos, es posible obtener bainita mediante el enfriamiento continuo y controlado de la austenita. Sin embargo, este tipo de transformación no formará parte de esta tesis de grado y sólo se analizará la formación de bainita mediante transformaciones isotérmicas.

5.3.2 Transformación bainítica

Para explicar la cinética de transformación bainítica, se utilizará el modelo propuesto por Bhadeshia (2015), basado en la teoría desplazativa, que define a la formación de la bainita como un proceso secuencial, a diferencia de la transformación perlítica, en el que el crecimiento de ferrita y cementita es acoplado o cooperativo. La Figura 18 muestra un esquema de la transformación. En primer lugar, una subunidad de ferrita bainítica (α_b), generalmente con forma de placa, nuclea en borde de grano austenítico, ya que esa es la zona de mayor energía libre, y crece sin difusión. Inmediatamente después, la ferrita expulsa carbono hacia la austenita circundante, en un proceso denominado “partición”. La nucleación de nuevas subunidades ocurre en la punta de la subunidad previamente formada, así como también en borde de grano austenítico. El proceso continúa mediante la nucleación y crecimiento de nuevas subunidades de ferrita, dando lugar a la formación de un “plumín” de bainita, que es un conjunto de subunidades interconectadas que comparten una dirección cristalográfica, Tenaglia (2019).

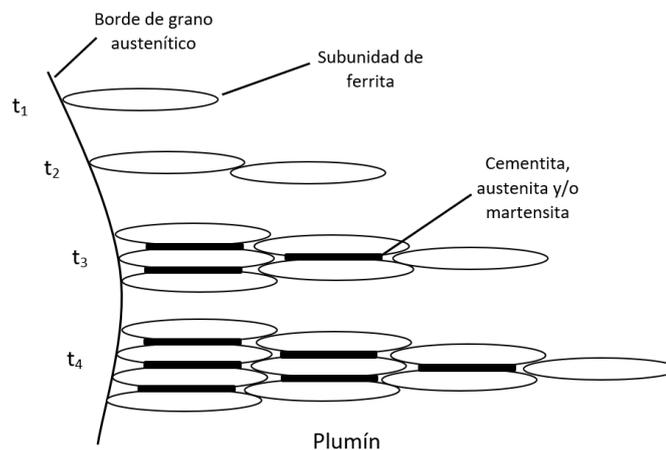


Figura 18. Esquema de la nucleación y crecimiento de las subunidades de ferrita, que dan forma a un plumín en la transformación bainítica.

Mientras el cambio de energía libre sea favorable, la transformación continúa, formando nuevas subunidades de ferrita bainítica, que luego de su crecimiento expulsan carbono hacia la austenita circundante, enriqueciéndola progresivamente en carbono. A partir de este estadio de la transformación, pueden ocurrir dos cosas, una es que la austenita enriquecida en carbono se descomponga en cementita y ferrita secundaria, dando lugar a la bainita convencional. La otra, que la formación de cementita (y de carburos en general) esté suprimida o fuertemente retardada (por ejemplo, mediante la adición Si o Al en la composición química del acero), dando lugar a la bainita libre de carburos (BLC).

5.3.3 Morfología

La complejidad de la microestructura bainítica ha dado lugar a la existencia de una multitud de terminologías para representar su morfología, lo que ha llevado a cierta confusión. Sin embargo, la comunidad científica coincide en diferenciar dos tipos de bainita. La **bainita superior** se forma en el rango de altas temperaturas, entre 350 a 550 °C (dependiendo de la composición química

del acero), y se caracteriza por tener ferrita bainítica libre de carburos. Como se ha mencionado, las placas de α_b crecen sobresaturadas en carbono y, debido a que a esa temperatura la difusión del carbono es suficiente, éste es expulsado de la α_b hacia la austenita circundante. Entonces, la austenita incrementa gradualmente su %C y, si la precipitación de carburos no está suprimida (esto se detallará más adelante), se formará cementita. El resultado de la transformación consiste en placas de ferrita con precipitados de cementita entre las mismas, tal como muestra la Figura 19-a). Es decir, en la bainita superior, la cementita sólo se encuentra entre placas de ferrita bainítica.

En la **bainita inferior**, que se forma a temperaturas más bajas que la superior, la difusión del carbono no es suficiente y éste no puede ser expulsado de la α_b . Por lo tanto, además de la formación de carburos en la austenita circundante, también se forman pequeños precipitados de cementita dentro de las subunidades de α_b , tal como se observa en la Figura 19-b). Esto significa que, en la bainita inferior, los carburos se encuentran tanto en las subunidades de ferrita bainítica como entre ellas.

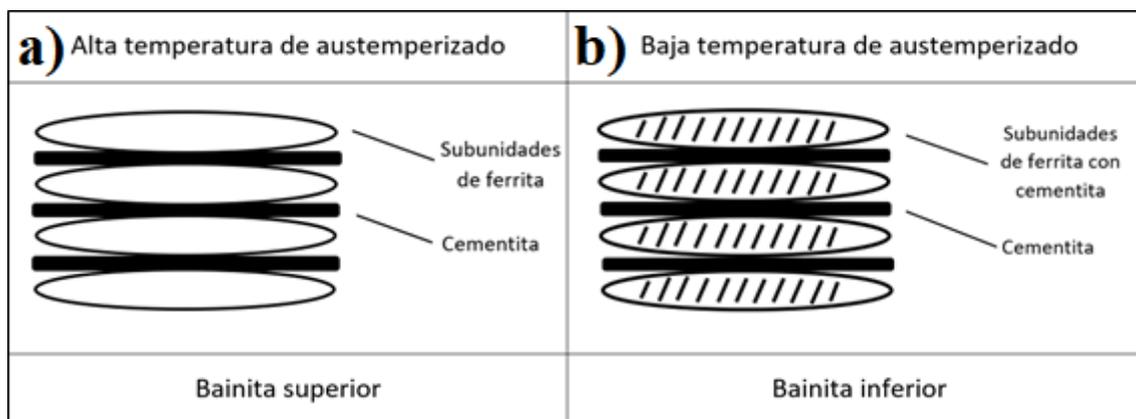


Figura 19. Distribución de la cementita en a) Bainita superior y b) Bainita inferior. Tenaglia (2019).

5.3.4 Aceros bainíticos libres de carburos (BLC)

En la práctica, los aceros bainíticos convencionales de alta resistencia no han dado resultados tan satisfactorios como los aceros con temple y revenido, ya que la presencia de partículas de cementita relativamente grandes entre las placas de ferrita bainítica perjudican la tenacidad y la ductilidad, ya que actúan como sitios preferenciales para la nucleación de fisuras.

El descubrimiento de que ciertos elementos aleantes, como el silicio o el aluminio, son capaces de retardar la precipitación de la cementita a partir de la austenita enriquecida en carbono, ha sido crucial en el desarrollo de nuevos aceros bainíticos con propiedades mecánicas mejoradas. El uso de estos aleantes conduce a una microestructura bainítica en la que la cementita es sustituida por austenita retenida enriquecida en carbono, la cual es térmicamente estable, resultando en un incremento extraordinario de la resistencia a la tracción, la ductilidad y también de la tenacidad.

Al no haber precipitación de carburos en la austenita, el carbono reyectado por las subunidades de ferrita bainítica permanece en solución sólida, y aumenta su cantidad en la medida que avanza la transformación bainítica. Cuanto más enriquecida en carbono se encuentre la austenita, menor es su temperatura M_s , de modo que un enriquecimiento adecuado puede incluso estabilizar la austenita residual a temperatura ambiente, obteniéndose austenita retenida.

Sin embargo, en muchas ocasiones se observó que la microestructura bainítica libre de carburos no satisface todas sus expectativas en cuanto a desempeño mecánico. Ello se debe a la inestabilidad térmica de la austenita cuando se presenta en la microestructura en forma de grandes

bloques atrapados entre los plumines de bainita. Se ha reportado que estos bloques de austenita (austenita blocky) pueden transformarse a martensita durante la aplicación de tensiones. Esta martensita de alto carbono y que no se encuentra revenida, fragiliza la microestructura, actuando como centros de nucleación de fisuras.

La aparición de grandes bloques de austenita retenida puede disminuirse y hasta evitarse si se promueve un mayor avance de la transformación bainítica, por ejemplo, incrementando el subenfriamiento, mediante lo cual esos bloques son reemplazados por plumines de bainita. Por lo tanto, cualquier esfuerzo para mejorar las propiedades de las estructuras BLC, debe dirigirse al diseño de aleaciones y/o tratamiento térmico que potencie al máximo el avance de la transformación a ferrita bainítica. De este modo, además, se logra un aumento de la concentración en carbono de la austenita residual, que incrementa su estabilidad mecánica, retardando y hasta evitando su transformación a martensita, lo cual es, como se explicará más adelante, beneficioso para las propiedades mecánicas.

5.3.4.1 Morfología de los aceros bainíticos libres de carburos

La austenita retenida en microestructuras bainíticas se presenta en dos morfologías bien diferenciadas: en forma de láminas y en forma de bloques. La austenita residual presente entre las subunidades de α_b de una misma pluma adquiere forma de *láminas (austenita film)*. El contenido en carbono de la austenita atrapada entre las subunidades de α_b depende del estadio de la transformación en que se produjo su aislamiento y, en general, es mayor que en la austenita residual en forma de *bloques (austenita blocky)*, presente entre las plumas de α_b . Esto se debe a que, por una cuestión de distancia, la austenita blocky recibe menor cantidad de carbono por unidad de volumen. La Figura 20 muestra un esquema de la morfología de un acero bainítico de alto silicio.

En consecuencia, la austenita residual en forma de láminas es térmicamente más estable y posee una temperatura M_s inferior que la austenita blocky. Por lo tanto, luego de la transformación isotérmica y posterior enfriamiento a temperatura ambiente, los bloques de austenita residual (con menor %C) tienen una mayor tendencia a transformarse a martensita. De esta manera, es posible observar martensita en este tipo de microestructuras, aunque su presencia debe ser evitada por las razones explicadas. La martensita en microestructuras BLC responde a un error en el diseño de la composición química y/o tratamiento térmico del acero de alto silicio.

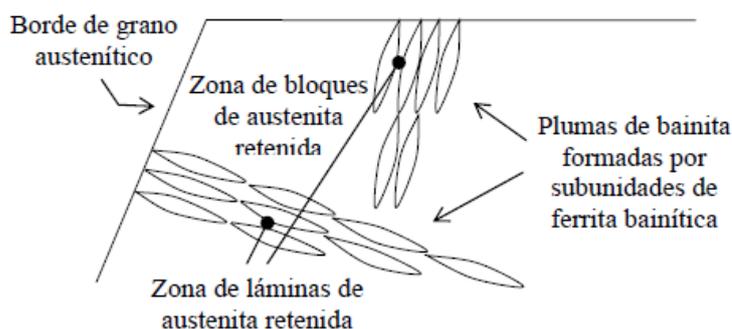


Figura 20. Esquema de microestructura bainítica de alto silicio.

Dentro de la familia de aceros bainíticos de alto silicio, también existe la diferencia entre bainita superior e inferior. Aquí cabe recordar que el silicio retarda la formación de carburos a partir de la austenita, pero éstos pueden precipitar dentro de la ferrita bainítica, si se dan ciertas condiciones. La bainita superior es libre de carburos en su totalidad, y se forma a temperaturas de austemperado relativamente altas. Estas microestructuras son denominadas "bainíticas libres de carburos". Por otro lado, si la temperatura es menor, la microestructura presenta carburos de

escala nanométrica dentro de la ferrita, únicamente observables a muy altos aumentos (por ejemplo, mediante microscopía electrónica de transmisión, TEM). Este tipo de microestructuras llevan el nombre de “Nanobainita” debido a la escala de sus constituyentes, ya que generalmente se obtienen mediante tratamientos térmicos a menos de 300 °C. Cabe aclarar que este proyecto final se centra en bainita libre de carburos, ya que la nanobainita obtenida a partir de aceros colados presenta un comportamiento muy frágil, con valores de ductilidad menores al 1 %. Con lo cual, en aceros colados se obtienen óptimas propiedades mecánicas para microestructuras bainíticas libres de carburos, austemperando entre 330 y 350 °C.

En la micrografía óptica de un acero parcialmente austemperado a $T_{bi}=330$ °C durante $t_{bi}=10$ minutos, Figura 21, se observa un plumín de bainita, compuesto por placas de ferrita bainítica paralelas entre sí. En la imagen se distinguen las dos morfologías de austenita retenida, film y blocky. Dentro de los plumines, las placas de ferrita están rodeadas por films de austenita, que se aprecian mejor a mayores aumentos en la Figura 21-b. Por otro lado, entre plumines de ferrita quedan porciones de austenita sin transformar, como la que se indica en la Figura 21-a, denominada austenita blocky.

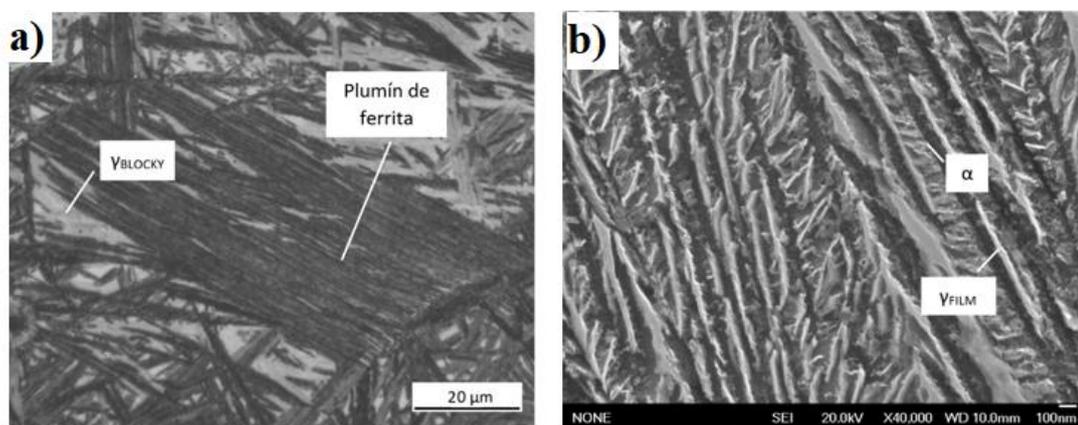


Figura 21. Microestructura de un acero BLC. a) Microscopía óptica y b) FESEM, Tenaglia (2019).

5.3.4.2 Fenómeno de reacción incompleta

El crecimiento de la ferrita produce el enriquecimiento en carbono de la austenita circundante, tal como se ha explicado. Cuando el contenido en carbono de la austenita residual es tal que se cumple que la variación de energía libre para la transformación de austenita a ferrita es nula ($\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$), la transformación cesa, pues se impide la formación adifusional de una nueva subunidad de ferrita bainítica. Para una composición química en particular, a cada temperatura de transformación le corresponde una cantidad de carbono para la cual la austenita y la ferrita tienen la misma energía libre ($\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$) (Figura 22). La línea T_0 es la representación de estas temperaturas versus el contenido de carbono. Si se tiene en cuenta la energía de deformación asociada a la transformación bainítica (400 J/mol) en el cálculo de la energía libre de la ferrita, la curva de energía libre de Gibbs se desplaza a valores de temperatura ligeramente mayores, y la condición $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$ tiene lugar a una concentración en carbono menor. La línea T_0 en este caso se desplaza a concentraciones algo menores, constituyendo la denominada línea T_0' .

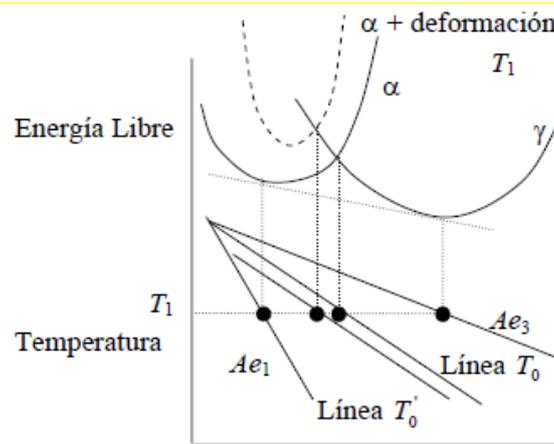


Figura 22. Curvas de energía libre de Gibbs para las fases ferrita y austenita, en función del contenido de carbono en la austenita residual, a una temperatura

Dado el carácter desplazativo de la reacción bainítica (sin difusión), la austenita al final de la transformación no alcanza su composición de equilibrio, dada por la línea Ae_3 , sino que queda con una composición dada por la línea T_0' . De esta manera, la reacción no se completa, pues se detiene antes de que la austenita alcance su composición de equilibrio. Por este motivo, se habla de transformación incompleta.

5.3.4.3 Efecto de la temperatura en las microestructuras BLC

El efecto de la temperatura en la cantidad relativa de fases puede ser explicado mediante la Figura 23. Por ejemplo, para un acero con 0,4 %C tratado a $T_1=350\text{ }^\circ\text{C}$, cuando la reacción comienza y avanza, el %C de la austenita aumenta hasta alcanzar la línea T_0' y, a partir de allí, la reacción se detiene, pues ya no existe fuerza impulsora para la transformación. Si, por ejemplo, la transformación transcurre a una temperatura inferior como $T_2=300\text{ }^\circ\text{C}$, la austenita puede enriquecerse aún más, haciendo posible el crecimiento de una mayor cantidad de ferrita. Por lo tanto, si la temperatura de austemperado es elevada, a temperatura ambiente habrá menos ferrita y más austenita retenida con un %C relativamente bajo y viceversa para el austemperado de baja temperatura.

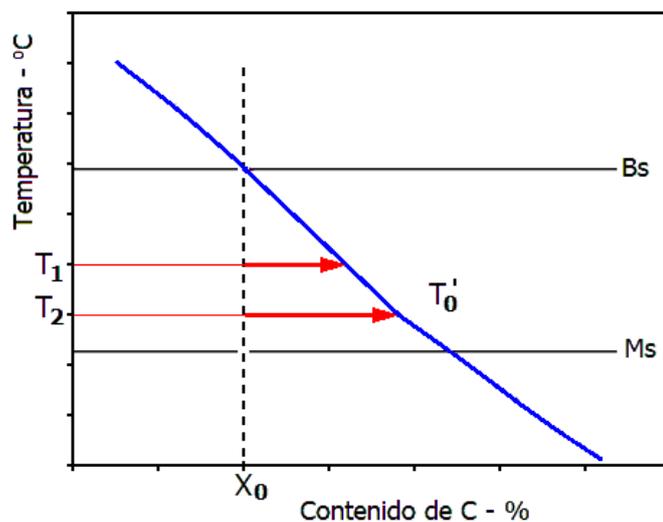


Figura 23. Efecto del %C de la austenita residual en la temperatura de transformación.

Si se considera la microestructura final compuesta únicamente por ferrita y austenita, valen las expresiones de la Ecuación 1 (A y B), en donde:

- X , X_{α} y $X_{T_{0'}}$ son las concentraciones de carbono del acero, de la ferrita bainítica y de la austenita residual (dada por la ubicación de $T_{0'}$), respectivamente.
- V_{α} y V_{γ} son las fracciones de la ferrita y la austenita, respectivamente.

Ecuación 1. Expresión para calcular la máxima cantidad de ferrita. Bhadeshia (2015).

$$(A) X = X_{\alpha} * V_{\alpha} + X_{T_{0'}} * V_{\gamma}$$

$$(B) V_{\alpha} + V_{\gamma} = 1$$

$$(C) V_{\alpha} = (X_{T_{0'}} - X) / (X_{T_{0'}} - X_{\alpha})$$

Combinando las ecuaciones (A) y (B) se obtiene la ecuación (C), que permite calcular la fracción máxima de ferrita bainítica. De aquí se desprende que, 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 el tratamiento térmico realizado a baja temperatura, en el intervalo entre M_s y B_s , lleva a una microestructura con menor cantidad de austenita retenida y, consecuentemente, con mayor concentración de carbono. Por el contrario, los aceros tratados a alta temperatura tendrán un mayor porcentaje de austenita retenida y su concentración en carbono será menor. La Tabla 1 muestra las principales características de los aceros BLC de acuerdo a la temperatura de transformación, Tenaglia (2019).

Tabla 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 C en la austenita	Menor concentración de C en la austenita
Subunidades de ferrita más pequeñas	Subunidades de ferrita más grandes

El efecto de la temperatura de transformación es muy importante, pues numerosos autores afirman que la austenita blocky es responsable de una baja tenacidad y, por esta razón, se debe evitar. Como contrapartida, la cinética de transformación a menor temperatura se hace muy lenta y puede conducir a una microestructura de menor ductilidad y tenacidad.

5.3.4.4 Composición química de los aceros bainíticos libres de carburos (BLC)

La Tabla 2 muestra los rangos típicos de composición química de aceros bainíticos libres de carburos reportados en la literatura. Se observa que la cantidad de los aleantes en general es baja, excepto por el silicio y, en algunas ocasiones, el carbono. No obstante, y a pesar de la baja aleación de los aceros BLC, estos desarrollan excelentes propiedades mecánicas, a diferencia de otros aceros de alta resistencia que requieren cantidades importantes de elementos de aleación. Este aspecto es particularmente relevante a nivel industrial, dado el elevado costo que presentan los elementos de aleación típicos en los últimos años, en especial el níquel, molibdeno y cobre. Tenaglia (2019).

Tabla 2. Rango de composición química típico de los aceros BLC, % peso.

Carbono	Silicio	Cromo	Manganeso	Níquel	Molibdeno
0,3-1	1,5-3	0-1,5	0,6-2	0-0,5	0-0,25

Los distintos elementos de aleación juegan un rol importante, que se describe a continuación:

- Carbono: es el que más influye en la temperatura M_s (inicio de transformación martensítica) y B_s (inicio de transformación bainítica), definiendo el intervalo posible de temperatura de austempering.
- Manganeso: aumenta la templabilidad del acero y la estabilidad de la austenita, pero corre la curva T_0' hacia la izquierda, provocando una microestructura con mayor cantidad de austenita retenida. Este elemento también aumenta la resistencia de la ferrita.
- Molibdeno: inhibe la fragilización del acero debido a la presencia de impurezas (por ejemplo, el fósforo) en borde de grano austenítico. También produce un importante aumento en la templabilidad y un ligero aumento en la resistencia mecánica.
- Cromo: aumenta considerablemente la templabilidad del acero y descende la temperatura de inicio de transformación bainítica.
- Níquel: produce un leve aumento de la templabilidad y de la tenacidad de la martensita.
- Silicio: evita la precipitación de carburos (cementita) durante la transformación bainítica.

5.3.4.5 Propiedades mecánicas de los aceros BLC

Muchos autores destacan que los aceros BLC son capaces de combinar alta resistencia mecánica con altos valores de ductilidad. Estas microestructuras basan su resistencia en un tamaño de grano reducido (en ocasiones de escala nanométrica) de las placas de ferrita, cuyo espesor es generalmente menor a $1 \mu\text{m}$. La Figura 24 muestra que los aceros BLC permiten obtener una amplia gama de propiedades mecánicas, con valores de tensión de rotura entre 600 y 2300 MPa, elongación de hasta 33 % y energía de impacto hasta 45 J/cm^2 . En la Figura 24- A) se observan algunas combinaciones elevadas de resistencia y ductilidad, como la reportada por García-Mateo (2015), con una tensión de rotura de 2070 MPa y 21 % de elongación total. También 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 mayor heterogeneidad, tanto en su composición química como por la presencia de defectos de colada (inclusiones, cavidades de contracción, etc), que afectan la microestructura resultante del tratamiento térmico y consecuentemente las propiedades mecánicas.

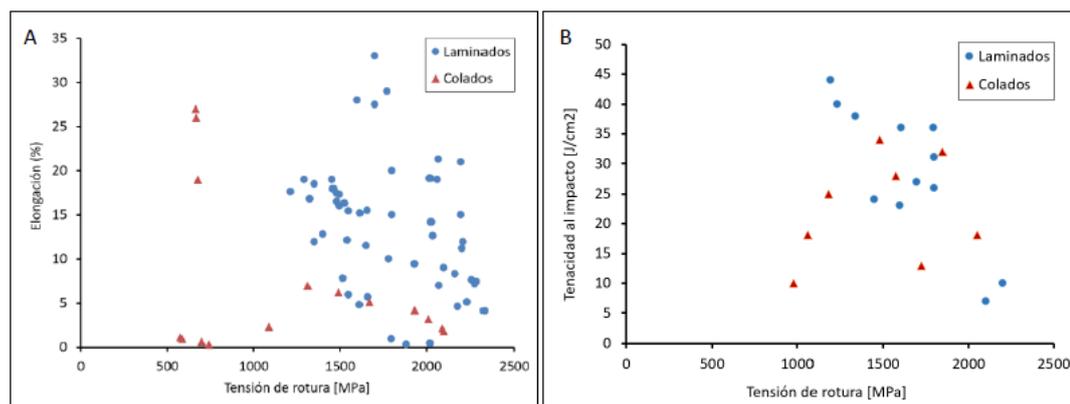


Figura 24. Propiedades mecánicas de los aceros BLC. Tenaglia (2019).

Una aplicación potencial de los aceros BLC es la fabricación de ejes, los cuales están solicitados con tensiones alternas, haciendo que la resistencia a la fatiga sea una propiedad importante de diseño. Los estudios realizados han permitido obtener curvas $S - N$ (Figura 25) y los correspondientes valores de referencia, como la resistencia a la fatiga definida como la máxima tensión para la cual las muestras sobreviven 10^7 Ciclos, es $\sigma_{\text{max}} = 1200 \text{ MPa}$, Bhadeshia (1983).

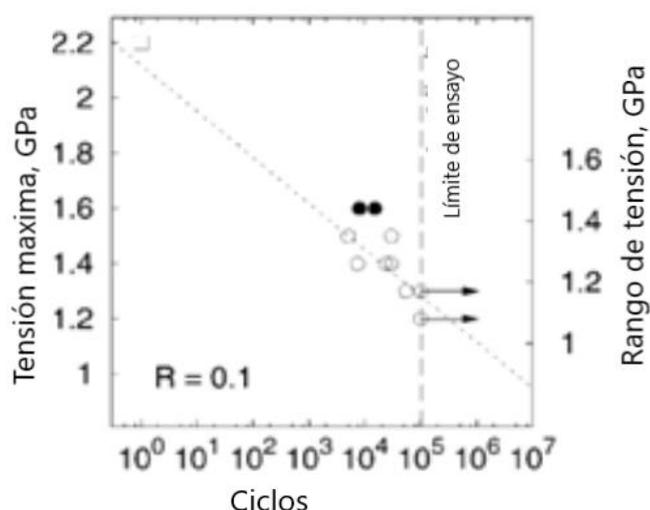


Figura 25. Curva S-N (Tensión vs. Número de ciclos) para un acero BLC.

5.3.4.6 Factores que Controlan las Propiedades Mecánicas en Aceros BLC

5.3.4.6.1 Resistencia

La microestructura de los aceros BLC presenta una gran variedad de obstáculos para el movimiento de dislocaciones, por ejemplo, átomos de soluto, límites de grano y límites entre fases, cada uno con una capacidad diferente para dificultar la deformación plástica. Como muchos de los obstáculos no están distribuidos de manera homogénea, las dislocaciones pueden moverse a bajas tensiones en áreas libres de obstáculos, produciendo una desviación gradual de la deformación elástica. En este contexto, los bloques de austenita retenida, que es la fase más blanda y de menor estabilidad mecánica, son las primeras porciones de la microestructura en deformar y eventualmente transformar en martensita, aportando también para la deformación gradual a baja carga. La deformación plástica comienza por la fase más blanda, y la fase más dura comienza a deformar cuando la fase blanda se ha endurecido lo suficiente como para transferir la carga, produciendo una fluencia continua, típica de estos aceros.

Los principales mecanismos de endurecimiento de los aceros BLC son: placas de ferrita delgadas, densidad de dislocaciones y exceso de C en solución. Hasta ahora, los trabajos muestran que la mayor contribución a la resistencia corresponde a la ferrita, que es la fase con mayor proporción y la más resistente. De acuerdo a Garcia Mateo, (2015), la resistencia de los aceros BLC está dada por la relación de Hall-Petch, que establece una relación inversa entre espesor de placa (tamaño de grano efectivo) y resistencia. En este sentido, cuanto menor es el espesor de las placas de ferrita bainítica, mayor es la resistencia mecánica del acero.

Por último, es difícil evaluar la contribución de la austenita retenida a la resistencia en estos aceros. Sin embargo, la austenita puede afectar la resistencia si es que se produce la transformación por efecto de la tensión o la deformación (TRIP), aunque en última instancia esto depende de su estabilidad o de su %C.

5.3.4.6.2 Ductilidad

La ductilidad, evaluada como la elongación total en un ensayo de tracción uniaxial, depende en gran medida de la fracción de volumen y la estabilidad de la austenita retenida, que puede mejorar

mediante el efecto de plasticidad inducida por transformación (TRIP). La estabilidad de la austenita retenida depende de varios factores, como la composición química, el tamaño y las fases circundantes; el efecto estabilizador de la austenita más importante es el enriquecimiento de carbono. La transformación implica la relajación de la concentración de tensión local y el endurecimiento por deformación adicional por medio de dos fuentes: (a) aumento progresivo en la fracción de la fase dura y (b) deformación plástica adicional debido a la misma transformación. Este efecto depende de la estabilidad mecánica de la austenita, es decir, de su resistencia a transformarse, que depende del %C, su tamaño y las fases circundantes. La austenita más aleada es más estable, siendo el carbono el elemento que más afecta su estabilidad. La austenita film es más estable que la austenita blocky, y la austenita rodeada por bainita es más estable que aquella rodeada por ferrita de baja dureza, según Chiang J. et. al, (2011). Por esta razón, la estabilidad de la austenita es variable punto a punto en el volumen de la muestra y, por lo tanto, es de esperar que a medida que se aplique carga, la austenita retenida transforme progresivamente a martensita, favoreciendo la fluencia continua, típica del acero BLC. Un contenido de carbono bajo ($\%C < 0,6$) provoca que la austenita transforme con un bajo nivel de deformación, lo que resulta en una disminución de la ductilidad. Por el contrario, si la austenita se vuelve más estable ($0,6 < \%C < 1,8$) y transforma a mayor deformación, mejora el endurecimiento por deformación. Finalmente, si la austenita es muy estable ($\%C > 1,8$), su presencia no proporciona un efecto TRIP efectivo, ya que su alta estabilidad previene la transformación en martensita.

5.3.4.6.3 Tenacidad

Una forma eficaz para mejorar la tenacidad de la microestructura bainítica, es la reducción del tamaño del grano junto, con la ausencia de fases frágiles y duras como la cementita y la martensita. Por lo tanto, la estabilidad mecánica de la austenita retenida, debe tenerse en cuenta ya que, durante los procesos de deformación, la austenita puede transformarse en martensita, lo que disminuye la tenacidad. Como ya se mencionó, las diferentes morfologías de austenita (blocky y films), exhiben diferentes estabilidades mecánicas. Las porciones de austenita retenida más pequeñas contienen un mayor %C y, por lo tanto, son más estables, requiriendo una mayor fuerza impulsora para la nucleación de martensita, es decir, mayor tensión o deformación aplicada.

La composición química es un factor importante que controla la estabilidad mecánica de la austenita, y es mejorada por elementos como C, Mn, Si y Al, entre los cuales el C es el que exhibe la mayor influencia. Por esta razón la austenita blocky es más propensa a transformarse en martensita, y su presencia debe minimizarse mediante el aumento de la austenita film.

En la Figura 26, se muestra la relación entre la temperatura de austemperado, T_{bi} , con la tenacidad al impacto de algunos aceros BLC colados, Xiang (2006). Puede observarse que la tenacidad aumenta hasta cierto valor de T_{bi} , más allá del cual empieza a caer. Este comportamiento también ha sido observado para la ductilidad de estos aceros, lo que hace suponer que, a bajas temperaturas, la ductilidad y tenacidad es reducida debido a una pequeña fracción de austenita retenida en las microestructuras y a un menor movimiento de dislocaciones, como consecuencia de microestructuras más refinadas, es decir que, a causa de este refinamiento, se obtienen mayor cantidad de bordes de grano y los mismos actúan como barrera para el movimiento de dislocaciones. A medida que aumenta la T_{bi} , la microestructura se hace más gruesa, la fracción de austenita aumenta y también lo hacen la ductilidad/tenacidad. Sin embargo, al aumentar aún más la T_{bi} , la estabilidad de la austenita retenida disminuye, pudiendo transformarse a martensita cuando se aplica una tensión o deformación externa, y esto conduce a una caída de la tenacidad. Incluso, se ha observado que tratamientos térmicos a T_{bi} cercanas a la temperatura B_s conducen a microestructuras con cierta cantidad de martensita que, como se explicó con anterioridad, promueve un comportamiento más frágil.

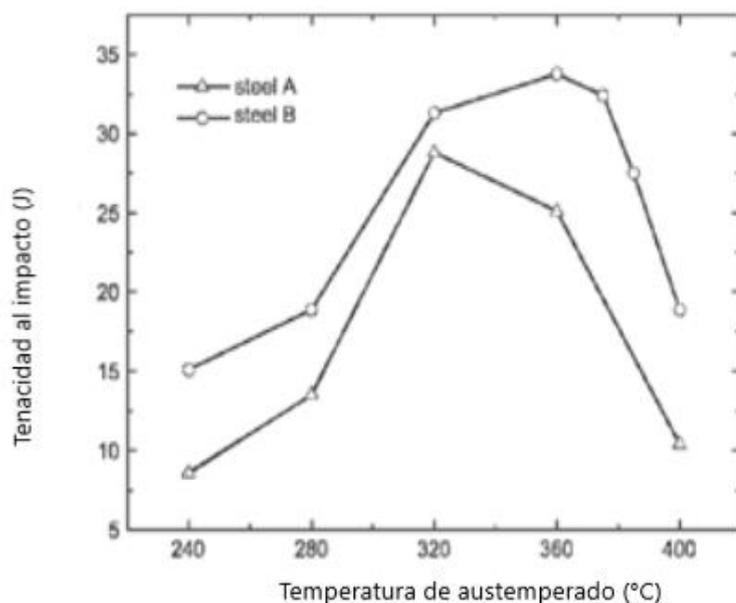


Figura 26. Efecto de la temperatura de austemperado en la tenacidad de aceros BLC colados.

La principal diferencia entre los aceros de la Figura 26 es que el B posee elementos refinadores de grano, como Ti y V, lo que conduce a microestructuras BLC con menor proporción de austenita blocky. Como se ha mencionado, los grandes bloques de austenita retenida son perjudiciales para las propiedades mecánicas de los aceros BLC por su pobre estabilidad mecánica. De aquí se concluye que, para obtener una mejor tenacidad, es necesario disminuir la proporción de austenita blocky en las microestructuras.

5.3.4.7 Requerimientos para aceros colados

La American Society for Testing Materials (ASTM) tiene una norma especial, la ASTM A148, que especifica los requerimientos de resistencia y ductilidad para los distintos grados de aceros colados de alta resistencia y con propósitos estructurales de acuerdo a las relaciones que se muestran en la Figura 27. Incluso establece en tres de todos los grados, un requisito de tenacidad al impacto.

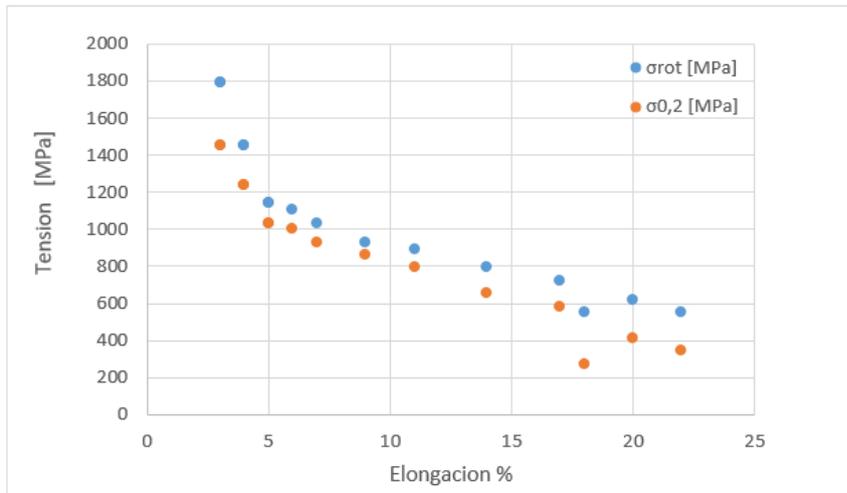


Figura 27. Requerimientos para aceros colados según ASTM A148.

En la Figura 28 se observan las propiedades de los aceros BLC colados desarrollados en la DMI. Nótese que los valores de tensión y elongación superan aquellos establecidos por la norma.

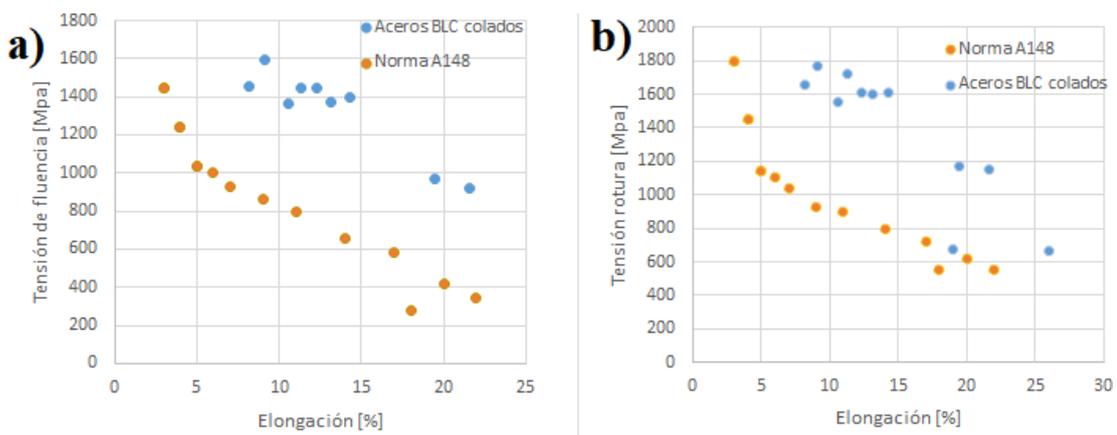


Figura 28. Propiedades mecánicas alcanzadas en aceros BLC.

a) Tensión de fluencia. b) Tensión de rotura

Tenaglia et al (2019) reportaron, para un acero tratado a $T_{bi}=330\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $t_{bi}=90$ minutos, una tensión de rotura de 1612 MPa, una deformación a la rotura de 14,3 % y una tenacidad de 33,4 J, cumpliendo con el grado 1450-1240L, el cual requiere una tenacidad al impacto de 20 J.

Es posible concluir que los aceros colados con microestructura BLC presentan una muy buena combinación de propiedades mecánicas, logrando cumplir sobradamente los requerimientos de la norma ASTM A148.

5.4 Discusión sobre aceros bainíticos libres de carburos

De acuerdo a la revisión bibliográfica realizada, los aceros BLC 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 alta carga. Esto, combinado además con un bajo costo relativo de producción, han motivado la realización de numerosos estudios, razón por la cual es posible encontrar abundante 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, impulsado 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 optimizado composiciones químicas y tratamientos térmicos, que permiten obtener excelentes propiedades mecánicas. Sin embargo, es importante destacar que estos estudios fueron realizados sobre aceros homogeneizados y forjados o laminados.

Por el contrario, el trabajo de investigación y desarrollo sobre **aceros colados** bainíticos libres de carburos es escaso, razón por la cual se cree que es un tema que puede y debe ser investigado, principalmente si se desea incluir este tipo de microestructuras en el mercado de piezas coladas. La revisión bibliográfica ha permitido identificar que es necesario evaluar la influencia de la estructura de solidificación, la microsegregación y otros defectos presentes en piezas coladas, sobre los parámetros de tratamiento térmico, la microestructura obtenida y las propiedades mecánicas de este tipo de aceros.

5.5 Técnica de fusión y colada

La obtención de piezas mediante la fusión y colada de metales, es uno de los métodos más antiguos y se remonta a unos 6.000 años de antigüedad. El principio de la fundición es simple, y consiste en la fusión del metal y su vaciado en un molde que contempla el tamaño y la geometría de la pieza deseada, para luego dejar enfriar para su solidificación. Las ventajas más importantes de este proceso de fabricación son:

- Se puede usar para crear partes de geometría compleja
- Algunos procesos de fundición pueden producir partes terminadas o semiterminadas, que requieren pocas operaciones de mecanizado posterior
- Se pueden obtener piezas de gran tamaño, difíciles de producir por otras técnicas. Se han fabricado piezas fundidas que pesan más de 100 toneladas
- Existen técnicas particulares que permiten tanto la producción en serie como la producción a pequeña escala

Una de las grandes ventajas de la fundición respecto de otros procesos de fabricación, es la posibilidad de aproximarse a la geometría y dimensiones finales directamente de colada, haciendo que se convierta en un proceso económico cuando la geometría es irregular. Además, generalmente las piezas fundidas no requieren buena soldabilidad, permitiendo utilizar aceros con alto contenido de carbono y, por lo tanto, de alta resistencia. Sin embargo, las piezas coladas tienen desventajas, entre las que se destacan la tendencia a la formación de poros y la heterogeneidad microestructural. A continuación, se describen algunas de las características más importantes del proceso de fundición.

5.5.1 Defectos típicos en piezas coladas

Los defectos de las piezas coladas se deben principalmente al proceso de fabricación. Entre ellos se encuentran: cavidades de gases atrapados, rechupes, inclusiones, discontinuidades, defectos superficiales por problemas en moldes, etc. Estos defectos pueden ser eliminados o reducidos mediante un correcto diseño de los moldes, sistema de alimentación y realimentación y otros parámetros de colada. Sin embargo, en esta sección se hará hincapié en el defecto de microsegregación, ya que es el defecto que más influye en las microestructuras resultantes del tratamiento térmico, como la BLC.

En general, los metales utilizados en la industria son aleaciones que combinan metales y no-metales (soluto), con el propósito de conferirles las propiedades mecánicas deseadas. Durante la solidificación de aleaciones, se esperaría que se formen cristales con la misma composición química que el líquido, sin embargo, en la mayoría de los casos esto no ocurre ya que el soluto no posee la misma solubilidad en el líquido que en el sólido, Porter (1992). De aquí se desprende el concepto de coeficiente de partición, k , que relaciona la concentración de soluto en el sólido y en el líquido, de acuerdo a la (Ecuación 2).

$$k = X_s / X_L \quad (\text{Ecuación 2})$$

Si $k < 1$, el sólido que se forma tiene una concentración de soluto X_s menor a la del líquido, X_L , por lo tanto, el exceso de soluto, $X_L - X_s$, es reyectado hacia el líquido, incrementando su concentración a medida que avanza la solidificación. Por el contrario, si $k > 1$ el sólido a formarse tendrá una concentración de soluto, X_s , mayor a la del líquido, X_L y, por lo tanto, el líquido sufrirá una disminución de soluto durante la solidificación, Figura 29.

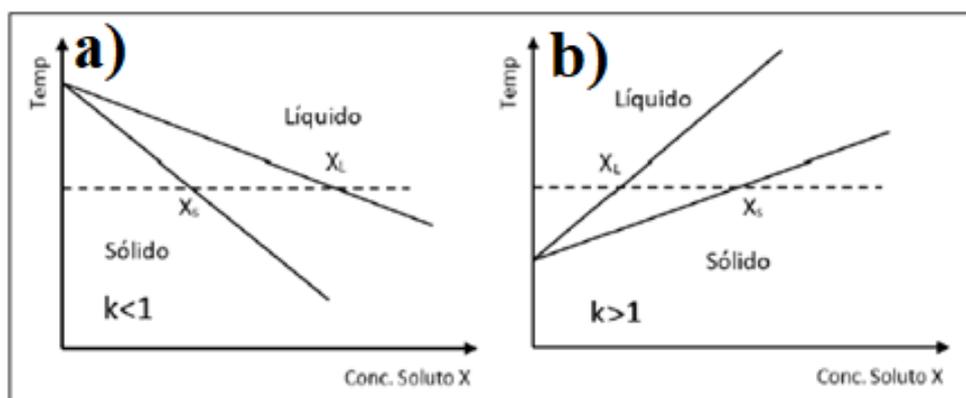


Figura 29. Solidificación de aleaciones con, a) $k < 1$ y b) $k > 1$.

Durante la solidificación de aceros fuera del equilibrio, se produce una distribución no uniforme de elementos de aleación denominada microsegregación, que da lugar a una composición química heterogénea. La mayor parte de los semielaborados de acero que se producen a gran escala a nivel mundial se manufacturan mediante colada continua y laminación en caliente, donde el uso de agitadores electromagnéticos junto con las grandes temperaturas y deformaciones involucradas, respectivamente, rompen los patrones de microsegregación de la solidificación fuera de equilibrio, disminuyendo la heterogeneidad microestructural. Sin embargo, en la fabricación de piezas coladas, estas heterogeneidades no pueden evitarse.

La mayor parte de los trabajos sobre aceros BLC han sido realizados sobre aceros, que luego de la solidificación son homogeneizados y/o laminados, lo cual lleva a una composición química más homogénea. La homogeneización es un tratamiento térmico en el que la pieza se mantiene a alta temperatura (~ 1200 °C) durante períodos largos de tiempo (48 horas), para activar la difusión y disminuir la microsegregación. Por otro lado, la laminación en caliente también ayuda a la redistribución de los aleantes, a través de la rotura del patrón de solidificación. Por lo tanto, la combinación de alta temperatura y deformación promueve una composición química más uniforme, como explica Tenaglia (2019).

La microsegregación juega un rol muy importante en este trabajo, ya que es la principal diferencia entre los aceros laminados y los aceros colados, y justamente afecta fuertemente la transformación bainítica y la obtención de la estructura BLC. Es de esperar que la microestructura bainítica cambie punto a punto siguiendo el patrón de microsegregación. Este defecto no puede eliminarse

dato que es inherente al proceso de fabricación y su disminución mediante homogeneizado no es completamente efectiva y es muy costosa.

5.5.2 Microestructura de solidificación en aceros colados de alto silicio

En la Figura 30 se observa el patrón de solidificación de un acero colado de alto silicio, Tenaglia (2019), revelado mediante el ataque con reactivo Motz, que colorea la estructura según la concentración de silicio. Se observan las dendritas, que constituyen la primera porción de sólido, denominadas zonas FTF (first to freeze) en color naranja y las zonas interdendríticas llamadas zonas LTF (last to freeze) en verde según la Figura 30.

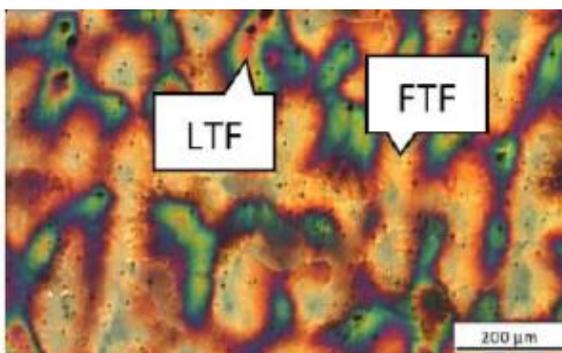


Figura 30. Identificación de las Zonas LTF y FTF en una muestra revelada con ataque Motz.

Esta distribución no uniforme de los elementos de aleación fue estudiada por Tenaglia, et al (2020) en aceros colados de alto silicio, midiendo localmente la composición química en las zonas FTF y LTF (Figura 31-A). El contenido mínimo de silicio medido fue 1,6 %, que debería ser suficiente para evitar la precipitación de carburos durante la transformación bainítica, y obtener una bainita libre de carburos. Además, se ha observado que cada elemento de aleación (Si, Mn y Cr) tiene microsegregación directa, acumulándose en las zonas LTF, creando una marcada heterogeneidad química. En este sentido, la composición química en las áreas dendrítica (FTF) 1,6Si – 0,4Mn – 0,3Cr con un contenido total de aleación de 2,3 %, mientras que las áreas interdendríticas LTF presentan una composición química de 3,0 %Si, 1,2 %Mn, 1,1 %Cr, que corresponde hasta una concentración de aleación total de 5,3 %, como se muestra en la Figura 31-B. Por lo tanto, considerando esta heterogeneidad química, se espera que la reacción bainítica ocurra a diferentes velocidades, dando lugar a una microestructura bainítica heterogénea.

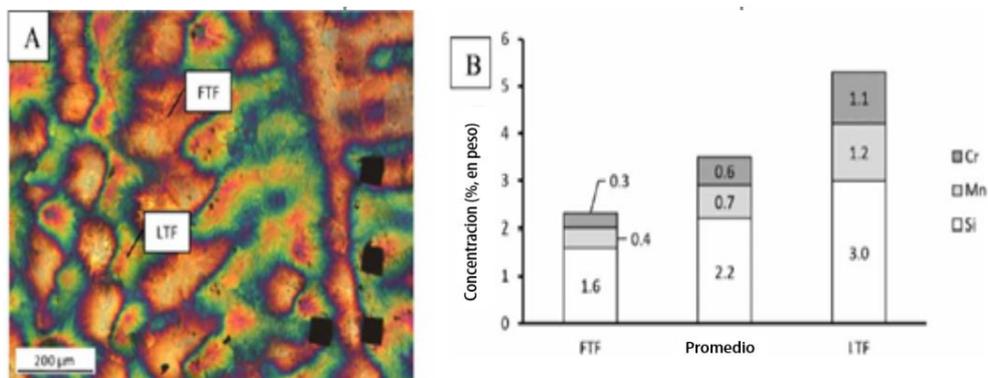


Figura 31. A) Zonas FTF y LTF del patrón dendrítico.

B) Valores medios de concentración de elementos de aleación en las zonas FTF y LTF.

5.5.3 Espaciado dendrítico secundario

Un parámetro muy importante que afecta las propiedades mecánicas de los aceros colados es el espaciado dendrítico secundario, ya que caracteriza las dimensiones de la heterogeneidad química causada por la microsegregación. Un menor espaciado dendrítico secundario implica una distribución más fina de zonas microsegregadas, las zonas blancas en la Figura 32-A, mientras que un espaciado más grande (Figura 32-B), genera una matriz metálica más heterogénea y una mayor probabilidad de formación de cavidades de contracción, lo que conduce a una disminución en las propiedades mecánicas según Tenaglia (2019).

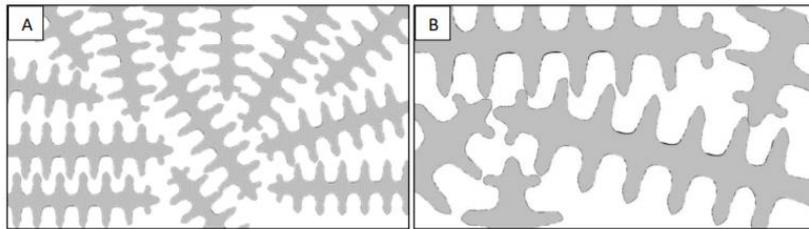


Figura 32. Esquema de distintos espaciados dendríticos secundarios. Grande (A). Chico (B)

La Figura 33 (Krauss, 2003) muestra que el espaciado dendrítico secundario disminuye al aumentar la velocidad de enfriamiento, es decir, que depende del tamaño de pieza colada.

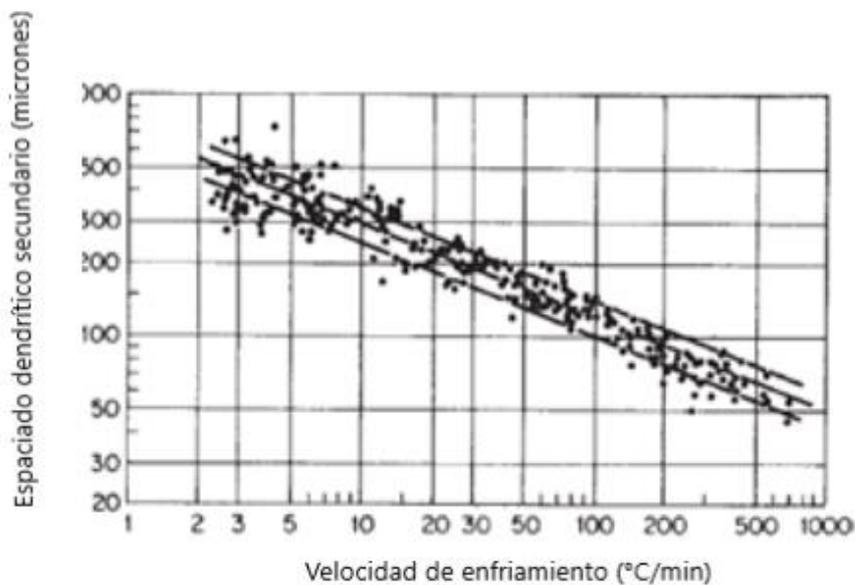


Figura 33. Espaciado dendrítico secundario en función de la velocidad de enfriamiento. Krauss (2003).

5.6 Desgaste por abrasión

De acuerdo a la norma ASTM G40, el desgaste por abrasión, se debe a la acción de partículas o protuberancias duras que son forzadas contra una superficie sólida, y se mueven a través de ella dejando un surco y removiendo material.

La importancia de la abrasión es debido a que conduce a la salida de servicio de los elementos de máquina. Cuando el daño por desgaste se pone en términos económicos, la abrasión produce pérdidas entre el 2 y el 3 % del producto bruto interno (PBI) de una nación industrializada.

Su efecto es particularmente evidente en áreas industriales como agricultura, minería, procesamiento de minerales, movimiento de tierra, etc. Es importante aclarar que cuando dos superficies entran en contacto, ambas sufren desgaste, pero es aquella superficie que represente un mayor interés económico la que se considera como superficie abradida y la otra, de menor importancia, la abrasiva. La tasa a la cual una superficie se abrade depende principalmente de las características de cada superficie, la presencia de partículas abrasivas entre las caras, la velocidad de contacto, y otras condiciones propias del tribosistema.

5.6.1 Clasificación del desgaste por abrasión

Para clasificar a la abrasión se utilizan diferentes criterios. Un primer criterio que considera el tipo de contacto, clasifica a la abrasión como de dos o de tres cuerpos. Para esta identificación se tiene a su vez una interpretación dominante y una alternativa para su caracterización. Antes de describirlas, resulta indispensable identificar dichos cuerpos actuantes en el tribosistema. El primer cuerpo es aquel cuyo desgaste interesa prioritariamente. El segundo es cualquier cuerpo que actúe de contracara, cuyo desgaste no interesa en primer término y que se encuentra en movimiento relativo al primer cuerpo, y en contacto directo o indirecto con él a fin de transmitirle esfuerzos. Y por último el tercer cuerpo es un elemento interfacial que puede ser externo o haber sido generado por el mismo desgaste.

Si se considera la interpretación dominante, la norma ASTM G40 define al desgaste por abrasión de dos cuerpos como una forma de desgaste abrasivo en el cual las partículas o protuberancias duras que producen el desgaste de un cuerpo están fijas sobre la superficie del cuerpo opuesto. Mientras que al desgaste por abrasión de tres cuerpos lo define como una forma de desgaste en el cual la abrasión se produce por partículas sueltas introducidas o generadas entre las superficies en contacto, Figura 34.

No obstante, dicho criterio ha cambiado y hoy en día existe una interpretación alternativa que define al desgaste por abrasión de dos cuerpos como aquel en que el material abrasivo no se encuentra forzado por la contracara, y al de tres cuerpos como aquel donde el material abrasivo sí es forzado por la contracara transmitiendo esfuerzo sobre el primer cuerpo.

En la Figura 35 (Keough, 2005), se muestran los resultados de ensayos pin-on-disk para fundición nodular, ADI, CADI, fundiciones resistentes a la abrasión (blancas), acero austemperado y aceros templados y revenidos, entre otros. Varias observaciones se pueden hacer de estos datos:

- Las curvas para ADI son relativamente planas, indicando que la pérdida de material es insensible a la dureza. Esto es resultado de la transformación de austenita en martensita en la superficie de la pieza.
- La resistencia a la abrasión del ADI mejora por la adición de carburos (CADI).
- La mejor resistencia a la abrasión se obtiene con las fundiciones resistentes a la abrasión. (blancas), sin embargo, el CADI puede rivalizar en el desempeño con algunas de ellas.
- Los aceros austemperados presentan mayor resistencia al desgaste, respecto a los aceros Q & T (templado y revenido), para toda gama de durezas.

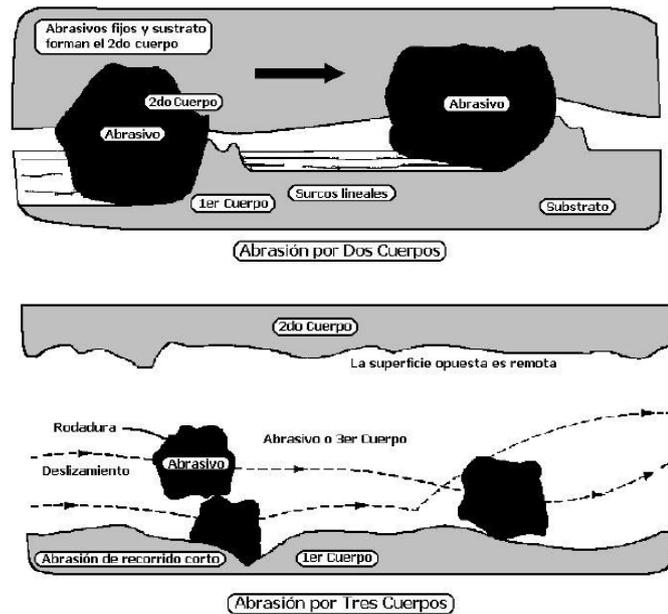


Figura 34. Modos de Abrasión por dos cuerpos (arriba) y tres cuerpos (abajo).

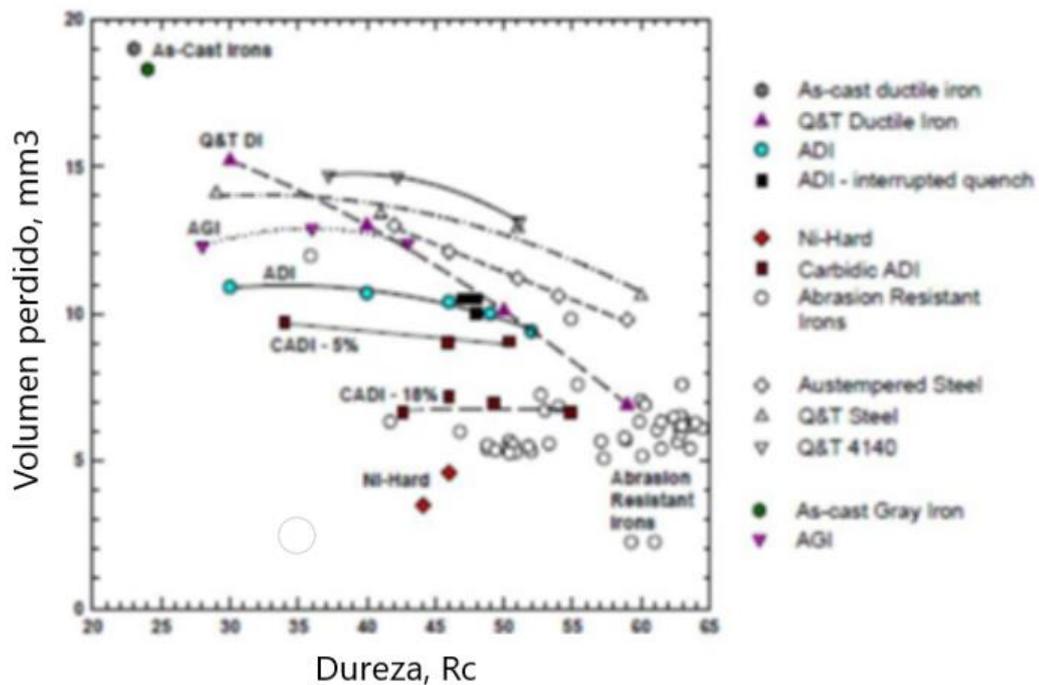


Figura 35. Comparación de resultados de ensayos Pin-on-Disk para diferentes materiales de elevada resistencia a la abrasión.

5.6.2 Estudios realizados sobre el desgaste para aceros BLC

Leiro [19] comparó la resistencia al desgaste de un acero comercial de alto silicio, SAE 9260, austemperado a 250, 300 y 350 °C, en función del número de ciclos (Figura 36). Se observa que

la muestra austemperada a menor temperatura (250 °C) y de mayor dureza presenta una mayor resistencia al desgaste del tipo rodadura / deslizamiento.

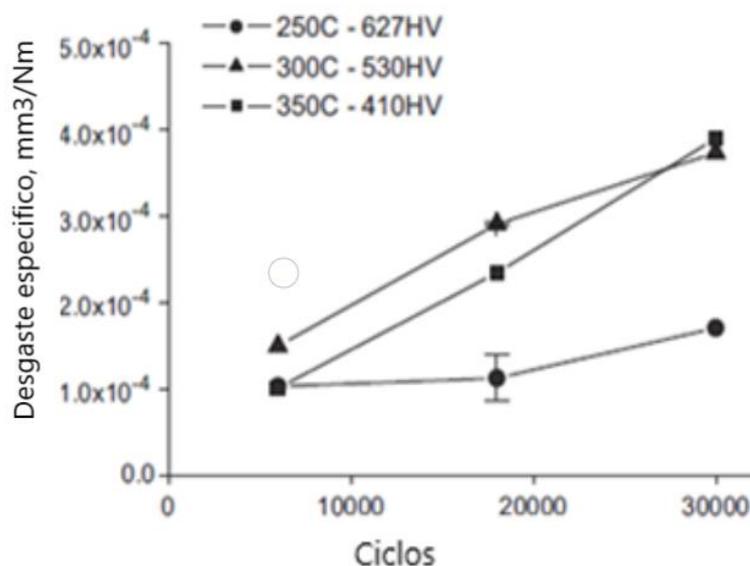


Figura 36. Tasa de Desgaste en función del número de ciclos, ensayo tipo rolling/sliding, máquina UTM 2000 twin-disc.

Por su parte Das Bakshi (2013) estudió la resistencia a la abrasión de aceros bainíticos "nanoestructurados" (espesor de las placas de ferrita bainítica de 20–40 nm) comparándolo con el mismo acero, pero con microestructura perlítica y martensítica. Se observó una mayor resistencia a la abrasión del acero BLC, a pesar de no ser el de mayor dureza (Figura 37). Este resultado está relacionado con el endurecimiento superficial del acero BLC, hasta un máximo dureza de aproximadamente 850 kgf/mm², mientras que la estructura martensítica y perlítica sufren una caída de dureza superficial como consecuencia de la abrasión.

Hay numerosos estudios sobre estos aceros que han mostrado que bajo cargas elevadas las partículas de desgaste son de naturaleza metálica y que los aceros bainíticos son capaces de resistir más efectivamente la delaminación que los aceros martensíticos. En este sentido, en base a estos estudios se espera que los aceros BLC colados tengan una buena resistencia al desgaste.

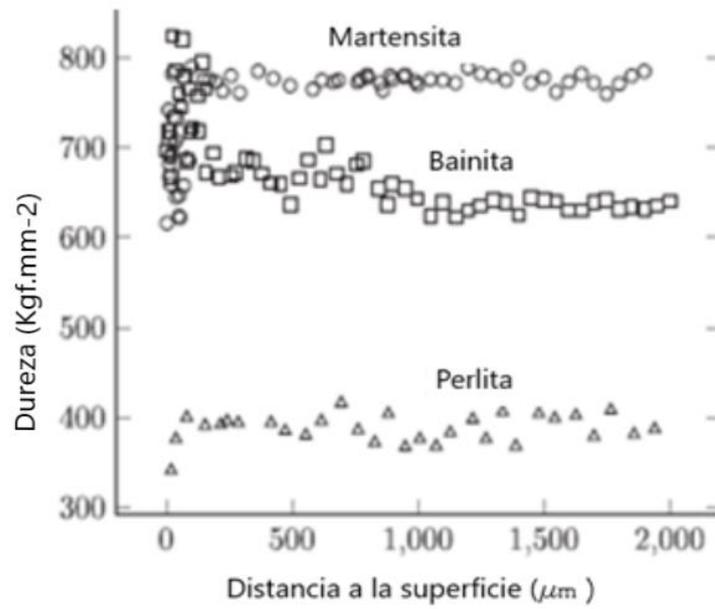


Figura 37. Dureza en función de la distancia a la superficie de martensita, bainita libre de carburos y perlita, luego de ensayos de abrasión ASTM G65.

6 Tratamiento térmico de austemperado en etapas.

6.1 Introducción

Como se mencionó anteriormente, muchos autores han llegado a la conclusión de que la presencia de grandes bloques de austenita es perjudicial para las propiedades mecánicas de los aceros BLC colados y que, por el contrario, la presencia de films de austenita de alto carbono, es beneficiosa. Para lograr microestructuras con mayor proporción de films de austenita, es necesario promover la transformación bainítica, reemplazando los bloques de austenita sin transformar por placas de ferrita bainítica y austenita film.

En esta sección se estudiarán los trabajos experimentales realizados sobre aceros bainíticos libres de carburos y fundición nodular austemperada reportados en literatura, ambas con tratamientos térmicos de austemperado en dos y más etapas. Además, se proponen tratamientos térmicos en etapas, con uso potencial en los aceros colados desarrollados en la DMI, especulando sobre los resultados esperados.

6.2 Mejora de la estructura BLC mediante el austemperado en etapas

Existen varias maneras de promover la reacción bainítica. Bhadeshia (2015) propuso las siguientes estrategias: 1) Utilizar menor contenido de C en los aceros; 2) Utilizar un menor contenido de aleantes para mover la curva T_0 ; 3) Realizar tratamientos térmicos a menor temperatura.

Para comprender las estrategias planteadas por Bhadeshia, la Figura 38-a) muestra un gráfico temperatura versus concentración de C, con el avance de la transformación bainítica siguiendo la flecha. La concentración de C inicial del acero en cuestión es X_0 y la temperatura de austemperado es T_{bi} . La transformación bainítica inicia en el punto A y se detiene en el punto B (Figura 38-a), tal como se ha explicado anteriormente. Ya sea utilizando menor %C, moviendo la curva T_0 hacia la derecha y/o bajando T_{bi} , se logra separar los puntos A y B, lo que resulta en un mayor avance de la transformación bainítica y, consecuentemente, menor proporción de austenita blocky.

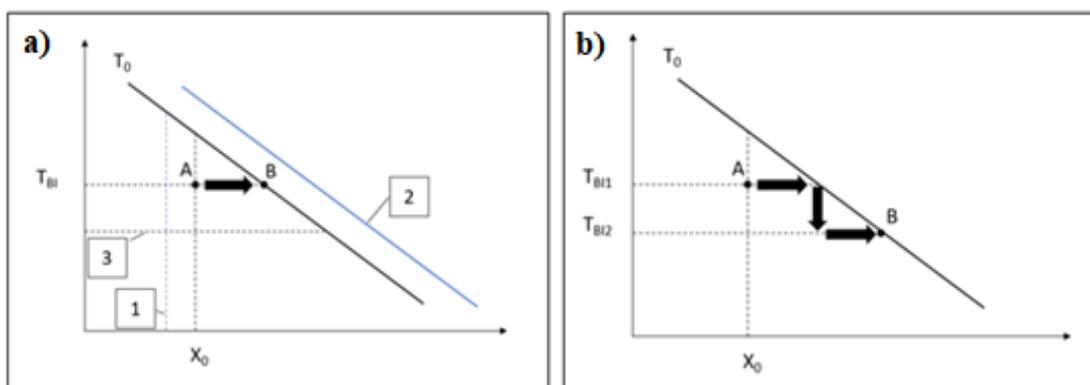


Figura 38. Avance de la transformación bainítica, para una composición X_0 y a una temperatura T_{bi} .
 a) Tratamiento térmico en una etapa y b) tratamiento térmico en dos etapas.

Sin embargo, estas estrategias presentan ciertas dificultades prácticas y no siempre dan los resultados esperados. En primer lugar, si se utiliza menor %C, la templabilidad/austemperabilidad del acero disminuye, pudiendo presentar la microestructura fases indeseadas, como ferrita proeutectoide y/o perlita. Lo mismo ocurre al utilizar menor concentración de elementos de aleación. Otra consecuencia de utilizar menor %C es que aumenta la temperatura de inicio de

transformación martensítica (M_s) y, por lo tanto, no es posible realizar tratamientos térmicos de austemperado a baja temperatura. Esto significa que las estrategias 1) y 3) planteadas por Bhadeshia son en cierta medida incompatibles. Además, al disminuir la T_{bi} aumenta considerablemente el tiempo de transformación, lo cual es una desventaja a nivel tecnológico. Por último, al utilizar una menor T_{bi} generalmente se logra mayor resistencia, pero una menor capacidad de deformación, debido al refinamiento de la microestructura. Por lo tanto, no siempre se obtiene la mejor combinación de propiedades mecánicas.

Un método alternativo para lograr un mayor avance de la transformación, consistente en el austemperado en etapas (a menudo dos), que ha sido efectivo para mejorar la ductilidad y tenacidad de aceros BLC laminados y también fue aplicado con éxito en la fundición nodular austemperada (ADI).

El austemperado en dos etapas puede plantearse de dos maneras. La primera (denominada de aquí en adelante como versión 1) es haciendo un austemperado a una T_{bi1} durante un tiempo suficiente para llegar al fin de la transformación. Luego, las muestras se transfieren rápidamente a un segundo baño de sales a menor temperatura, en el que la austenita residual de la etapa 1, ahora tiene la fuerza impulsora para transformar en ferrita bainítica. Por lo tanto, la reacción avanza transformando austenita y obteniendo mayor cantidad de bainita. La justificación de este tratamiento térmico en términos energéticos se muestra en la Figura 38-b), donde una vez finalizada la transformación a la T_{bi1} , es posible promover un avance de la reacción bainítica mediante el descenso de la temperatura, y obteniendo austenita retenida con mayor %C, es decir, más estable.

La otra manera de plantear el austemperado en dos etapas (versión 2) consiste en austemperar primero a una temperatura baja (T_{bi1}) y luego a una temperatura más alta (T_{bi2}). Durante la primera etapa a T_{bi1} , se logra un mayor subenfriamiento de la austenita y, en consecuencia, se genera una mayor cantidad de sitios de nucleación que en el tratamiento convencional, gracias a una mayor fuerza impulsora para la nucleación, con una velocidad de crecimiento baja. Luego, en la segunda etapa a T_{bi2} , aumenta la velocidad de difusión y se promueve un mayor volumen de ferrita bainítica que en el austemperado convencional a la misma temperatura. Cabe aclarar que, en este tipo de ciclos térmicos, la primera etapa de austemperado debe ser cuidadosamente diseñada para realizarse a una T_{bi1} mayor a M_s , con el fin de evitar la formación de martensita.

La versión 1 del austemperado en dos etapas lleva a un mayor avance de la transformación bainítica mediante el descenso de la temperatura y se justifica en la capacidad que tiene la austenita de mantener una mayor cantidad de C en solución sólida a menor temperatura, es decir, en la posición de la línea T_0 . Por otro lado, la versión 2 logra un mayor grado de transformación mediante la creación previa de un mayor número de sitios de nucleación, por ejemplo, en bordes de grano, donde se favorece la formación de placas de bainita. Ambas versiones del ciclo térmico de austemperado en dos etapas se basan en conceptos diferentes, pero buscan el mismo resultado: menor cantidad de austenita no reactada (blocky) y una mayor cantidad de ferrita bainítica. En las siguientes secciones se analizarán algunos antecedentes sobre estos ciclos térmicos, procurando identificar sus ventajas, desventajas y sus consecuencias sobre las propiedades mecánicas y tribológicas.

6.3 Antecedentes sobre Aceros BLC Laminados

En la búsqueda de antecedentes bibliográficos, se ha observado que la mayor parte de los trabajos realizados sobre aceros de alto silicio utilizan ciclos térmicos en etapas correspondientes a la versión 1, es decir, descendiendo la T_{bi} a medida que transcurren las etapas.

6.3.1 Austemperado en 2 etapas

En esta sección se analizará el trabajo realizado por Avishan (2017), que estudió el efecto del austemperado en dos etapas (versión 1) en un acero laminado de alto silicio, con composición química listada en la Tabla 3. Los ciclos térmicos evaluados se muestran en la Figura 39. El austemperado en 1 etapa (Figura 39-a) se realizó a $T_{bi}=300$ °C, previa austenización a $T_{\gamma} = 950$ °C durante $t_{\gamma} = 30$ min. El seguimiento de la transformación durante la primera etapa se realizó a partir de ensayos de austemperado interrumpidos (retirando la muestra a distintos tiempos) y midiendo dureza y V_{γ} en función de t_{bi} . De este estudio surge que el tiempo de transformación de este acero a una temperatura de 300 °C es de aproximadamente 6 horas y conduce a una microestructura con una dureza de ~ 460 HV y un $V_{\gamma} = 36$ %.

Tabla 3. Composición química del acero (% en peso)

C	Si	Mn	Cr	Co	Mo	Al
0,83	1,43	1,9	1,16	1,28	0,32	0,66

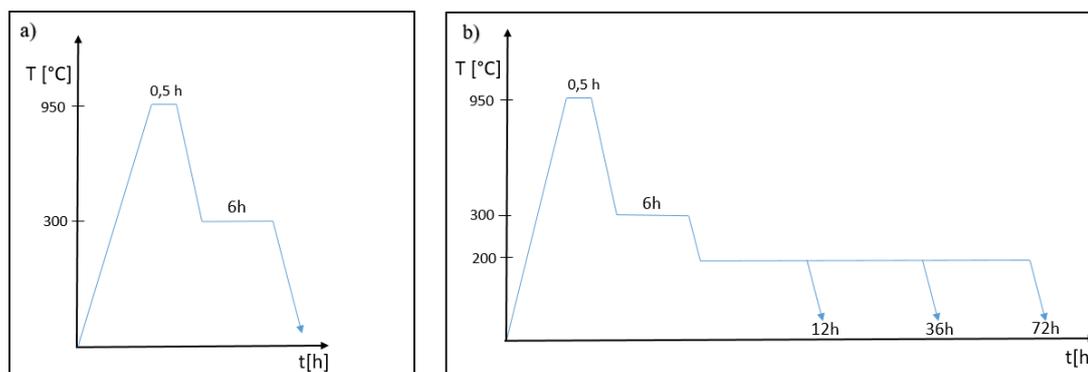


Figura 39. Tratamientos térmicos utilizados por Avishan (2017). a) Austempering en 1 etapa, muestra A: 300 °C-6 h. b) Austempering en 2 etapas, muestra B: 300 °C-6 h / 200 °C-12 h, muestra C: 300 °C-6 h / 200 °C-36 h y muestra D: 300 °C-6 h / 200 °C-72 h.

Una vez definida la primera etapa de austemperado, se seleccionó una $T_{bi2} = 200$ °C para la segunda etapa, evaluando los cambios microestructurales y en las propiedades mecánicas que surgen a partir de tiempos t_{bi2} de 12, 36 y 72 horas (Figura 39-b). El análisis microestructural de la segunda etapa de austemperado indica que la temperatura y tiempos seleccionados efectivamente cumplieron su propósito. La Figura 40-a muestra que a medida que aumenta el t_{bi2} , V_{γ} disminuye significativamente, siendo de ~ 36 % en el austemperado convencional y llegando al ~ 10 % luego de 72 horas a la T_{bi2} . Consecuentemente, el %C en la austenita (C_{γ}) aumenta con t_{bi} , siendo de 1,15 % en el austemperado en una etapa, y de 1,26 % luego de la segunda etapa.

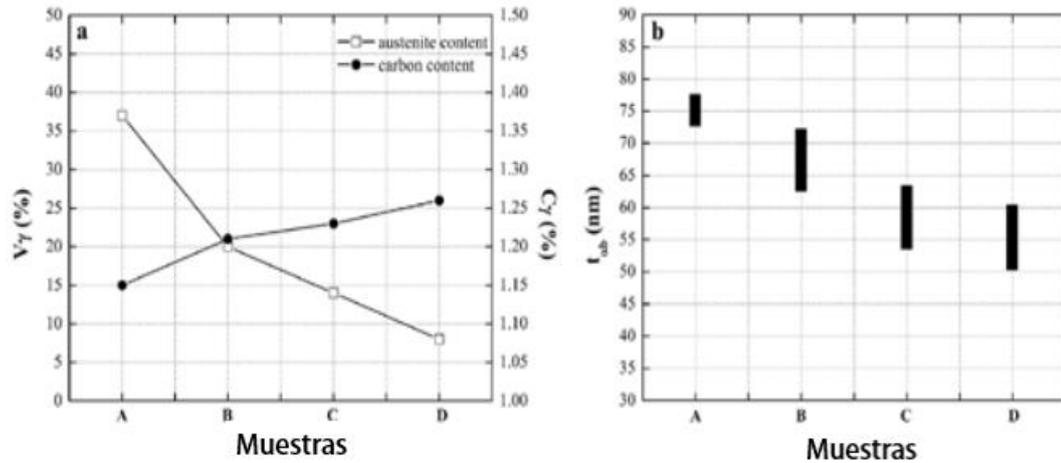


Figura 40. a) Variaciones de la fracción de volumen de austenita (V_γ) y su contenido de carbono (C_γ) para la muestra A: 300 °C-6 h, muestra B: 300 °C -6 h / 200 °C-12 h, muestra C: 300 °C-6 h / 200 °C-36 h y muestra D: 300 °C-6 h / 200 °C-72 h. b) Espesores de placas de bainita (t_{ab}).

Por otro lado, la Figura 40-b muestra que el espesor de placa de la ferrita bainítica promedio disminuye a medida que aumenta el t_{bi2} , como consecuencia de la formación de nuevos plumines de bainita más refinados en la segunda etapa. Esto ocurre pues durante la etapa 2, la bainita se forma a una menor temperatura y a partir de una austenita con mayor contenido de carbono. Estas características generan que la bainita se forme a partir de una austenita más resistente, lo que se traduce en la generación de placas de bainita de menor espesor, tal como explica Bhadeshia (2015). Esto se evidencia en las metalografías obtenidas en SEM de la Figura 41, donde la imagen a) corresponde al austemperado en una etapa, mientras que las imágenes b) y c) corresponden al austemperado en dos etapas de 12 y 36 horas, respectivamente. Particularmente, la Figura 41-c) muestra en recuadros la bainita formada en la segunda etapa, que es más refinada que el resto de la bainita formada en la etapa 1.

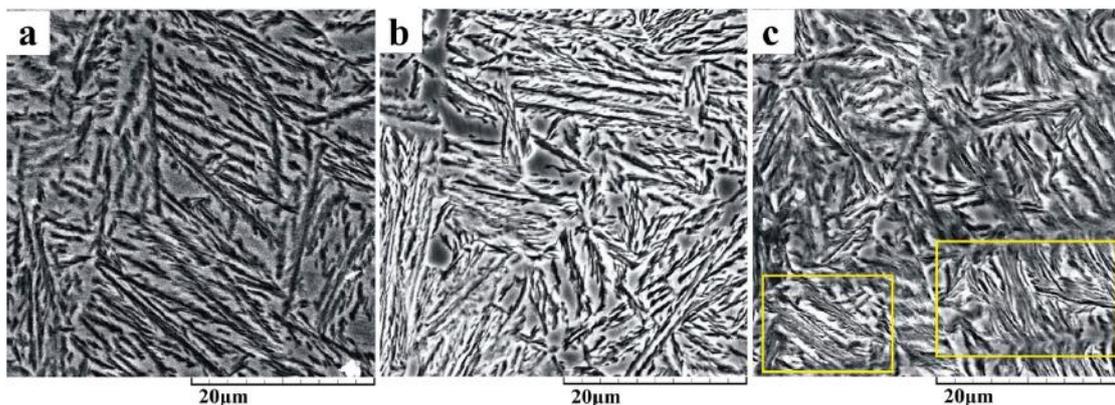


Figura 41. Imágenes SEM a) 300 °C-6 h, b) 300 °C-6 h / 200 °C-12 h y c) 300 °C-6 h / 200 °C-36 h. Las regiones rectangulares muestran la bainita formada en la segunda etapa.

También se puede ver en la Figura 42 que la segunda etapa de austempering provocó una caída de la proporción de austenita blocky y un aumento de la austenita film. La disminución de la temperatura de transformación provocó que la austenita blocky residual de la etapa 1 se

descomponga en plumines de bainita, como se muestra en la Figura 41, generando mayor proporción de austenita film y mayor C_γ , Figura 40-a).

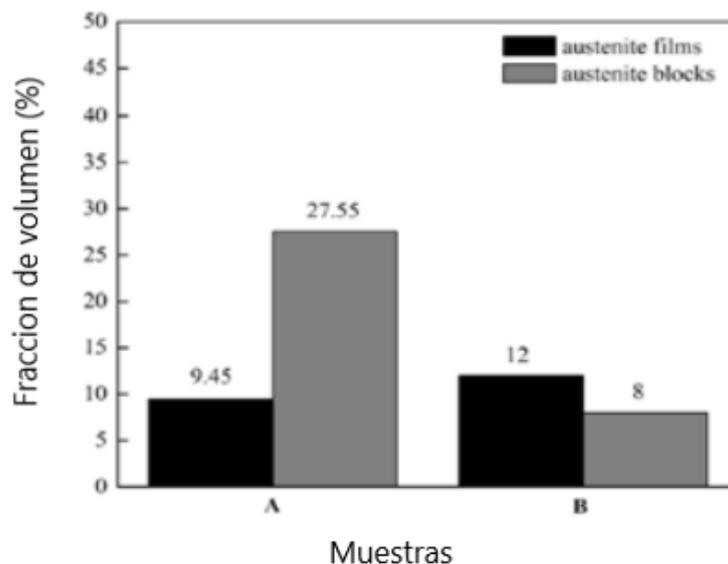


Figura 42. Fracción de volumen de austenita film y austenita blocky en la muestra, A: 300 °C-6 h y muestra B: 300 °C-6 h / 200 °C-12 h.

Desde el punto de vista microestructural, la segunda etapa de austemperado generó los parámetros deseados para obtener una mejora en las propiedades mecánicas. La Figura 43 muestra las curvas de tensión – deformación obtenidas por Avishan (2017), observándose que la etapa 2 de austemperado no afecta la tensión máxima. Esto se debe a que la resistencia del material depende principalmente del tamaño de grano efectivo, es decir, del espesor de placa de la ferrita bainítica. Debido a que gran parte de la bainita se forma durante la etapa 1 (alrededor de 64 %), la resistencia queda prácticamente definida durante la primera etapa del ciclo térmico. Por otro lado, se observa en la Figura 43 que, salvo en el caso de la muestra austemperada por 72 horas (muestra D), la segunda etapa de austemperado generó un aumento de la ductilidad. Esto ocurre porque a medida que avanza la segunda etapa, el C_γ aumenta, por lo tanto, se hace más estable y se logra un efecto TRIP más efectivo. Es importante remarcar que si el tiempo de la segunda etapa es excesivo (muestra D), V_γ disminuye a tal punto que la ductilidad desciende con respecto a la muestra obtenida en una etapa (muestra A). Como se mencionó anteriormente, la ductilidad de estos aceros depende de la cantidad y la estabilidad de la austenita retenida. Distintos autores, (García-Mateo (2015), Duong (2014)) afirman que existe un límite mínimo de V_γ (alrededor del 10 %) necesario para lograr un efecto TRIP que lleve a altos valores de ductilidad. En este estudio, el contenido de V_γ se redujo a casi el 8 % después de 72 h de austempering a 200 °C (muestra D en la Figura 43), disminuyendo la ductilidad. Por lo tanto, se concluye que existe un t_{bi2} óptimo que permite obtener la mejor combinación de propiedades de resistencia y ductilidad.

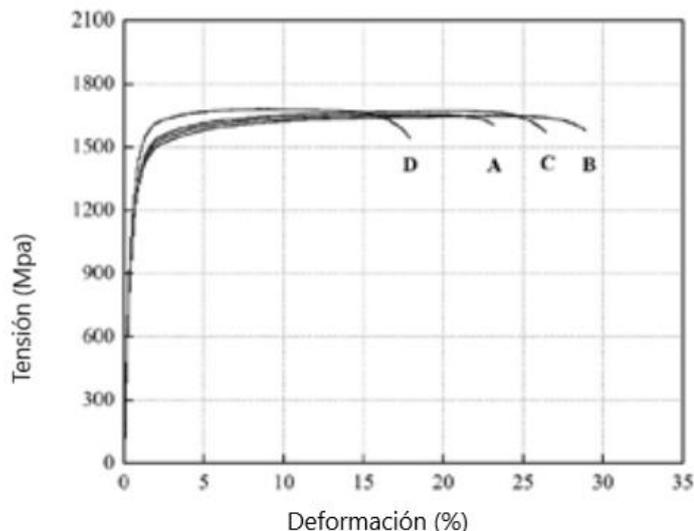


Figura 43. Curvas de tensión – deformación de muestras sometidas a austemperados en 1 y 2 etapas.

Por último, la Tabla 4 muestra que la tenacidad al impacto a temperatura ambiente aumentó significativamente después de 12 h de austempering a 200 °C en el austemperado en dos etapas, en comparación con el de una etapa a 300 °C. Al igual que ocurre con la ductilidad, un tiempo t_{bi2} excesivo disminuye la tenacidad. El valor mínimo se registró en la muestra de 72 h. Esto demuestra la influencia de la austenita retenida sobre la tenacidad al impacto, que es similar a la que provoca sobre la ductilidad.

Tabla 4. Tenacidad al impacto de aceros BLC a temperatura ambiente.

Muestra	Tratamiento térmico	Energía de impacto (J)
A	300 °C- 6 h	18
B	300 °C-6 h/ 200 °C-12 h	26
C	300 °C-6 h/ 200 °C-36 h	19
D	300 °C-6 h/ 200 °C-72 h	13

6.3.2 Austemperado en 3 etapas

Se encontró en la bibliografía un trabajo en acero laminado austemperado en tres etapas, realizado por Wang et al. (2014), de composición química Fe – 0.30C– 1.46Si – 1.97Mn – 1.50Ni – 0.30Cr – 0.96Cu – 0.25Mo (% en peso). En el tratamiento térmico de tres etapas, la primera de ellas es una transformación isotérmica para obtener una transformación bainítica parcial, es decir, se utilizó un tiempo menor al necesario para completar la transformación. Las siguientes etapas (2 y 3) se llevaron a cabo inmediatamente después de la primera, para transformar la austenita residual en bainita nanoestructurada, a una menor T_{bi} . Cabe señalar que las etapas 2 y 3 se realizan a una T_{bi} menor a M_s del volumen, pero superior a la M_s de la austenita sin transformar. Esto es posible porque a medida que ocurre la transformación, la temperatura M_s de la austenita residual desciende y, por lo tanto, es posible obtener bainita a menor temperatura.

Previo austenización a $T_\gamma=930$ °C y $t_\gamma=15$ min (Figura 44), la muestra 1 se transformó isotérmicamente a $T_{bi}=300$ °C durante $t_{bi}=6$ h para el ciclo térmico de una sola etapa denominado convencional. La muestra 2 se transformó isotérmicamente a $T_{bi}=300$ °C durante $t_{bi}=1,2$ h (para

la transformación parcial de bainita), luego se trasladó inmediatamente a otro horno donde se mantuvo a $T_{bi}=250\text{ °C}$ durante $t_{bi}=24\text{ h}$, obteniendo una superbainita de dos etapas. Finalmente, la superbainita de 3 etapas fue obtenida mediante un tratamiento idéntico al de la muestra 2, pero con una tercera etapa en la que se mantuvo a $T_{bi}=200\text{ °C}$ durante $t_{bi}=72\text{ h}$.

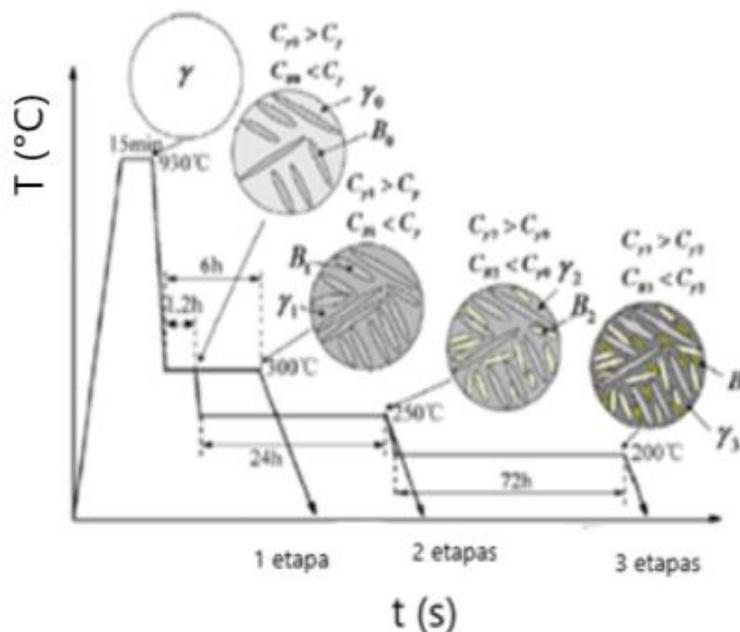


Figura 44. Ciclo térmico utilizado en el trabajo de Wang (2014).

La Figura 45 muestra micrografías SEM de las tres muestras. A bajos aumentos (a, b y c), las placas de ferrita bainítica son la fase clara, mientras que la austenita retenida (y/o martensita) es la fase oscura. A altos aumentos (d, e y f), la coloración se invierte. La diferencia más evidente entre las tres muestras es la cantidad y el tamaño de los bloques de martensita / austenita. Está claro que la fracción de volumen de M/A se ha reducido drásticamente y la estructura general se ha refinado después de las transformaciones bainíticas de dos o tres etapas. Algunas características microestructurales se detallan en la Tabla 5.

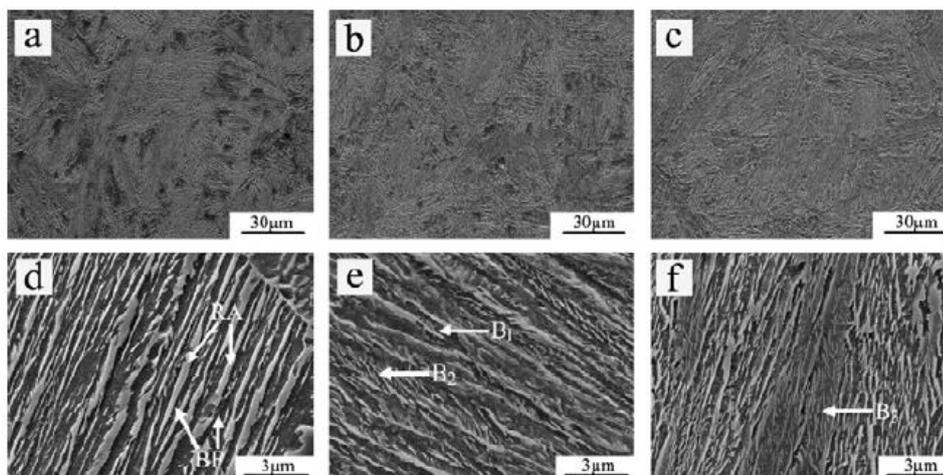


Figura 45. Micrografías SEM que muestran la microestructura de varias muestras después de (a, d) transformación de bainita convencional, (b, e) transformación de bainita de dos etapas y (c, f) transformación de bainita de tres etapas.

Tabla 5. Tamaño de bloques de austenita/ martensita, espesores de α_b , y volumen de cada una de las fases.

Muestra	Ancho de placa de α_b	Ancho de placa de α_b promedio	Tamaño de γ blocky	Vol. de γ_{total}	Vol. de γ_{blocky}	Vol. de γ_{film}	Vol. de martensita
Bainita convencional	150 nm	150 nm	2200 nm	24,2	13	12	5
Dos etapas	80 nm	120 nm	900 nm	21,4	8	14	2
Tres etapas	60 nm	110 nm	700 nm	19,2	5	15	0

Se observa que el espesor de las placas de α_b disminuye con las etapas de austemperado, Tabla 5, y también de $V\gamma$ y del tamaño y proporción de los bloques de austenita. Además, existe un aumento en el volumen de austenita film, como consecuencia de la formación de nuevos plumines de bainita, lo cual es fundamental para mejorar las propiedades mecánicas del acero.

También se observa en la Tabla 5 que la bainita obtenida en una etapa presenta una pequeña proporción de martensita, debido a que el $C\gamma$ luego de la etapa a 300 °C es bajo, haciendo que la austenita transforme a martensita en el enfriamiento a temperatura ambiente. A medida que se incrementa el número de etapas, la formación de una mayor cantidad de bainita provoca un mayor $C\gamma$ y, consecuentemente, una disminución en la cantidad de martensita. Se observa en la Tabla 5 que, para este acero en particular, es necesario realizar un austemperado en 3 etapas para lograr una microestructura sin martensita.

La Figura 46-a, muestra el efecto de la transformación de multi-etapa sobre la dureza y la tenacidad al impacto. La dureza se incrementó ligeramente en el caso del tratamiento en tres etapas. La energía de impacto promedio fue de 39, 42 y 45 J para una, dos y tres etapas, respectivamente. La Figura 46-b muestra que la resistencia a la tracción fue 1380, 1565 y 1532 MPa para una, dos y tres etapas, respectivamente, mientras que la elongación también aumentó ligeramente, lo que es atribuido a una mayor estabilidad de la austenita residual y a la disminución en la cantidad de martensita (fase frágil) para dos y tres etapas.

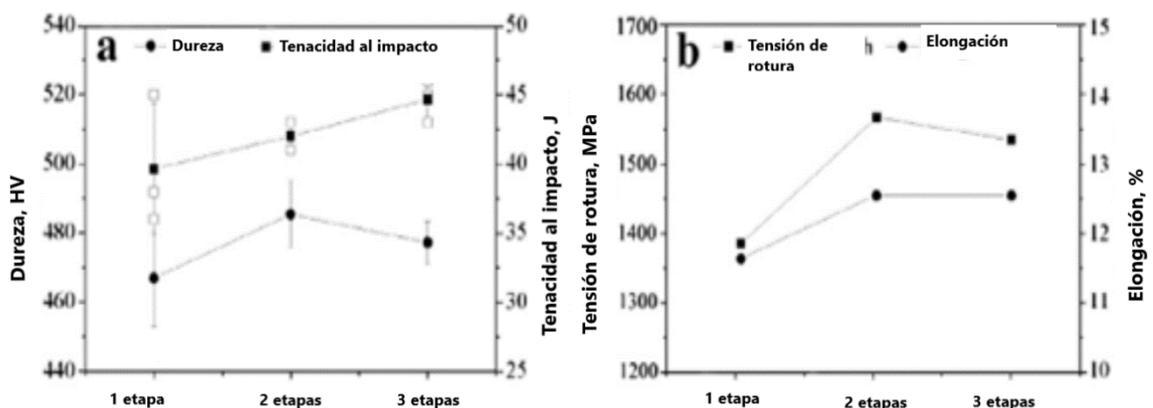


Figura 46. Efecto de la transformación bainítica de multi-etapa sobre (a) la dureza Vickers (1 kgf) y la tenacidad al impacto, y (b) la resistencia a la tracción y elongación.

Tal como ocurrió en el trabajo de Avishan (2017), el tratamiento térmico en 3 etapas resultó en un refinamiento de la microestructura, en un descenso de la proporción de austenita retenida y,

sobre todo, el reemplazo de austenita blocky por plumines de bainita (placas de α_b + films de austenita). Esto se traduce en una mejora de la dureza, de las propiedades a la tracción y de la tenacidad al impacto. Para el caso del tratamiento en tres etapas se obtuvo una mejora significativa en la tenacidad y una leve disminución de la resistencia.

6.4 Efecto de la microsegregación en aceros BLC colados

Resulta importante analizar el efecto de la microsegregación en aceros BLC ya que esta característica afecta su microestructura. Como se mencionó en la sección 5.5.2, Tenaglia et. al. (2020) analizaron este fenómeno, utilizando un acero colado con la composición química listada en la Tabla 6, con un tratamiento a $T_{bi} = 300$ °C, y t_{bi} en el rango de 1 min a 24 hs, previo austenizado a $T_\gamma = 920$ °C y $t_\gamma = 40$ minutos. Las microestructuras resultantes fueron analizadas mediante difracción de rayos X (DRX), microscopio electrónico de barrido (SEM) y EBSD (Electron Back Scattered Diffraction).

Tabla 6. Composición química del acero colado (% en peso).

C	Si	Mn	Cr	Co	NI	Al
0,71	2,14	0,57	0,53	1,28	0,09	0,072

En la Figura 47-a se muestra la microestructura as cast del acero estudiado, con una matriz perlítica, en coincidencia con una composición química casi eutectoide. La Figura 47-b muestra el patrón de solidificación, revelado mediante reactivo Motz. El borde derecho de la imagen corresponde a la superficie en contacto con el molde de arena. Se observan dendritas de hasta ~10 mm de largo.

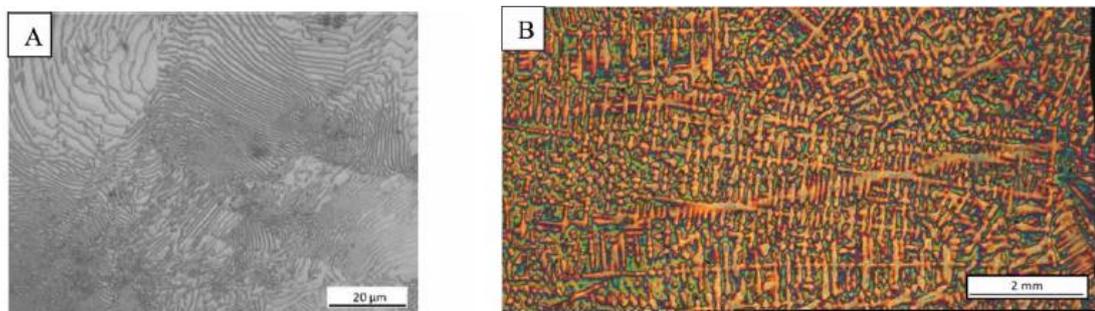


Figura 47. a) Microestructura en estado as-cast. b) Patrón dendrítico.

La Figura 48-A corresponde a muestras tratadas durante $t_{bi} = 5$ min, mostrando martensita como fase mayoritaria, y la formación de algunas placas de ferrita bainítica (fase oscura). En esta etapa temprana de transformación bainítica, la austenita residual transforma a martensita en el enfriamiento a temperatura ambiente. La formación de bainita es heterogénea, y se observa que las zonas LTF (caracterizadas por la presencia de inclusiones) son mayormente martensíticas, mientras que las zonas FTF muestran un buen avance de la transformación bainítica.

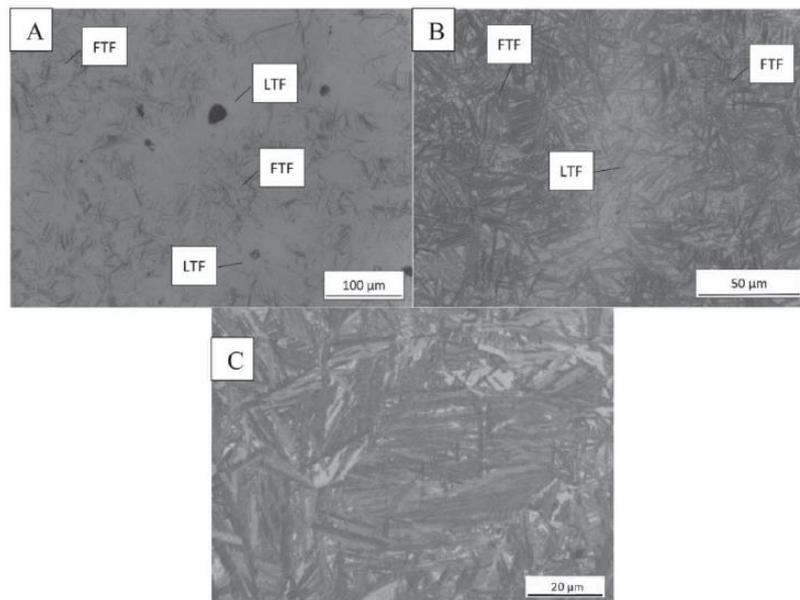


Figura 48. Microestructuras a distintos tiempos de mantenimiento.
A) 5 min, B) 20 min y C) 360 min en la zona LTF.

Para un tiempo $t_{bi} = 20$ min (Figura 48-B), la reacción bainítica alcanzó a comenzar en las zonas LTF, pero la martensita sigue siendo predominante, mientras que las zonas FTF presentan un mayor grado de reacción. Finalmente, en la Figura 48-C se observa la microestructura en zonas LTF para $t_{bi} = 360$ minutos, mostrando una gran densidad de bainita. El retraso en la transformación en las áreas LTF se debe a que los elementos de aleación utilizados en este acero (sobre todo Mn y Cr) estabilizan la austenita y, por lo tanto, se requiere más tiempo para descomponer austenita en ferrita bainítica.

Otro análisis interesante es el de la influencia de la microsegregación en las microestructuras bainíticas una vez finalizada la transformación. Para este análisis se seleccionó una muestra tratada a $T_{bi}=300$ °C y $t_{bi}=6$ h. En la Figura 49-A se ven las indentaciones realizadas para identificar las zonas FTF y LTF. La Figura 49 B-C muestra mapas de fases obtenidos por EBSD (difracción por retro-dispersión de electrones) en zonas de (33×33) μm , donde la fase azul es ferrita bainítica y la fase roja es austenita. Las áreas de baja aleación (FTF) contienen un promedio de $V_{\gamma} \sim 9$ %, mientras que las zonas interdendríticas (LTF) contienen $V_{\gamma} \sim 19$ %. Cabe aclarar que, mediante la técnica de EBSD, no es posible identificar la austenita film (con un ancho entre 40 y 100 nm) debido al paso de lectura asociado al experimento (100 nm), por lo tanto, las mediciones corresponden a austenita blocky. Sin embargo, es posible aplicar un factor de corrección para calcular V_{γ} total en FTF y LTF, teniendo en cuenta que un plumín de bainita presenta 15 % de austenita film. Aplicando la corrección, resulta que las zonas menos aleadas presentan un $V_{\gamma}=22,6$ %, mientras que las zonas más aleadas contienen un $V_{\gamma}=31,1$ %. Estos valores son lógicos si se tiene en cuenta que V_{γ} promedio medida por DRX fue de 27,5 %.

Además, también se observa que las áreas de austenita blocky, Figura 49 B-C, son mucho más grandes en las áreas LTF que en las áreas FTF. La Figura 50-A muestra una zona FTF y en B una zona de LTF obtenidas por FEGSEM. La austenita retenida tipo blocky en zonas FTF tiene una longitud inferior a 1,5 μm , y en LTF hay bloques de hasta ~ 6 μm en longitud. Esto se debe a que la transformación en zonas aleadas se detiene antes, dando como resultado mayores porciones de austenita sin transformar.

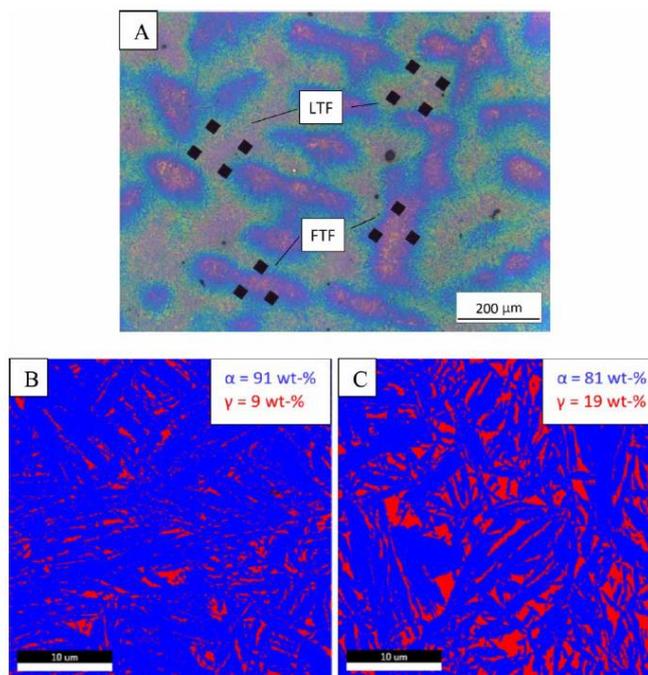


Figura 49. A) Identificación de zonas FTF y LTF, b) Mapas de fases EBSD de zonas FTF y C) LTF.

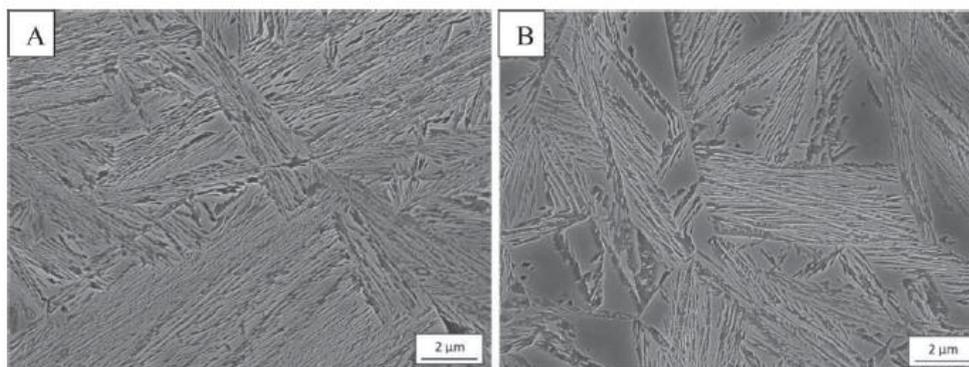


Figura 50. Microestructuras totalmente bainíticas en las zonas FTF (A) y LTF (B).

Las diferencias en las características de la austenita retenida pueden explicarse mediante el mecanismo de transformación bainítica. La Figura 51 muestra la línea T_0 para el acero colado con la composición de la Tabla 6. La alta concentración de Mn y Cr en zonas LTF promueven el corrimiento de la línea T_0 hacia bajos %C, lo que significa que la austenita retenida en el estadio de transformación tiene un %C más bajo, y así la transformación bainítica está menos avanzada, es decir, se forma menos bainita. En consecuencia, la microestructura en las zonas LTF contiene más V_γ y con bloques más grandes, como se midió por EBSD. Por otro lado, en zonas de baja aleación (FTF), la línea T_0 se desplaza a %C más altos, resultando en menos V_γ y con bloques más pequeños, debido al mayor avance de la reacción.

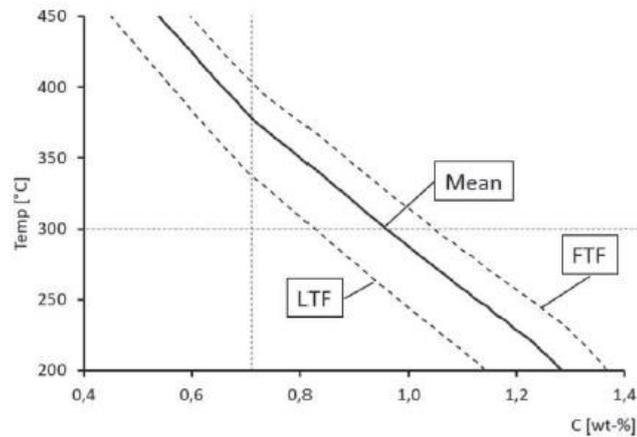


Figura 51. Líneas de T_0 para el acero colado en estudio.

En la Figura 52 se representa de forma esquemática el progreso de la transformación bainítica en las regiones FTF y LTF. La reacción en la zona FTF comienza y termina antes, debido a su menor contenido de aleantes y contiene una mayor fracción de ferrita bainítica. Sucede lo contrario en las áreas LTF de mayor contenido de aleación, las cuales tienen una cinética de reacción más lenta y contienen mayor cantidad de austenita retenida.

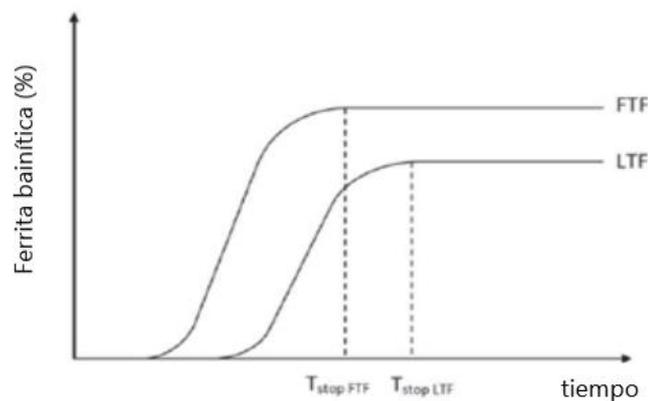


Figura 52. Cinética de transformación bainítica en aceros colados.

En resumen, se observa en aceros colados de alto silicio que, debido a la microsegregación, es más difícil completar la transformación bainítica, promoviendo zonas con mayor V_γ y de mayor tamaño. El retraso en la transformación bainítica en las zonas microsegregadas han dado lugar al desarrollo de ciclos térmicos alternativos (en etapas), con el objetivo de obtener un mayor avance de la transformación en esas zonas.

6.5 Antecedentes en la fundición nodular austemperada (ADI)

En este apartado se analiza el efecto del austemperado en etapas, aplicado a la fundición de hierro nodular para obtener ADI, lo que resulta de interés, ya que tanto la estructura de partida de la fundición nodular, como la resultante es similar a la del acero colado de alto silicio. Ambas son aleaciones de alto silicio coladas, que presentan microsegregación como resultado del proceso de solidificación. Si bien los elementos de aleación utilizados son similares, la principal diferencia radica en el contenido de C y Si, que son mayores en el caso del ADI. En cuanto a su

microestructura luego del tratamiento térmico, ambos materiales presentan ferrita bainítica con morfología de placas y austenita retenida (films y blocky), mientras que el ADI se distingue además por la presencia de nódulos de grafito. Al igual que en los aceros BLC colados, en el ADI también, la micro-segregación afecta la transformación de la austenita durante el austemperado, particularmente en aquellas piezas que requieren incorporar elementos de aleación para mejorar la austemperabilidad (templabilidad), promoviendo la presencia de zonas sin transformar que no permiten alcanzar las propiedades mecánicas óptimas.

Durante la década de los noventa y hasta la actualidad, algunos investigadores han evaluado modificaciones en el ciclo de tratamiento térmico de austemperado, con el fin de obtener un mayor avance de la transformación, intentando evitar la presencia de austenita blocky. Se han desarrollado tratamientos térmicos de austemperado en etapas, que resultaron en la reducción del volumen de austenita sin transformar, principalmente en las regiones segregadas (LTF).

Por ejemplo, Ahmadabadi et al. (1992) desarrollaron el “austemperado en etapas sucesivas”, consistente en una primera etapa a $T_{bi1}=375\text{ °C}$ con tiempos de austemperado entre $t_{bi1} = 30 - 600$ min y una segunda etapa a $T_{bi2}=315\text{ °C}$ con $t_{bi2} = 10$ a 104 min, también llamado “austemperado a alta y baja temperatura”. El resultado fue una reducción del volumen de austenita no transformada en las regiones con segregación de Mn, lo cual redundó en una mayor tenacidad al impacto. La resistencia a la tracción resultó intermedia entre la obtenida para el austemperado convencional en una etapa a $T_{bi} = 375\text{ °C}$ y a $T_{bi}=315\text{ °C}$, pero la elongación resultó mayor que la de ambos casos.

Bayati et al. (1995) usaron un “austemperado en etapas” con una primera etapa a $T_{bi1}= 400\text{ °C}$ y una segunda etapa a $T_{bi2}=285\text{ °C}$, para limitar la caída en las propiedades mecánicas promovida por la fracción de austenita no reactivada observada en el ADI aleado, en las zonas segregadas (LTF). Usando la segunda etapa, los autores pudieron completar la transformación bainítica, y obtener una significativa mejora en la relación entre resistencia a la tracción, elongación y tenacidad al impacto del ADI aleado.

Basado en los resultados de Ahmadabadi et al. y Bayati et al., Cheng, et. Al. (2001) estudiaron la influencia de un “austemperado en etapas” (también llamado de dos etapas por los autores) con una primera etapa a $T_{bi1} = 360\text{ °C}$ y $t_{bi1} = 8$ min, y una segunda etapa a $T_{bi2} = 300\text{ °C}$ y $t_{bi2} = 172$ min, sobre la tenacidad a la fractura del ADI, comparando los resultados con el ADI austemperado en forma convencional, a alta y baja temperatura ($T_{bi1} = 360\text{ °C}$ y $T_{bi2} = 300\text{ °C}$). Se encontró una matriz con más austenita retenida y entrelazada, con respecto al ADI convencional, con una dureza similar a la que le correspondería a un ADI de baja temperatura y, al mismo tiempo, una tenacidad a la fractura como la correspondiente a un ADI de alta temperatura.

Yang y Putatunda (2004), desarrollaron una modificación al austemperado en dos etapas. Una primera etapa con un subenfriamiento elevado, mediante un temple hasta $T_{bi2} = 260\text{ °C}$ durante $t_{bi1} = 5$ min, se utilizó para promover una alta tasa de nucleación y, posteriormente, se elevó la temperatura (mediante el cambio a un segundo baño de sales) para la segunda etapa hasta el nivel deseado, en el rango de $T_{bi2} = 290\text{-}400\text{ °C}$ durante $t_{bi2} = 2$ horas. Esto favorece la difusión y, por lo tanto, la obtención de una austenita con más carbono y más estable. El 2SADI (ADI de dos etapas) mostró mayor resistencia y dureza, y una menor elongación, que el ADI obtenido mediante austemperado convencional.

Wadageri (2019) estudió el efecto del austemperado realizado en dos etapas en ADI, utilizando la versión 1 y 2 de estos ciclos. Las muestras se austemperaron en dos etapas (TSA, Two Step Austempering, por sus siglas en inglés). Una variante TSA-1 (versión 1), a $T_{bi1}=400\text{ °C}$ y $t_{bi1}=30$ minutos y luego a $T_{bi2}=320\text{ °C}$ durante $t_{bi2}=30, 60$ y 120 minutos. La segunda variante TSA-2 (versión 2), se trató a $T_{bi1}=320\text{ °C}$ y $t_{bi1}= 30$ minutos y luego la segunda etapa a $T_{bi2}=400\text{ °C}$

durante $t_{bi2} = 30, 60$ y 120 minutos. Con fines comparativos se realizaron austempering convencionales. Una variante CA-1 a $T_{bi} = 400$ °C durante $t_{bi} = 150$ minutos y en la CA-2, a $T_{bi} = 320$ °C y $t_{bi} = 150$ minutos. Para las muestras de TSA-1/ 90 min y TSA-2 /90 min, se obtuvieron mejoras en resistencia y ductilidad, respecto a las muestras tratadas en 1 etapa, es decir, CA-1 y CA-2. Al comparar las propiedades mecánicas de TSA-1/90min y CA-2/150min, se observó que la resistencia es similar, pero en el caso de TSA-1 se logra mayor elongación, siendo de 4,7 % y 2,1 %, respectivamente. Por último para TSA-1/ 90min (version 1), la resistencia aumentó en un 105 % y la elongación en un 42 %, respecto a la muestra en estado “as cast”. Para la versión 2, TSA-2/90 min hubo un aumento en la elongación respecto de la version 1, siendo del 57 %.

Ahmadabadi et al (1992), también estudiaron el comportamiento tribológico de ciclos térmicos alternativos para el ADI, utilizando una variante opuesta a la de Yang y Putatunda. Es decir, una primera etapa a temperatura elevada y una baja temperatura (versión 1 denominada en este proyecto final). Los resultados mostraron que el desgaste en un sistema pin-on-disk, se produce por un mecanismo de delaminación, y que la microestructura de esta variante de austemperado en dos etapas promueve aproximadamente 15 % de aumento en la resistencia al desgaste, comparado con el austemperado convencional. El ADI usualmente posee una buena resistencia a la abrasión. Es un material capaz de responder bien a la abrasión de baja presión, al utilizar temperaturas de austemperado bajas (alta dureza), y también a la abrasión de alta presión, al utilizar temperaturas de austemperado altas (menor dureza y mayor ductilidad), Dommarco et. al. (2001). En este sentido, la presencia de fases dúctiles (ferrita y austenita) tiene una fuerte influencia en la habilidad del ADI para consumir energía en el evento abrasivo, además del consumo de energía asociado a la transformación de austenita en martensita, ya sea asistida por tensión o inducida por deformación (Zhou, et. al. (1993)).

Por último, Dommarco et. al (2007), realizaron un estudio sobre desgaste de ADI en dos etapas, con un ciclo térmico versión 2, con $T_{bi1} = 260$ °C durante $t_{bi1} = 2$ min y luego pasando a un segundo baño de sales a $T_{bi2} = 280, 320$ y 360 °C y $t_{bi2} = 120$ min, denominadas “2SADI”. Luego a modo comparativo se realizaron ensayos con muestras austemperadas de forma convencional a $T_{bi} = 260, 280$ y 320 °C durante $t_{bi} = 120$ min, denominadas aquí como “ADI”. Se evaluó la resistencia relativa al desgaste “ $E = (\Delta VR / \Delta VS)$ ”, mediante el ensayo de rueda de goma y arena seca (ASTM G65), donde ΔVR es la pérdida de volumen del material de referencia (SAE 1010), y ΔVS la del ADI o 2SADI. Cuanto mayor es el valor E, mayor es la resistencia al desgaste. La Tabla 7 muestra que la resistencia a la abrasión aumenta cuando disminuye T_{bi} , es decir, con un aumento de la dureza, ya sea para las variantes ADI o 2SADI. Al igual que en las otras propiedades evaluadas, los valores de E del 2SADI fueron más altos que los del ADI, encontrando la mayor diferencia a $T_{bi} = 280$ °C. Este incremento fue muy superior al reportado por otros autores, aunque debe tenerse en cuenta que se utilizaron diferentes tribosistemas.

Para concluir, al igual que ocurre en los aceros BLC, el tratamiento térmico en etapas aplicado al ADI, resulta ser un método eficaz para lograr un mayor avance de la transformación bainítica, lo que se traduce en un refinamiento de la estructura (sobretudo en el tamaño de los bloques de austenita) y una mejora en las propiedades mecánicas.

Tabla 7. Resistencia relativa al desgaste de ADI austemperado en 2 etapas, Dommarco et. al (2007).

T_{bi} [°C]	Resistencia relativa al desgaste, E	
	ADI	2SADI
260	2,46	-
280	1,61	2,08
320	1,42	1,44
360	1,22	1,36

6.6 Tratamiento térmico propuesto

De acuerdo al estudio realizado como parte de este proyecto final, se propone aplicar el austemperado convencional y en etapas, a una aleación disponible en la División Metalurgia y desarrollada por Tenaglia et al (2020-a), cuya composición química se lista en la Tabla 8. En este caso, el acero fue tratado térmicamente a 330 °C durante 90 minutos, obteniendo una microestructura compuesta por 24,5 % de austenita retenida (films+blocky), siendo el resto ferrita bainítica con un espesor de placa de 97 nm. La tensión de rotura fue de 1688 MPa, la de fluencia de 1482 MPa, elongación total a la rotura de 12,4 % y una dureza de 46 HRC.

Tabla 8. Composición química del acero utilizado, % en peso.

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Co
0,43	2,06	0,58	0,59	0,56	0,53	0,61	0,21

Para este acero se propone un tratamiento térmico de dos etapas versión 1, Figura 53, con los parámetros que se listan en la Tabla 9. Todas las muestras se austenizan a $T_{\gamma}=920$ °C durante $t_{\gamma}=1$ hora. La primera etapa se realiza a $T_{bi1}=330$ °C durante $t_{bi1}=90$ min. Luego, se realiza la segunda etapa a $T_{bi2}=230$ °C, durante $t_{bi2}=8, 16, 24, 32, 40$ y 48 hs, tal como se detalla en la Figura 53. Debido a que la segunda etapa de austemperado se realiza a una temperatura muy baja, se parte de una austenita enriquecida en carbono y, además, se busca fomentar la transformación en zonas aleadas, es necesario otorgar un tiempo suficiente para el avance de la reacción bainítica a T_{bi2} . Por esta razón, se plantea estudiar los cambios microestructurales que surgen a partir de la segunda etapa de austemperado en periodos de 8 h, abarcando un rango de 8-48 h.

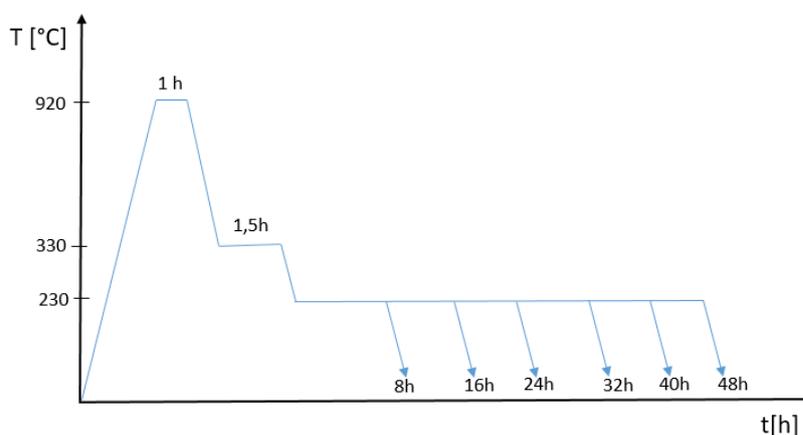


Figura 53. Ciclo de tratamiento térmico en dos etapas (versión 1).

Tabla 9. Parámetros de tratamiento térmico propuesto para la versión 1.

Muestra	Primera etapa T [°C] / t [h]	Segunda etapa T [°C] / t [h]
330-230-8	330/1,5	230/8
330-230-16	330/1,5	230/16
330-230-24	330/1,5	230/24
330-230-32	330/1,5	230/32
330-230-40	330/1,5	230/40
330-230-48	330/1,5	230/48

Para esta primera versión del austemperado en 2 etapas, será necesario determinar las curvas de austenita retenida en función de t_{bi2} , para obtener el valor que promueva las mejores propiedades mecánicas.

Por otro lado, se plantea también un tratamiento térmico alternativo en dos etapas versión 2, promoviendo más sitios de nucleación para la ferrita bainítica en la primera etapa, para luego promover su crecimiento a mayor temperatura en la segunda etapa. El ciclo propuesto se muestra en la Figura 54. Para la primera etapa, se seleccionó una $T_{bi1} = 230\text{ °C}$, durante la cual las muestras estarán 5 minutos. Luego, las mismas se transfieren a un segundo baño de sales a $T_{bi2} = 330\text{ °C}$. Debido a que la primera etapa fomenta nuevos sitios de nucleación para la ferrita bainítica, es necesario evaluar nuevamente la cinética de transformación a T_{bi2} , para lo cual se realizarán austemperados isotermicos a T_{bi2} . Los tiempos seleccionados son: 5, 10, 20, 40, 60 y 80 minutos.

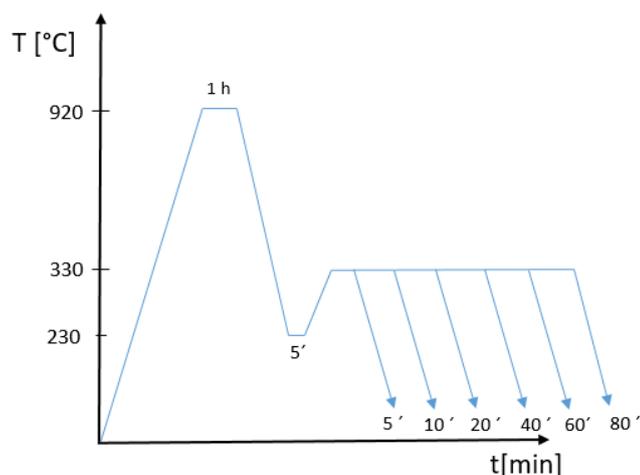


Figura 54. Ciclo de tratamiento térmico en dos etapas (Versión 2).

6.7 Resultados esperados

6.7.1 Versión 1

Para el caso de la versión 1, es decir, para $T_{bi1} > T_{bi2}$, se espera la formación de nuevos plumines de bainita en la segunda etapa, a partir de los bloques de austenita sin transformar de la primera. Esta segunda generación de bainita se formará a partir de una austenita enriquecida en carbono, en zonas aleadas y a baja temperatura, lo cual hace que sea más resistente. En consecuencia, se

espera que los nuevos plumines de bainita sean de escala nanométrica, con un espesor de placa de ~40-50 nm, similar al obtenido por Avishan (2017). También resultará en una disminución de la proporción de austenita blocky, y un aumento de austenita film con mayor %C, lo que la hace más estable.

El tratamiento térmico propuesto busca reducir la austenita blocky, principalmente en las zonas más aleadas (LTF), donde la cinética de transformación bainítica es más lenta. Entonces, aumentando t_{bi2} se pretende promover la transformación en esas áreas. Por lo tanto, es de esperar que al aumentar t_{bi2} en la segunda etapa, la microestructura contenga mayor proporción de plumines de bainita y menos cantidad de austenita retenida.

En cuanto a las propiedades mecánicas, se espera que la disminución en la cantidad de austenita blocky genere un aumento de la ductilidad y tenacidad al impacto, pero que no tenga una fuerte influencia en la tensión de rotura y la dureza. Debido a que cerca del 65 % del volumen de las muestras transforman a ferrita bainítica en la primera etapa, y a que la resistencia de estos aceros depende del tamaño de grano efectivo (efecto Hall-Petch, sección 5.3.4.6), se espera que la formación de nuevos plumines más refinados, promueva algún grado de mejora en la resistencia del acero. Además, como se observó en los antecedentes bibliográficos, será necesario evaluar la influencia del t_{bi2} , que permita obtener las mejores propiedades mecánicas.

Con relación a las propiedades tribológicas, es de esperar una mejora en la resistencia al desgaste, gracias a la mejora en las propiedades mecánicas, y también a una austenita más estable, capaz de ser sometida a mayores porcentajes de deformación, antes de transformar y luego ser desprendida como una partícula de desgaste. Además, la presencia de los micro-constituyentes dúctiles, como la ferrita y austenita, tienen una fuerte influencia en la capacidad para consumir energía durante la abrasión, más el consumo de energía asociado a la transformación de austenita en martensita por efecto de la sollicitación mecánica.

Por último, cabe destacar que esta versión de austemperado puede resultar en un tiempo de tratamiento térmico incompatible con los fines tecnológicos, ya que se espera que la cinética de transformación a T_{bi2} sea muy lenta. Esto puede ser una desventaja para la producción de piezas a escala industrial con estos aceros, por lo que será necesario evaluar este aspecto junto con la mejora en las propiedades mecánicas y tribológicas.

6.7.2 Versión 2

En el caso de la versión 2 ($T_{bi1} < T_{bi2}$), se espera una cinética de transformación más rápida en la etapa 2, debido a la generación de múltiples sitios de nucleación en la etapa 1, y a la mayor temperatura de la etapa 2. También se espera la formación de una mayor cantidad de bainita (comparado con el ciclo en 1 etapa) y, lógicamente, una disminución de la proporción de bloques de austenita. La bainita formada en este tratamiento térmico, sería similar a la formada en el ciclo en una etapa a T_{bi2} , aunque con una mayor proporción de ferrita bainítica. De esta manera, se espera que la resistencia a la tracción sea similar a la obtenida luego del ciclo en una etapa.

En cuanto a las propiedades mecánicas, si se evita la formación de martensita en T_{bi1} (sobre todo en las zonas menos aleadas, que tienen una M_s más alta), la ductilidad y tenacidad al impacto deberían mejorar, con valores similares de resistencia, tal como ocurre con la versión 1.

En cuanto a la cinética de transformación, esta versión acortaría el tiempo de transformación, lo cual es ventajoso desde el punto de vista industrial. Sin embargo, se podría dar la transformación parcial a martensita en las zonas menos aleadas a T_{bi1} , provocando un comportamiento más frágil, si se lo compara con el ciclo en una etapa.

Por último, respecto a las propiedades tribológicas, si en el austemperado a baja temperatura (T_{bil}) se forma martensita, se esperaría una buena resistencia al desgaste, particularmente para el caso de abrasión por baja presión, debido a la presencia de esta fase de alta dureza. Consecuentemente el material tendrá elevada resistencia, aunque escasa ductilidad. Por otro lado, si en el austemperado a T_{bil} no se forma martensita, se esperará menor dureza, aunque mayor ductilidad, con lo cual el material será capaz de absorber mayores deformaciones, característica clave para aumentar la resistencia por abrasión de alta presión. En términos generales, se especula una buena resistencia al desgaste, ya que por un lado se logra un refinamiento de la microestructura, lo cual aporta dureza y, por otro lado, se obtiene austenita retenida con mayor %C respecto al austemperado convencional, lo que admite mayores deformaciones. Inclusive, durante el proceso de abrasión se espera que haya endurecimiento superficial, lo que aumenta aún más la resistencia al desgaste.

7 Conclusiones

- A partir de la revisión bibliográfica realizada, se pudo ampliar el conocimiento de los aceros BLC, en lo que respecta a microestructura, propiedades mecánicas y tribológicas. También se compararon las propiedades mecánicas de los aceros BLC laminados versus colados.
- En cierta medida, se evaluó la posibilidad de producción a nivel industrial de estas piezas, estudiando la cinética de transformación y las propiedades mecánicas obtenidas. Además, las piezas fundidas no requieren buena soldabilidad, permitiendo utilizar aceros con alto contenido de carbono y, por lo tanto, de alta resistencia. Estas ventajas motivaron el desarrollo de este proyecto en aceros colados BLC, buscando la producción de piezas fundidas aptas para las industrias de la minería, construcción, agrícola, petrolera y automotriz.
- Se compararon las propiedades de los aceros colados BLC reportadas en la bibliografía, con los requerimientos de la norma ASTM A148 (Standard Specification For Steel Castings, High Strength, For Structural Purposes), observando que los aceros BLC poseen una muy buena combinación de propiedades mecánicas, y cumpliendo sobradamente los requerimientos establecidos por la norma.
- A partir de la revisión bibliográfica y de la experiencia del grupo de trabajo, se diseñaron tratamientos térmicos de austemperado en dos etapas para un acero colado, con el fin de disminuir la austenita blocky y, así, mejorar las propiedades mecánicas. Partiendo de un acero BLC austemperado en 1 etapa, con 24,5 % de austenita retenida y un espesor de placa de 97 nm, se espera obtener con el tratamiento en 2 etapas, una disminución al ~ 15 % de austenita retenida y un espesor de placa de ~ 40 nm. Esto debe resultar en un aumento significativo en la ductilidad del material y también de la tenacidad.
- En cuanto a la resistencia al desgaste, se espera que las microestructuras BLC muestren una buena respuesta, particularmente en tribosistemas que imponen una sollicitación severa sobre el material. Esto es esperable, gracias al menor contenido de austenita, pero de mayor estabilidad, lograda a través del austemperado en etapas.

8 Trabajos futuros

- Estudio de la producción a nivel industrial analizando la cinética de transformación y las propiedades mecánicas.
- Realizar los TT y caracterización.
- Probar piezas en servicio.

9 Referencias

Aceros avanzados de alta resistencia. (2019). <http://observatorio.aimme.es>

Avishan B. et al. (2017). *Two-step austempering of high performance steel with nanoscale microstructure*. Department of Materials Engineering, Azarbaijan Shahid Madani University, Tabriz, Iran. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.03.104>

Bhadeshia, H.K.D.H.; Edmonds, D.V. (1983). *Bainite in silicon steels: a new composition – property approach*. Part I. Metal Science, vol 17 (1983) - Issue 9, 411-419. <https://doi.org/10.1179/030634583790420600>

Bhadeshia, H.K.D.H.; (2015). *Bainite in steels*. CRC Taylor and Francis Group. ISBN 9781909662742

Bhadeshia-a. <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/mucg83.html>

Caballero F. G, C. García-mateo, C. Capdevila & C. García de Andrés (2007). *Advanced Ultrahigh Strength Bainitic Steels*. Materials and Manufacturing Processes, 22:4, 502-506. <https://doi.org/10.1080/10426910701236023>

Caballero F. G, J. Chao, J. Cornide, C. García-Mateo, M.J. Santofimia, C. Capdevila (2009). *Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels*. Materials Science and Engineering A, 525 (2009) 87-95, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.06.034>

Carlos Garcia-Mateo and Francisca G. Caballero (2015). Chapter 3, *Understanding the Mechanical Properties of Nanostructured Bainite*. Handbook of Mechanical Nanostructuring, First Edition. Copyright © 2015 Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, <https://doi.org/10.1002/9783527674947.ch3>

Chen, X., Li, Y. *Effects of Ti, V, and rare earth on the mechanical properties of austempered high silicon cast steel*. (2006). Metallurgical and Materials Transactions A, v.37, 3215–3220. <https://doi.org/10.1007/BF02586156>

Hsu, CH., Chuang, TL. *Influence of stepped austempering process on the fracture toughness of austempered ductile iron*. Metallurgical and Materials Transactions A, v.32, 2509–2514 (2001). <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0040-y>

Chiang J. et. al, (2011), *Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels*. Department of Mechanical and Materials Engineering, Queen's University, Kingston, Ontario, Canada K7L 3N6. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.02.032>

Changle, et al. (2020). *Microstructure evolution and wear resistance of high silicon bainitic steel after austempering*. School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology. China. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.03.003>

Dommarco, R. C.; *Desgaste por Abrasión*. Apunte de cátedra Tribología, Fac. Ingeniería, Univ. Nac. de Mar del Plata.

Dommarco, R.; Galarreta, I.; Ortíz, H.; David, P.; Maglieri, G. (2001). *The use of ductile iron for wheel loader bucket tips*, Wear, 249 100-107.

[https://doi.org/10.1016/S0043-648\(01\)00531-2](https://doi.org/10.1016/S0043-648(01)00531-2)

Das Bakshi S, P. H. Shipway, H. K. D. H. Bhadeshia. *Three-body abrasive wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite*. *Wear*, 308 (2013) 46-53,

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.09.008>

Duong, V.T., Song, Y.Y., Park, K.S., Bhadeshia, H.K.D.H.; Suh, D.W. *Austenite in Transformation-Induced Plasticity Steel Subjected to Multiple Isothermal Heat Treatments*. *Metall Mater Trans A* 45, 4201–4209 (2014). <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2405-z>

Porter, D.A.; Easterling, K.E.; (1992). *Phase transformations in metals and alloys*, 2nd edition, Chapman & Hall. Pag 334. ISBN-13: 978-0748757411

Francucci, G., Sikora, J., Dommarco, R. (2008) *Abrasion resistance of ductile iron austempered by the two-step process*. *Materials Science and Engineering A*: v.485, 1-2, (2008) 46-54.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.07.081>

Guliaev, AP (1978). *Metalografía Tomo 1*. Editorial Mir, Moscú, Rusia. Pág 256.

Guzmán, J. (2016). *Caracterización metalográfica y resistencia a la fractura inducida por hidrogeno en un acero microaleado X65 bajo Mn y alto Nb*. Tesis de grado. SOUR. Universidad Industrial de Santander.

H. Bayati, R. Elliot, G. W. Lorimer. (1995). *Stepped heat treatment for austempering of high manganese alloyed ductile iron*, *Materials Science and Technology*, v.11, 1007-1013.

<https://doi.org/10.1179/mst.1995.11.10.1007>

Hase, K., Garcia-Mateo, C., Bhadeshia, H.K.D.H., *Bimodal size-distribution of bainite plates*, *Materials Science and Engineering: A*, v.438–440 (2006) 145-148, ISSN 0921-5093,

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.12.070>

Yang, J., Putatunda, S. K. (2004). *Improvement in strength and toughness of austempered ductile cast iron by a novel two-step austempering process*, *Materials and Design*, v.25, 219-230.

<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2003.09.021>

Keough, J., Hayrynen, K. (2005). *Wear Properties of Austempered Ductile Irons*. SAE Technical Paper 2005-01-1690, <https://doi.org/10.4271/2005-01-1690>.

Leiro, A., Kankanala, A., Vuorinen, E., Prakash, B. (2011), *Tribological behaviour of carbide-free bainitic steel under dry rolling/sliding conditions*. *Wear*, v.273, 2–8,

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2011.03.025>

Krauss, G. *Solidification, segregation, and banding in carbon and alloy steels*. *Metall Mater Trans B* 34, 781–792 (2003). <https://doi.org/10.1007/s11663-003-0084-z>

Leiro, A. (2014). *Microstructure Analysis of Wear and Fatigue in Austempered High-Si Steel*.

Tesis doctoral en ciencia de materiales, Luleå University of Technology, Sweden.

[https://pure.ltu.se/portal/en/publications/microstructure-analysis-of-wear-and-fatigue-in-austempered-highsi-steels\(c64a8893-ca1f-4aad-b873-a1fb58bf1175\).html](https://pure.ltu.se/portal/en/publications/microstructure-analysis-of-wear-and-fatigue-in-austempered-highsi-steels(c64a8893-ca1f-4aad-b873-a1fb58bf1175).html)

Leiro, A., Vuorinen, E., Sundin, K.G., Prakash, B., Sourmail, T., Smanio, V., Caballero, F.G., Garcia-Mateo, C., Elvira, R. *Wear of nano-structured carbide-free bainitic steels under dry rolling–sliding conditions*, *Wear*, v.298–299 (2013) 42-47, ISSN 0043-1648,

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.11.064>

Navarro, M. J. S. (20076). *La transformación bainítica sin formación de carburos en aceros*. Tesis doctoral, Universidad Complutense de Madrid, España. ISBN: 978-84-669-2928-8

- M. Nili Ahmadabadi, T. Ohide, E. Niyama, *Effects of successive-stage austempering on the structure and impact strength of high-Mn ductile iron*, Cast Metals, 5, 2 (1992) 62-72. <https://doi.org/10.1080/09534962.1992.11819094>
- Nili Ahmadabadi, M., Niyama, E., Ohide, T., *Structural control of 1 %Mn ADI aided by modeling of microsegregation*, AFS Transactions, 103 (1995) 269-278.
- Peet, M. J., Hill, P., Rawson, M., Wood, S., Bhadeshia, H. K. D. H. (2011) *Fatigue of extremely fine bainite*, Materials Science and Technology, 27:1, 119-123, <https://doi.org/10.1179/026708310X12688283410244>
- Sherif, F. G., Garcia Mateo, C., Sourmail, T., Bhadeshia, H. K. D. H., (2004). *Stability of retained austenite in TRIP-assisted steels*, Materials Science and Technology, 20:3, 319-322, <https://doi.org/10.1179/026708304225011180>
- Putatunda, S. K., (2001). *Austempering of a silicon manganese cast steel*. Materials and Manufacturing Processes, 16:6, 743-762. <https://doi.org/10.1081/AMP-100108696>
- Tenaglia, N., (2019). *Aceros colados bainíticos libres de carburos*. Tesis doctoral en ciencia de materiales, Facultad de Ingeniería, Univ Nac de Mar del Plata.
- Tenaglia, N., Massone, J., Boeri, R. & Speer, J. (2020): *Effect of microsegregation on carbide-free bainitic transformation in a high-silicon cast steel*. Materials Science and Technology, v.36 <https://doi.org/10.1080/02670836.2020.1732076>
- Tenaglia, N., Basso, A., Massone, J. & Boeri, R. (2020-a) *Development of ultra-high strength carbide-free bainitic cast steels*, International Journal of Cast Metals Research, 33:6, 258-265, <https://doi.org/10.1080/13640461.2020.1843778>
- Valle, I., Mentxaka, A. L., Vicandi, A. G., Rodríguez, S. M., Maguregi, J. I., & Areitio, E. G. (2012). *Simulación de los ciclos de temperatura en el proceso de estampación en caliente*. XIX Congreso Nacional de Ingeniería Mecánica, Nov. 2012, Asoc Española de Ing Mec <http://www.xixcnim.uji.es/CDActas/Documentos/ComunicacionesOrales/07-12.pdf>
- X.L. Wang, K.M. Wu, F. Hu, L. Yu, X.L. Wan, (2014). *Multi-step isothermal bainitic transformation in medium-carbon steel*, Scripta Materialia, v.74 (2014) 56-59, ISSN 1359-6462, <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2013.10.019>.
- W.S. Zhou, D.Q. Zhou, S.K. Meng, *Abrasion resistance of austempered ductile iron*, Cast Metals, v.6 (1993) No.2, 69-75. <https://doi.org/10.1080/09534962.1993.11819129>.
- Wadageri C. S., Kurahatti R.V. (2019). *Influence of Two-Step Austempering Temperature and Time on Mechanical Properties of Austempered Ductile*. Advanced Science, Engineering and Medicine, v.11, N.7 (2019) 670-675(6). <https://doi.org/10.1166/ asem.2019.2388>.
- World Steel Association AISBL. (2020). <https://www.worldsteel.org/>