



Aceros colados con alto Si

Desarrollo de microestructuras
compuestas por ferrita libre y
bainita libre de carburos

19 de Julio del 2019

MORALES, Federico

Director

Dr. Ing. ALEJANDRO D. BASSO

Co-director:

Dr. Ing. NICOLAS E. TENAGLIA



Facultad de
Ingeniería



UNIVERSIDAD NACIONAL
de MAR DEL PLATA



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/).

Índice

1. Resumen	1
2. Introducción y motivación	4
3. Objetivos generales.....	7
3.1 Objetivos Particulares:.....	7
4. Revisión bibliográfica.....	8
4.1 Aceros avanzados de ultra alta resistencia.....	8
4.2 Aceros con microestructuras bainíticas libres de carburos	10
4.2.1 Bainita.....	10
4.2.2 Bainita libre de carburos (BLC)	12
4.2.3 Determinación de la cinética de transformación bainítica.....	15
4.3 Aceros “Dual Phase”	17
4.4 Aceros TRIP.....	20
4.5 Templabilidad y austemperabilidad	22
4.5.1 Métodos para determinar la templabilidad y austemperabilidad en aceros..	23
4.6 Técnica de fusión y colada.	26
4.6.1 Macro y microsegregación	27
5. Metodología experimental.....	30
5.1 Material de partida.....	30
5.2 Templabilidad y austemperabilidad	31
5.3 Cinética de transformación bainítica.....	32
5.4 Caracterización del campo bifásico	34
5.4.1 Cinética de austenización	36

5.5 Obtención de microestructura F-BLC	36
5.6 Caracterización microestructural	37
5.7 Ensayos mecánicos	38
5.7.1 Ensayos de dureza	38
5.7.2 Ensayos de tracción.....	38
6. Resultados y Discusión	40
6.1 Caracterización as-cast	40
6.2 Templabilidad y austemperabilidad.	41
6.3 Cinética de austemperizado.	43
6.4 Caracterización del campo bifásico	48
6.5 Estudio de la cinética de formación de ferrita y austenita durante el ciclo de austenizado dentro del campo bifásico.....	53
6.5.1 Influencia de la microsegregación en la distribución de fases ferrita y austenita durante el ciclo de austenizado	55
6.6 Obtención de estructuras F-BLC.	57
6.7 Propiedades mecánicas	63
6.7.1 Dureza	63
6.7.2 Propiedades en tracción	64
7. Conclusiones generales.....	72
8. Trabajos futuros.....	74
9. Bibliografía.....	75

1. Resumen

El presente trabajo final se centró en el estudio de la obtención de aceros colados de medio carbono y alto silicio con microestructuras compuestas por ferrita libre y bainita libre de carburos, principalmente realizando una caracterización de su microestructura y de sus propiedades mecánicas. Se utilizó para dicho estudio un acero cuya composición química es: 0.54% C, 2% Si, 0.64% Mn, 0.5% Cr.

Las estructuras ferríticas - bainíticas libres de carburos (F-BLC), se obtuvieron sometiendo al acero a tratamientos térmicos que incluyen, en una primera instancia, un ciclo de austenizado en el campo bifásico (austenita-ferrita) que presenta el diagrama de equilibrio Fe-C, para obtener una microestructura compuesta por ferrita proeutectoide (ferrita libre) y austenita. En este primer ciclo se obtiene la ferrita libre (F) deseada en la microestructura. Luego las muestras fueron austemperadas para transformar la austenita remanente en bainita libre de carburos (BLC).

Con el objetivo de tener un control sobre las microestructuras resultantes, se realizó un estudio que permitió determinar distintas variables del tratamiento térmico, tanto en la etapa de austenizado como en la etapa de austemperizado.

En primer lugar, se determinaron experimentalmente las temperaturas críticas A_1 y A_3 que caracterizan al campo bifásico (austenita + ferrita) del acero bajo estudio. Los resultados mostraron que dicho acero presenta un campo bifásico con un rango de temperaturas muy estrecho (aproximadamente de 40°C) debido a que el contenido de carbono se encuentra cercano al eutectoide. Las temperaturas críticas A_1 y A_3 determinadas fueron 780°C y 810°C respectivamente. Para la obtención de las microestructuras ferrítico-bainíticas libres de carburos, las temperaturas de austenizado seleccionadas fueron 784°C, 792°C y 800°C, obteniendo un porcentaje de ferrita libre de equilibrio de aproximadamente de 18%, 11% y 4% respectivamente. Para la temperatura de 784°C, se realizó un estudio para determinar la cinética de austenizado. De esta manera se logró conocer, para una determinada temperatura dentro del campo bifásico, el tiempo mínimo necesario de permanencia isotérmica para poder lograr microestructuras con porcentajes de fases (ferrita y austenita) de equilibrio. El tiempo mínimo de cinética de austenizado determinado fue de 180 minutos.

Otro estudio realizado fue el referido a la cinética de transformación de la bainita libre de carburos. Partiendo de una microestructura completamente austenítica, se determinó el tiempo mínimo de transformación para el cual la misma se detiene, es decir, la proporción de austenita y ferrita bainítica permanece constante en el tiempo. El

estudio fue realizado mediante el seguimiento de la cantidad de austenita retenida medida por difracción de rayos X en función del tiempo. Se utilizaron dos temperaturas de austempering, 280°C y 330°C, obteniendo tiempos de transformación críticos de 240 y 120 minutos respectivamente.

Una vez determinados todos los parámetros de tratamiento térmico, se procedió a obtener las estructuras F-BLC. Luego de dichos tratamientos, se logró con éxito la obtención de las microestructuras buscadas alcanzando distintos porcentajes de ferrita libre y bainita libre de carburos de distintas temperaturas.

La caracterización de las microestructuras F-BLC permitió observar que en las estructuras coladas, durante la etapa de austenizado la fase ferrítica nuclea y crece principalmente en las últimas zonas en solidificar o "LTF" ("Last To Freeze"). Esto se debe a que estas zonas son ricas en elementos de aleación, especialmente Si y Cr, que son elementos alfégenos. La heterogeneidad química es una consecuencia de la microsegregación de los distintos elementos aleantes durante la solidificación y es la principal característica de las piezas coladas.

Asimismo, se caracterizó la templabilidad y la austemperabilidad del acero mediante el ensayo Jominy. Se logró establecer que el diámetro crítico ideal del acero es de 55 mm; mientras que los diámetros críticos para las temperaturas de austemperizado fueron de 12 mm y 14 mm para las temperaturas de 330°C y 280°C, respectivamente.

Luego se determinaron las propiedades mecánicas de las estructuras F-BLC mediante ensayos de tracción y dureza. La tensión de rotura osciló entre los 1000 MPa y los 1150 MPa; el límite elástico varió entre los 800 MPa y los 1000 MPa; la elongación máxima a la rotura obtenida osciló entre 7% y el 21%. Además, la dureza de las distintas variedades microestructurales fue de entre 337 HB y 477HB. Las variaciones observadas en las propiedades mecánicas se deben a la presencia de distintas cantidades de ferrita proeutectoide y las temperaturas de austemperado implementadas.

Por otro lado, se realizó una comparación de los resultados obtenidos de los ensayos de tracción y dureza entre las estructuras F-BLC y BLC. Estas últimas poseen valores superiores en lo que respecta a la tensión de rotura y del límite elástico, pero con elongación por debajo de las mencionadas anteriormente.

Se observó que las temperaturas de los distintos tratamientos térmicos influyen marcadamente sobre las propiedades mecánicas. A una mayor temperatura de austemperizado, la elongación aumenta y los valores de tensión de rotura disminuyen.



Por su parte, la disminución de la temperatura del austenizado provoca una mayor deformación a la rotura, debido al incremento de ferrita presente en la microestructura.

Los resultados preliminares de este estudio relevan la posibilidad de obtener satisfactoriamente estructuras F-BLC en aceros colados a pesar de la microsegregación de elementos de aleación presente en su microestructura. Por su parte, las mejores combinaciones de propiedades mecánicas se obtuvieron realizando tratamientos térmicos con una baja temperatura de austenizado y una alta temperatura de austemperado. Para las variables analizadas en el presente trabajo, la mejor combinación de resistencia y ductilidad se logró con un tratamiento a 784°C – 330°C, respectivamente. Este tratamiento térmico permitió obtener microestructuras F-BLC con aproximadamente 18% de ferrita libre.

Se espera que los resultados obtenidos promuevan nuevas investigaciones en el campo y favorezcan el desarrollo de aplicaciones prácticas eficientes.

2. Introducción y motivación

En el último tiempo se produjeron grandes avances en lo que respecta al estudio de los diferentes tipos de aceros, debido a que continuamente las industrias buscan materiales más resistentes y de menor costo. Así se ha arribado al desarrollo de una familia de aceros denominada “aceros avanzados de alta y ultra alta resistencia” (AHSS) que incluye: aceros microaleados (HSLA - “High Strength Low Alloy”), aceros bainíticos libres de carburos (BLC), aceros Dual Phase, aceros TRIP (“Transformation Induced Plasticity”), y aceros Q&P (“Quenched and Partitioned”), entre otros. Estos aceros al ser procesados bajo distintos tratamientos térmicos o termomecánicos resultan en diversas microestructuras con diferente comportamiento mecánico.

La variedad de composiciones químicas y parámetros de procesamiento posibles llevan a que, a pesar de los avances logrados en las últimas décadas, sigan existiendo familias de aceros en continuo estudio.

Una de las familias de aceros de actual desarrollo a nivel mundial es la de los aceros con microestructura mixta “Dual Phase (DP)”. Se trata de aceros de bajo carbono, aleados típicamente con manganeso y silicio, que poseen una matriz ferrítica con distintas fracciones de fase martensítica y/o bainítica. La ferrita es generalmente continua aportando una excelente ductilidad, mientras que la martensita o bainita aportan dureza y resistencia mecánica. Cuando estos aceros se conforman, la deformación se concentra en la fase ferrítica blanda, generando así una alta tasa de endurecimiento por deformación. Esto, sumado a una excelente deformabilidad, provee a estos aceros de una mayor resistencia a la tracción que aceros convencionales con similar límite elástico.

El ciclo de tratamientos térmicos implementados para lograr la estructura dual phase consta de un primer austenizado parcial, donde se obtiene una microestructura compuesta por austenita y ferrita proeutectoide, seguido de un enfriamiento rápido para transformar la austenita en martensita o bainita. Esta segunda etapa del tratamiento corresponde a la de un ciclo de temple o austemperizado, dependiendo de cuál sea la segunda fase buscada.

La microestructura obtenida y las cantidades relativas de las dos fases intervinientes depende de diversos parámetros: la temperatura de austenizado, alcanzando distintos porcentajes de ferrita libre en función de la temperatura seleccionada; la temperatura de austemperizado en el caso de buscar obtener una segunda fase bainítica; la velocidad de enfriamiento; el tiempo de permanencia a las diferentes temperaturas; entre otros.

Otro tipo de aceros en creciente desarrollo son los aceros con microestructura bainítica libre de carburos. La misma está compuesta por distintas cantidades de ferrita bainítica y austenita retenida. La ausencia de carburos que forman parte de la bainita tradicional se logra mediante la adición de elementos aleantes a la composición química del acero (principalmente silicio). Ha sido reportado que la ausencia de estos carburos mejora en gran medida las propiedades de la fase bainítica, especialmente su tenacidad.

Los aceros con microestructuras BLC se obtienen mediante un tratamiento térmico de austemperizado, cuyos parámetros son definidos en función del tipo de acero y las propiedades mecánicas deseadas. Estas microestructuras han mostrado interesantes propiedades mecánicas entre las que se destacan la elevada combinación de resistencia y ductilidad o tenacidad.

En los últimos años también se han desarrollado aceros con microestructuras dual phase, pero compuestos por ferrita libre y BLC (F-BLC). Algunas estructuras F-BLC han mostrado superiores propiedades mecánicas respecto a las 100% BLC, destacándose por una excelente combinación de resistencia y capacidad de deformación. Estas propiedades han llevado a utilizar este tipo de aceros para la fabricación de partes de automóviles, por ejemplo en piezas de suspensión.

En línea con el desarrollo de aceros con estructuras F-BLC, en el presente trabajo se estudió la posibilidad de obtener este tipo de microestructuras a partir de un acero colado de medio carbono, alto silicio y bajo contenido de aleantes. Existen varios trabajos reportados en la literatura sobre estos tipos de aceros con estructuras F-BLC; sin embargo, no se han llevado a cabo estudios partiendo de material colado. Las piezas coladas presentan muchos defectos, entre los que se destaca la segregación de elementos químicos que ocurre durante la solidificación, lo que provoca que el material presente heterogeneidad química. Teniendo en cuenta que las transformaciones en estado sólido son altamente dependientes de la composición química, resulta interesante estudiar el efecto de la microsegregación en la morfología y distribución de fases presentes en la microestructura mixta F-BLC que se desea obtener.

Por otro lado, este trabajo forma parte de un proyecto llevado a cabo en la División Metalurgia de INTEMA (DMI) que busca desarrollar piezas coladas con distintas variantes de microestructuras BLC. Hasta el momento, los desarrollos alcanzados resultaron en aceros BLC con alta resistencia mecánica (1600 MPa de tensión de rotura) y valores medios o bajos de ductilidad (12% de elongación total). Es por ello que se planteó el desarrollo de aceros con mayor ductilidad mediante la obtención de microestructuras F-BLC, ya que la incorporación de ferrita libre debería conferirle una mayor ductilidad a la microestructura. Se considera de suma importancia estudiar,



entender y relacionar distintos aspectos de las microestructuras obtenidas con las propiedades mecánicas resultantes.

3. Objetivos generales

En primer lugar, por medio del presente trabajo se pretendió que el alumno profundice conocimientos sobre metalurgia y en particular sobre metalurgia de aceros colados, tratamientos térmicos, transformaciones en estado sólido y propiedades mecánicas. Por otro lado, se buscó la integración personal del alumno 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, tanto en lo referido a disponibilidad de medios económicos como técnicos, y conocimiento de las dificultades propias de la integración a un grupo de trabajo en el que participan técnicos y profesionales.

Por último, se buscó mejorar el conocimiento general de los aceros colados con microestructura mixta, consistente en ferrita proeutectoide y bainita libre de carburos, con la finalidad de lograr piezas coladas de alta performance con bajo costo de producción.

3.1 Objetivos Particulares:

Se plantearon los siguientes objetivos particulares:

- Realizar una caracterización microestructural del acero bajo estudio en su estado bruto de colada (as cast).
- Caracterizar la templabilidad y austemperabilidad del acero, con el fin de determinar el máximo tamaño de pieza que puede ser satisfactoriamente tratado térmicamente, obteniendo una microestructura bainítica libre de carburos en todo el volumen de la pieza.
- Estudiar la cinética de transformaciones en estado sólido de los tratamientos intervinientes en el desarrollo de las estructuras F-BLC. Definir variables de tratamiento térmico, tales como temperaturas y tiempos de austenizado y austemperizado que permitan obtener las microestructuras deseadas.
- Ejecutar los tratamientos térmicos y caracterizar las microestructuras resultantes.
- Realizar una caracterización mecánica de las microestructuras F-BLC obtenidas mediante ensayos de tracción y dureza.

4. Revisión bibliográfica

4.1 Aceros avanzados de ultra alta resistencia

El acero es sin dudas uno de los materiales más utilizados y antiguos del mundo. Las investigaciones que se han llevado a cabo a lo largo de décadas sobre el mismo han permitido obtener aleaciones con una muy extensa gama de propiedades mecánicas, corrosivas, de resistencia a la temperatura, etc. Sin embargo, su estudio en la actualidad sigue siendo muy importante debido a la necesidad de desarrollar mejores aleaciones y reducir los costos de producción.

Como resultado de años de investigación, se ha desarrollado una familia de aceros de alta resistencia que reciben el nombre de AHSS (Advanced High Strength Steels). Estos se caracterizan por tener microestructuras y propiedades que permiten cumplir con diversos requerimientos funcionales que presentan los distintos componentes utilizados en la industria [1].

La principal característica de estos aceros es que, comparados con los aceros convencionales, tienen una mayor capacidad de endurecimiento por deformación o deformabilidad. Esta capacidad de endurecimiento por deformación permite aumentar la resistencia mecánica y la tenacidad de la pieza de acero, no sólo sin reducir su conformabilidad sino incluso aumentándola al resistir mejor la estricción localizada durante su conformado. Esto se contrapone a los aceros convencionales en los cuales un aumento de su resistencia implica generalmente una disminución de su tenacidad y ductilidad.

Las propiedades de los AHSS se consiguen gracias a la combinación controlada de fases estables y metaestables en una microestructura con una morfología de fases fina. Los aceros de ultra alta resistencia son aceros que tienen una microestructura formada por diferentes fases en dominios muy pequeños: pueden contener ferrita, martensita, bainita y austenita retenida en cantidades variadas [2].

Dentro de la familia de los aceros 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 HeatTreatable (PFHT), aceros bainíticos libres de carburos (BLC) y los Quenched and Partitioned (QyP). Cada uno de estos aceros es procesado mecánica y térmicamente para obtener microestructuras singulares que resultan en distintas propiedades mecánicas. Las mismas se presentan esquemáticamente en la **Figura 4.1**

donde se observan diferentes combinaciones de ductilidad y resistencia mecánica que cada familia de aceros puede alcanzar.

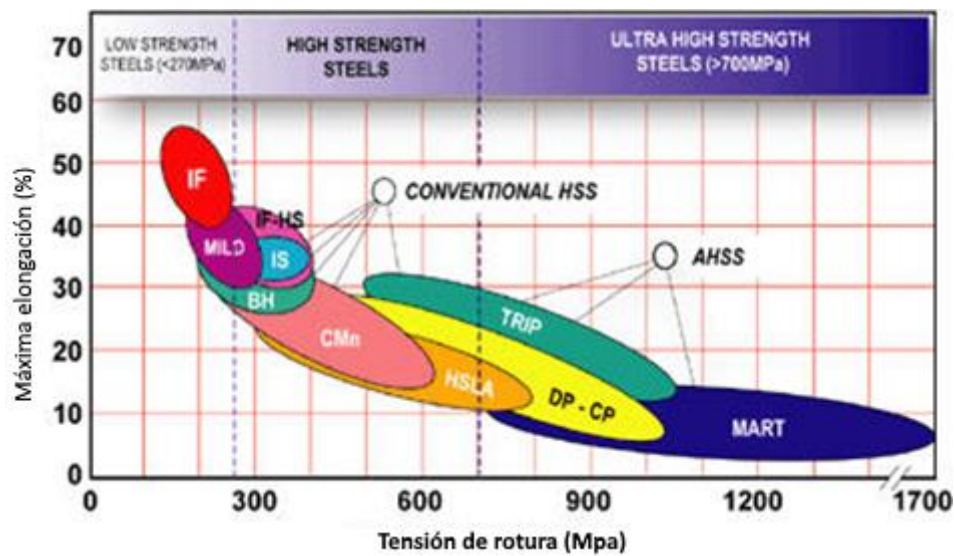


Figura 4.1 Relación de resistencia (MPa) y alargamiento (%) para distintos tipos de aceros [3].

Una de las industrias más comprometidas con el desarrollo de AHSS es la industria automotriz, que busca mejorar de forma continua la seguridad y reducir los niveles de consumo de combustible, para cumplir con las nuevas normas medioambientales. Por ejemplo, los AHSS son especialmente promisorios en la fabricación de carrocerías para automóviles dada su resistencia al impacto. A modo de ejemplo, la **Figura 4.2** muestra los distintos tipos de acero utilizados en un vehículo de la marca Volkswagen [4].

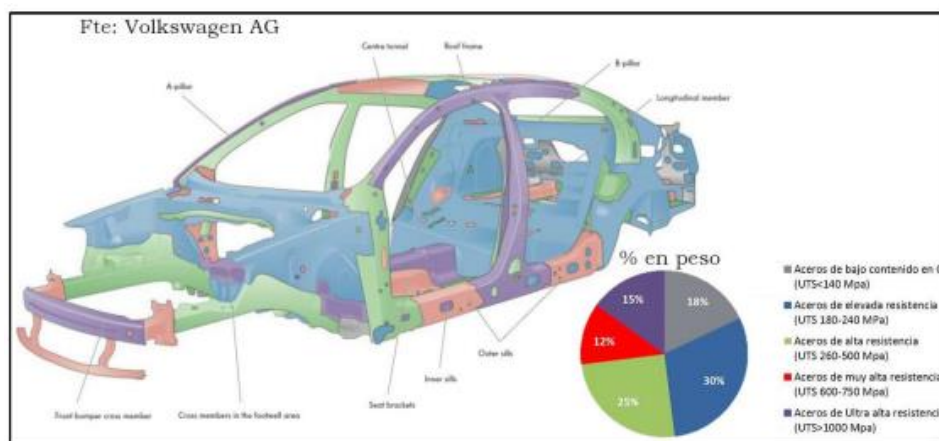


Figura 4.2 Tipo de aceros utilizados para la carrocería de un vehículo [4].

4.2 Aceros con microestructuras bainíticas libres de carburos

4.2.1 Bainita

La bainita es una mezcla de ferrita, generalmente en forma de placas, y carburos (cementita), que se forma a temperaturas intermedias entre la de la perlita y la martensita. Esta estructura se obtiene mediante la implementación de un tratamiento térmico denominado austemperizado (o austempering). El mismo consta de una austenización por encima de la temperatura A_3 durante un tiempo que permite asegurar una transformación completa a austenita. Luego, se procede a un enfriamiento rápido y a un ciclo isotérmico entre la temperatura B_s y la M_s (temperatura de inicio de la transformación bainítica y martensítica respectivamente) durante un tiempo suficiente para que se produzca la transformación de la austenita en bainita [5].

En la **Figura 4.3** se muestra un esquema de las curvas TTT (Temperatura, Tiempo, Transformación) de un acero eutectoide al que se le superpone un esquema de un tratamiento térmico de austemperizado (línea verde). Tratamientos por encima de B_s resultan en microestructuras con perlita, mientras que la realización de ciclos térmicos por debajo de M_s resulta en la formación de martensita. Ambas fases son indeseadas ya que afectan negativamente las propiedades mecánicas de la bainita.

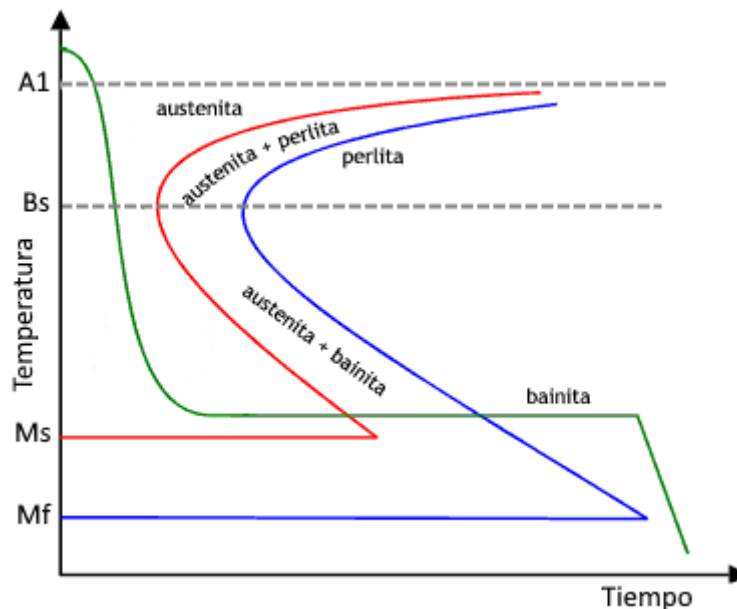


Figura 4.3 Esquema del tratamiento térmico utilizado en un acero eutectoide para la obtención de la bainita.

La transformación bainítica es quizás la menos comprendida de todas las que sufre el acero debido a la cantidad de morfologías que presenta y a los distintos

mecanismos de transformación de cada una de ellas. Sin embargo, se pueden diferenciar claramente dos tipos de bainita. A relativamente altas temperaturas de transformación se obtiene la bainita superior, constituida por placas de ferrita bainítica y cementita con morfología de láminas delgada con orientación paralela a la dirección de crecimiento de la ferrita. La bainita inferior se obtiene a menores temperaturas de transformación donde la difusión del carbono es muy limitada. Como consecuencia de esto, parte del carbono queda atrapado dentro de las placas ferríticas precipitando en forma de carburos. La **Figura 4.4** muestra un esquema de ambas variantes de la bainita.

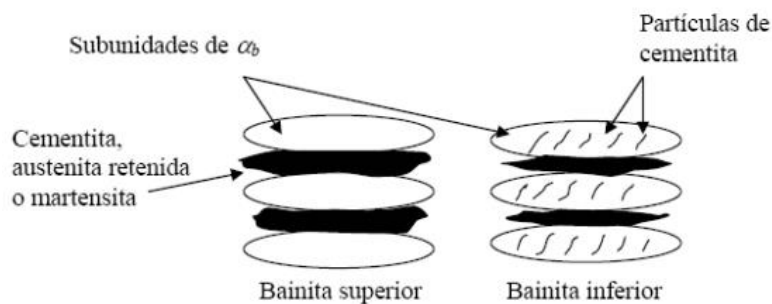


Figura 4.4 Esquema de la bainita superior e inferior [5].

El mecanismo de transformación para la generación de las placas ferríticas a partir de austenita se da en condiciones de paraequilibrio, donde sólo hay difusión de carbono. La ferrita nuclea y crece a partir de la austenita mediante la reacomodación de los átomos en la estructura, pasando de una red cristalina FCC (austenita) a BCC (ferrita). Una vez que las placas de ferrita han nucleado y crecido, el carbono difunde hacia la austenita residual, enriqueciéndola. Luego, a partir de la austenita enriquecida se produce la precipitación de cementita.

La transformación continúa mediante la nucleación y crecimiento de las nuevas placas de ferrita, mientras la austenita circundante aumenta progresivamente su contenido en carbono. Generalmente las placas de ferrita crecen en las puntas de las placas previamente formadas, dando lugar a un conjunto de placas interconectadas tridimensionalmente que comparten una orientación cristalográfica, denominado pluma o plumín de bainita.

La **Figura 4.5** muestra las curvas de energía libre para las fases austenita y ferrita en función del contenido de carbono para una determinada temperatura. En el gráfico también se anexan las curvas correspondientes a A_1 , A_3 y T_0 . La línea T_0 define la concentración de carbono para la cual la austenita y la ferrita poseen la misma energía libre.

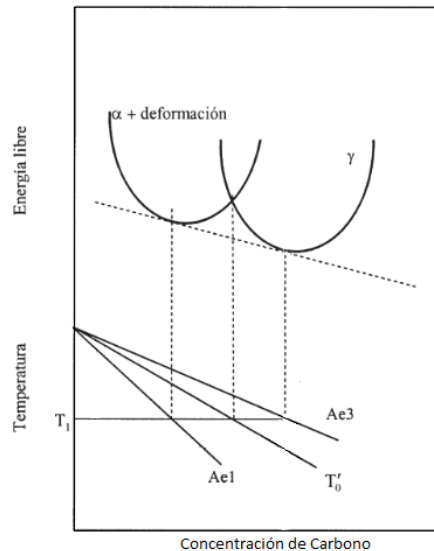


Figura 4.5 Energía libre y Temperatura en función de la concentración de Carbono [6].

La transformación bainítica ocurrirá siempre y cuando la concentración de carbono en la austenita no supere la determinada por la curva T_0 . A partir de este momento no hay fuerza impulsora para la transformación de austenita en ferrita generando así que la reacción se detenga [5].

4.2.2 Bainita libre de carburos (BLC)

4.2.2.1 Microestructura

La cementita presente entre las placas de ferrita bainítica en los aceros bainíticos convencionales perjudica enormemente la tenacidad y ductilidad del material. Es por ello que por muchos años estos aceros no fueron demasiado utilizados, dado que se lograba una mejor performance con los aceros templados y revenidos [7].

El descubrimiento de que ciertos elementos aleantes, como el silicio o el aluminio, son capaces de retardar la precipitación de esta cementita ha sido crucial en el desarrollo de nuevos aceros bainíticos con microestructuras libre de carburos. De esta manera se ha logrado mostrar una superior performance en cuanto a las propiedades mecánicas del material.

La transformación de austenita a bainita libre de carburos comienza de la misma manera que en el caso de formación de bainita convencional (ferrita bainítica + carburos). La transformación de austenita a las placas de la ferrita bainítica se da mediante una transformación displaciva. La transformación comienza con la nucleación de subunidades de ferrita bainítica en borde de grano austenítico. Continúa luego con

el crecimiento de estas subunidades hasta alcanzar un tamaño determinado. La acumulación de tensiones entre la ferrita bainítica y la austenita circundante es la que impone un límite al crecimiento de las subunidades de ferrita bainítica.

Luego de su nucleación y crecimiento, las subunidades de ferrita bainíticas expulsan carbono, el cual difunde hacia la austenita circundante enriqueciéndola. La transformación continúa hasta que la concentración de C en la austenita sea la correspondiente a la estipulada en la curva T_0 (**Figura 4.5**).

A partir de esta instancia, en un acero bainítico convencional se produciría la precipitación de cementita a partir de la austenita enriquecida en carbono. Sin embargo, la presencia de un elevado contenido de silicio en la composición química de los aceros, mayor a 1,5%, genera la inhibición de la precipitación de la cementita que presenta típicamente la bainita. Esto produce un continuo enriquecimiento de carbono de la austenita, lo que disminuye considerablemente la temperatura M_s (temperatura de inicio de la transformación martensítica). Si el grado de enriquecimiento de carbono es suficiente para que M_s quede por debajo de la temperatura ambiente, la microestructura final luego del tratamiento térmico de austemperizado presentará austenita retenida. Es relevante aclarar que si bien la formación de cementita en aceros de alto silicio no es inhibida completamente durante la transformación bainítica, se retrasa de forma considerable dando lugar a microestructuras libres de carburos [5].

La austenita retenida en microestructuras bainíticas de aceros ricos en silicio se puede encontrar con dos morfologías distintas: tipo 'film' y en forma de bloques (austenita Blocky). La primera se encuentra entre las placas de ferrita bainítica, mientras que la segunda morfología se localiza entre las plumas de ferrita bainítica [7]. Es importante destacar que la concentración de carbono en la austenita residual tipo film es mayor que la que se encuentra en forma de bloques, debido a su menor tamaño. En la **Figura 4.6** se puede observar un esquema de los dos tipos de austenita presente en la BLC [5].

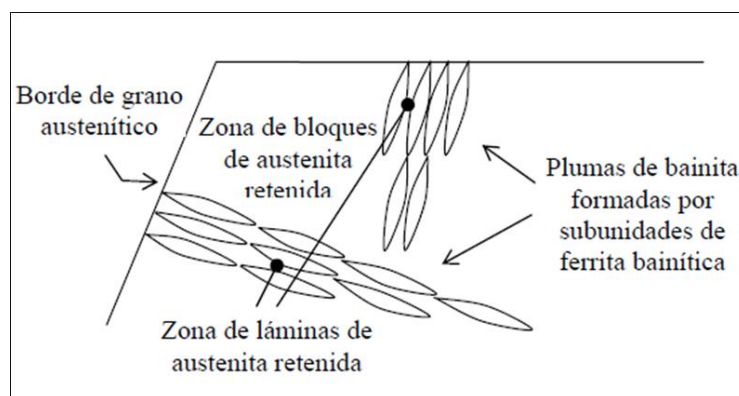


Figura 4.6 Esquema de la bainita libre de carburos [5].

La microestructura bainítica libre de carburos es muy dependiente de los parámetros de tratamiento térmico. Dentro del intervalo de temperaturas de transformación bainítica, limitado por B_s y M_s , a altas temperaturas se obtienen microestructuras más gruesas y con mayor proporción de austenita retenida. Por otro lado, a bajas temperaturas de transformación, se obtienen microestructuras más refinadas y con una mayor proporción de ferrita bainítica [5, 8].

Además, para una determinada temperatura, el tiempo de permanencia durante el ciclo de austemperado también define muchos aspectos microestructurales. Si el tiempo es muy corto, hay poca formación de ferrita bainítica y poco enriquecimiento de la austenita residual. En consecuencia, es posible que haya un porcentaje de austenita poco enriquecida en carbono que eventualmente se transformará en martensita durante el enfriamiento final hasta la temperatura ambiente. En contrapartida, si el tiempo de austemperado es excesivamente largo, posiblemente comience la precipitación carburos a partir de la austenita, produciendo una microestructura indeseada.

La **Figura 4.7** presenta dos microestructuras BLC. En la **Figura 4.7a** se observa una imagen TEM, donde se muestran placas de ferrita bainítica (α_b) y austenita retenida tipo film en forma de láminas, ubicada entre dichas placas. Por otro lado, en la **Figura 4.7b** se muestra una micrografía obtenida con SEM donde se aprecian también los bloques de austenita blocky.

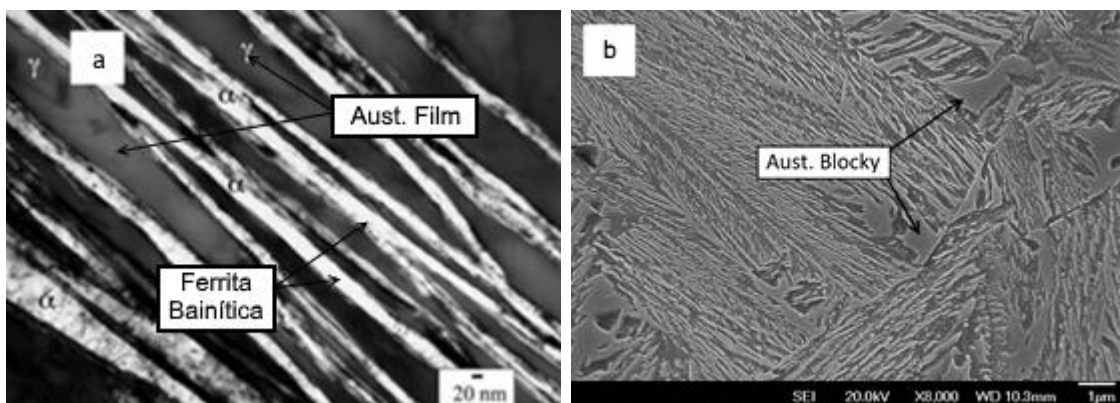


Figura 4.7 Micrografías a distintos aumentos de la estructura de la bainita libre de carburos. a) placas de ferrita bainítica con austenita retenida tipo film [9] b) bloques de austenita retenida.

4.2.2.2 Propiedades mecánicas

Las microestructuras bainíticas libres de carburos muestran una excelente combinación de resistencia y tenacidad, como consecuencia de la mezcla ultra fina de

fases (ferrita bainítica y austenita retenida). Sin embargo, para lograr las propiedades mecánicas deseadas, es necesario realizar un correcto diseño de tratamiento térmico.

Generalmente, los tratamientos realizados a relativa alta temperatura dan lugar a microestructuras con menor resistencia mecánica y mayor ductilidad. Por el contrario, a menores temperaturas presenta mayor resistencia y menor ductilidad dado el refinamiento de las fases presentes en la microestructura.

Variando la temperatura de austemperizado y la composición química de los aceros, se han logrado obtener interesantes combinaciones de propiedades mecánicas. Los valores de resistencia a la rotura alcanzados van desde 1.5 GPa hasta los 2.2 GPa. Por su parte, el límite elástico oscila entre 1.0 GPa y 1.8 GPa, mientras que la dureza se mantiene entre 500 HV y 700 HV. En lo que respecta a la elongación máxima que se pueden alcanzar, estos valores oscilan desde un 1% hasta un 30%. Estas propiedades son excelentes y comparables con las encontradas con otros aceros como los TRIP o Maraging que son mucho más caros [10-14]. En la **Figura 4.8** se observa las propiedades mecánicas de los aceros BLC en comparación con otros tipos de aceros de la familia AHSS.

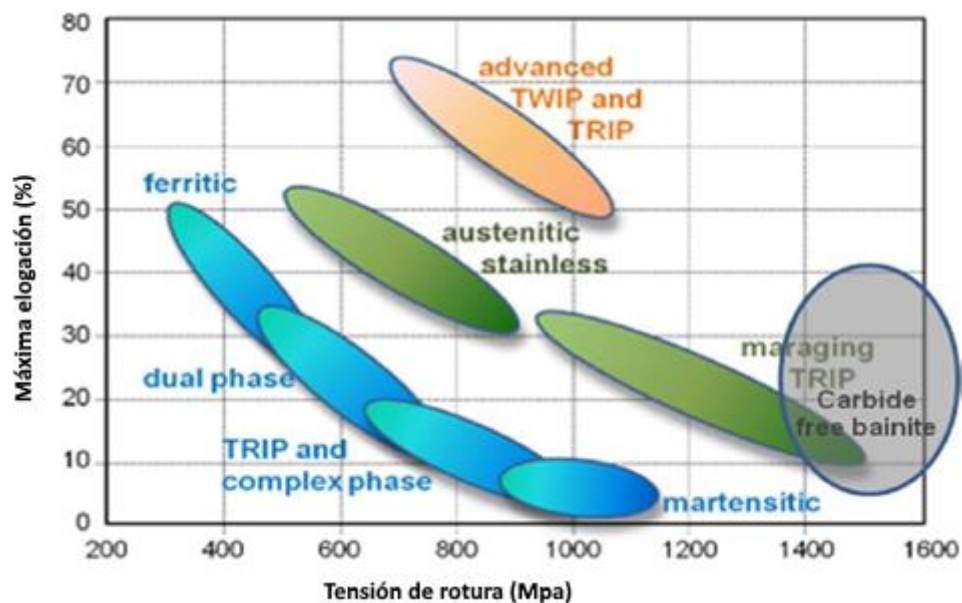


Figura 4.8 Comparación de las propiedades mecánicas de microestructuras formadas por ferrita bainítica y austenita retenida, aceros martensíticos de baja aleación templados y revenidos (TR) y aceros maraging.

4.2.3 Determinación de la cinética de transformación bainítica.

La determinación de la cinética de transformación bainítica implica determinar el tiempo necesario de austempering que permita obtener la microestructura deseada.

Existen varias maneras de realizar el seguimiento de una transformación en estado sólido: evolución microestructural, cambios volumétricos, cuantificación de fases, entre otros. En el caso de la transformación bainítica, la técnica más utilizada consiste en realizar un seguimiento mediante la medición del cambio volumétrico de una probeta producido por la transformación de austenita en ferrita bainítica. Esta metodología se lleva a cabo utilizando dilatometría de alta resolución. Para ello, una probeta del acero de interés es sometida a un tratamiento de austemperizado dentro de un dispositivo denominado dilatómetro, el cual permite registrar la variación volumétrica y la temperatura de la probeta en función del tiempo. Como es sabido, la formación de ferrita bainítica a partir de austenita implica un cambio de volumen. Es posible entonces determinar el tiempo de fin de transformación como aquel a partir del cual la variación volumétrica es nula. Una curva típica obtenida mediante análisis de dilatometría se muestra en la **Figura 4.9a**, en la cual se marca el fin de transformación cuando el cambio volumétrico llega a un plateau. Las ventajas más destacadas de este método son la alta resolución para determinar cambios volumétricos en la probeta, la poca inercia térmica y la facilidad de realizar el seguimiento de la transformación bainítica utilizando una única probeta haciendo a este método muy rápido y confiable [15].

Otra de las maneras de determinar la cinética de transformación es mediante la variación de la dureza en función del tiempo. Este método fue reportado por Miihkinen en 1987 y requiere de tratamientos de austemperizado interrumpidos. La curva de dureza en función del tiempo de tratamiento muestra un máximo cuando el tiempo de austemperizado es cero, pues se tiene una microestructura con máxima cantidad de martensita. A medida que avanza la reacción la microestructura presenta menor cantidad de martensita y su dureza cae. El seguimiento de la transformación mediante ensayos de dureza permite obtener el tiempo a partir del cual las microestructuras no poseen martensita.

También es posible estudiar la cinética de transformación bainítica mediante la evolución de la fracción de austenita retenida en el tiempo. Este procedimiento se realiza mediante tratamientos térmicos de austempering interrumpidos y, por ejemplo, difracción de rayos X (DRX) para determinar la fracción de austenita retenida en las microestructuras. Un esquema de la evolución de la cantidad de austenita retenida en función del tiempo se muestra en la **Figura 4.9b**. El gráfico muestra que es posible determinar el tiempo en el cual la transformación bainítica se detiene como aquel a partir del cual el porcentaje de austenita retenida en la microestructura no varía en el tiempo. Este método es indirecto ya que en vez de hacer un seguimiento de la formación de

ferrita bainítica, como en el caso de ensayos de dilatometría, se estudia la evolución de austenita retenida en el tiempo.

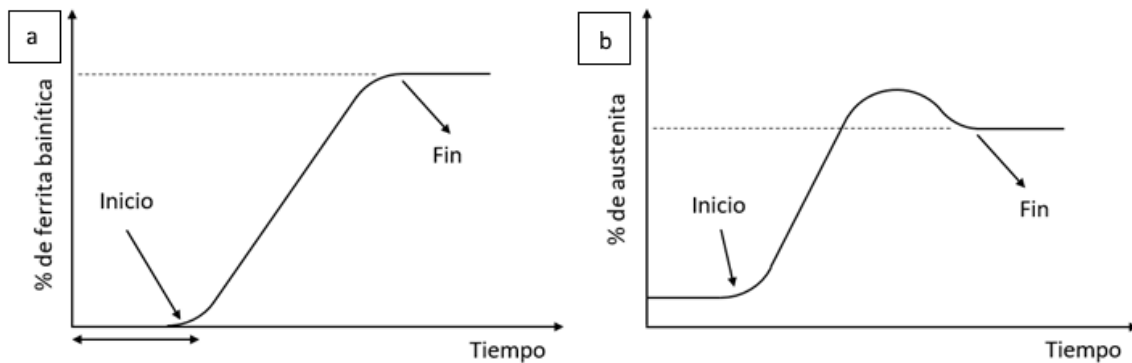


Figura 4.9 Distintos métodos para estudiar la cinética de transformación bainítica: a) curvas de dilatometría, b) evolución de austenita retenida.

4.3 Aceros “Dual Phase”

Los aceros “dual phase” poseen una microestructura compuesta por ferrita proeutectoide y cantidades variables de martensita y/o bainita. La ferrita es generalmente continua aportando ductilidad, mientras que la martensita o bainita se encuentran generalmente dispersas y aportan dureza y resistencia mecánica. En la **Figura 4.10** se puede observar en forma esquemática una microestructura típica de los aceros “dual phase” [16].

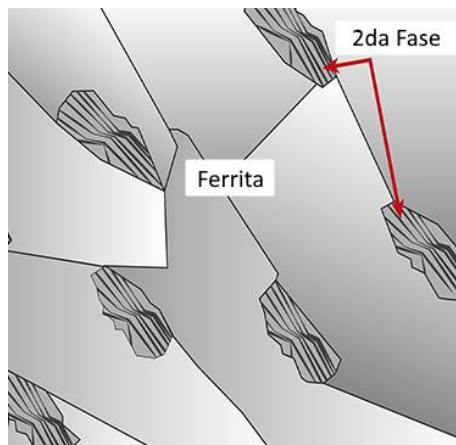


Figura 4.10 Diagrama esquemático de la distribución de constituyentes en un tipo de acero dual phase.

Para obtener este tipo de microestructura se requiere un tratamiento térmico en dos etapas. La primera consiste de un austenizado parcial. La segunda implica un proceso de templeado para formar martensita, o de austemperado en el caso que se

quiera obtener bainita. En la **Figura 4.11** se muestra el tratamiento térmico utilizado para la obtención de estos aceros. Del lado izquierdo se observa el diagrama de fases Fe-C en donde se ve: la temperatura de comienzo y finalización de la transformación martensítica (M_s y M_f respectivamente), el campo bifásico (ferrita-austenita) y una temperatura T_1 de austenizado dentro de dicho campo, para una concentración de carbono "x". Luego del austenizado parcial, la microestructura está compuesta por ferrita proeutectoide y austenita, siendo la proporción de estas fases dependiente de la temperatura de austenizado. En el gráfico de la derecha se aprecia un esquema del diagrama de TTT, donde se detalla el segundo paso del tratamiento térmico implementado, en este caso un temple, en el que la austenita residual transforma a martensita.

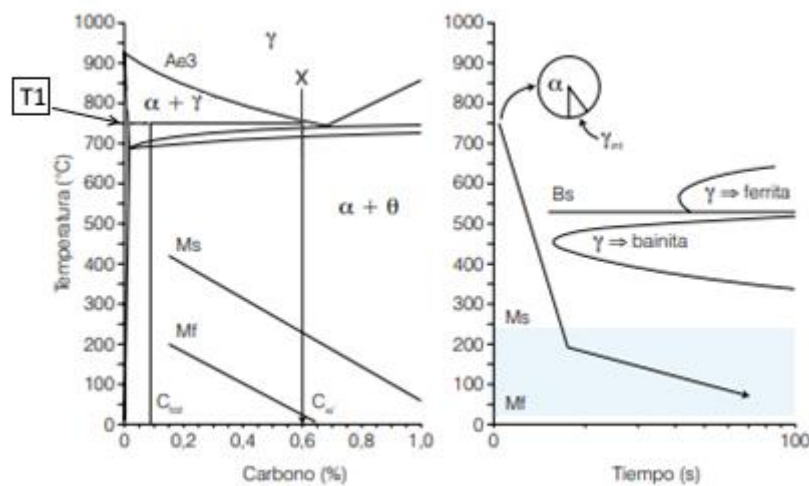


Figura 4.11 Diagrama del Fe-C, junto con un esquema del tratamiento utilizado para la obtención de aceros bifásicos.

En la **Tabla 4.1** se observan valores de propiedades mecánicas típicas para los aceros dual phase y una comparación con las propiedades del acero SAE 1045 laminado en frío y en caliente [2]. Los aceros con estructura dual phase poseen similares valores en lo que refiere al límite elástico y la resistencia máxima; sin embargo, estos aceros poseen una mayor elongación a la rotura, lo cual es una ventaja respecto del acero 1045.

Tabla 4.1 Propiedades mecánicas típicas para aceros bifásicos laminados en caliente y en frío [2].

Acero	Límite elástico (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Elongación (%)
DP300/500	300	500	30-34
DP350/600	350	600	24-30
DP400/700	400	700	19-25
SAE 1045 (laminado en caliente)	310	565	16
SAE 1045 (laminado en frío)	531	627	12

Gracias a las muy buenas propiedades mecánicas obtenidas y el sencillo tratamiento térmico que se debe implementar para conseguir la microestructura, los aceros dual phase resultan muy aptos para implementarlo en distintas aplicaciones. Como se dijo anteriormente, la industria automotriz es una fuerte impulsora de los aceros AHSS y en particular de estos aceros. Se los puede apreciar en distintas componentes de los autos como la carrocería, los bulones de alta resistencia, entre otros componentes. La implementación de esta familia de aceros va en aumento con el paso del tiempo. La **Figura 4.12** describe de qué manera aumentaría su implementación en la industria automotriz norteamericana y cuál es la proyección a futuro de su uso [17].

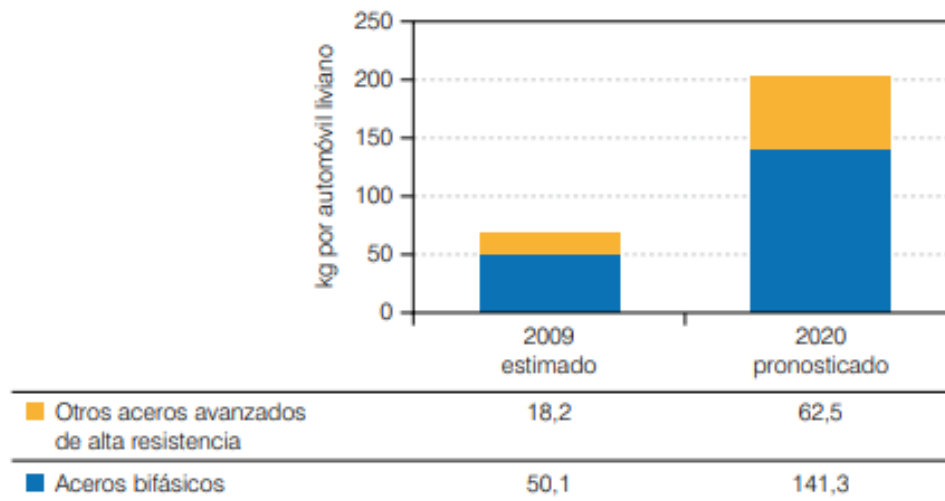


Figura 4.12 Pronóstico de consumo de aceros dual phase y otros de AHSS en la industria automovilística norteamericana para el año 2020 [17].

4.4 Aceros TRIP

El concepto TRIP (transformation-induced plasticity o plasticidad inducida por transformación) fue descrito por Zackay en los años 60, donde demostró que los aceros austeníticos con alto contenido de aleantes presentaban altos valores de ductilidad y formabilidad, debido a que durante la deformación del material la austenita transformaba a martensita. Sin embargo, a pesar de ser un trabajo novedoso, este tipo de aceros tuvo poco éxito hasta que se utilizó el concepto TRIP en chapas de acero de bajo carbono para la industria automotriz. En este caso se utilizaron aceros de mucho menor contenido de aleantes (0.3 %C, 1 %Mn, 1.5 %Si), austenizados intercríticamente (en el campo bifásico austenita-ferrita, tal como los aceros dual phase) y austemperados, resultando en una microestructura compuesta por ferrita libre y bainita libre de carburos, (F-BLC).

Para obtener este tipo de aceros se implementa un tratamiento térmico similar al de los aceros dual phase. En una primera etapa, el acero se austeniza parcialmente dentro del campo bifásico (ferrita-austenita) para obtener una microestructura compuesta por ferrita proeutectoide y austenita. Luego, se realiza un ciclo de austemperado para transformar la austenita en bainita libre de carburos. Cabe mencionar que se debe contar con un acero correctamente aleado para que, durante la etapa de austemperado, no precipite cementita, tal como se especificó en la sección 4.2.2. Un esquema del tratamiento térmico utilizado para obtener aceros F-BLC se muestra en la **Figura 4.13**.

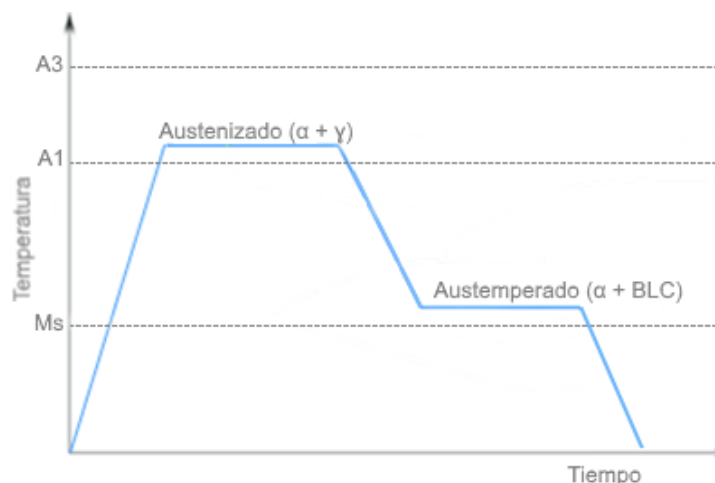


Figura 4.13 Esquema de un tratamiento térmico para la obtención de aceros TRIP.

La **Figura 4.14a** muestra una micrografía óptica de un acero TRIP, cuya microestructura está compuesta por ferrita proeutectoide y BLC; en la **Figura 4.14b** se

ve una micrografía, tomada mediante microscopía electrónica de barrido, donde se puede apreciar en detalle una región compuesta por BLC en la que se distingue la fase ferrítica bainítica y la austenita retenida tanto tipo film como en forma de bloque.

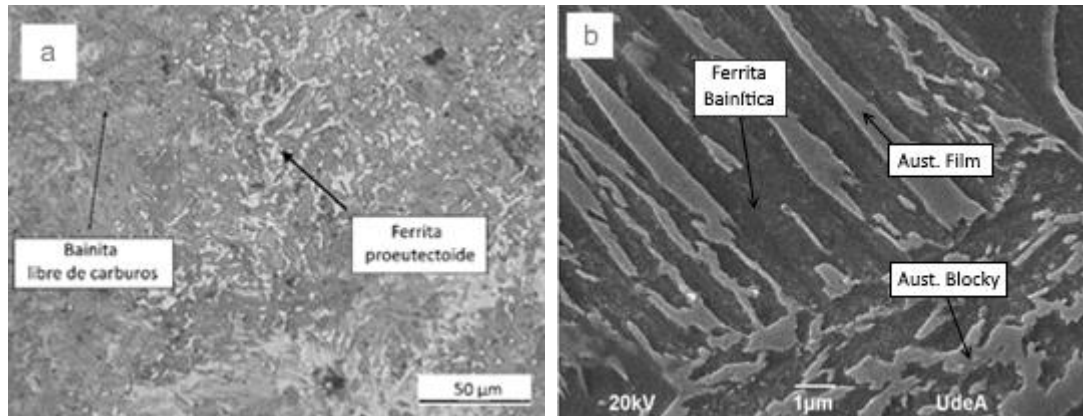


Figura 4.14 Microestructura de los aceros TRIP. a) Micrografía óptica, b) Microscopía electrónica de barrido.

La selección de las temperaturas de austenizado y austemperado tiene gran influencia sobre las microestructuras resultantes y sus propiedades mecánicas, y estas dependen de la composición química del acero. Por un lado, modificando la temperatura de austenizado parcial se modifican las cantidades relativas de ferrita y BLC. Por el otro, la temperatura de austemperado también influye de forma marcada en la microestructura dado que tiene implicancias en la morfología y cantidades de fases que conforman la bainita libre de carburos. Si la temperatura implementada es alta se alcanzará una estructura relativamente gruesa y con elevada fracción de austenita retenida. Esto genera una mejora considerable en la elongación a la rotura a expensas de un detrimento en la resistencia. Por el contrario, si la temperatura implementada es baja, se obtendrá una bainita más refinada con menor contenido de austenita retenida, que conduce a una microestructura fina con mayor resistencia mecánica y menor ductilidad.

En cuanto a propiedades mecánicas, en la **Tabla 4.2** se muestra una comparación de valores de límite elástico, tensión máxima y un rango de elongación para los aceros TRIP y dual phase.

Tabla 4.2 Propiedades mecánicas para los aceros dual phase y TRIP [2, 18-19].

Aceros	Límite elástico (Mpa)	Tensión máxima (Mpa)	Elongación (%)
DP 300/500	300	500	30 - 34
DP 350/600	350	600	24 - 30
DP 500/800	500	800	14 - 20
DP 700/1000	700	1000	12-17
TRIP 450/800	450	800	26 - 32
TRIP 690	410 - 510	690 - 800	≥ 25
TRIP 780	450 - 550	780 - 900	≥ 23

Del análisis de la **Tabla 4.2** se concluye que la diferencia existente entre aceros dual phase y TRIP se da principalmente en la elongación alcanzada, mientras no existe una gran variación en cuanto a la tensión máxima y el límite elástico.

Los aceros TRIP son utilizados para la elaboración de piezas estructurales y de refuerzo de formas complejas. Como resultado de su alta capacidad de absorción de energía y su resistencia, son particularmente adecuados para la construcción y la fabricación de diversas autopartes tales como travesaños, vigas longitudinales, refuerzos de pilares B, marcos y refuerzos de parachoques, entre muchas otras aplicaciones [20].

4.5 Templabilidad y austemperabilidad

Los conceptos de templabilidad y austemperabilidad se vuelven relevantes cuando se desean estudiar aceros que serán sometidos a tratamientos térmicos de temple o austemperizado.

El temple es un tratamiento térmico en el que el acero es calentado hasta temperaturas de austenización y posteriormente es enfriado rápidamente con el fin de obtener una microestructura martensítica. La templabilidad se define como “la susceptibilidad a endurecer por enfriamiento rápido” o “como la propiedad que determina la profundidad y distribución de la dureza producida por temple en aleaciones ferrosas” [21]. Es decir, permite determinar si un acero puede ser templado y, en caso de serlo, indica el tamaño máximo de pieza que es posible obtener con una microestructura 50% o 99% martensítica, según el criterio que se elija.

La templabilidad depende de la composición química del material y del tamaño de grano. Estos parámetros determinan la velocidad crítica (V_c). La V_c es la velocidad de enfriamiento mínima que permite evitar las transformaciones de alta temperatura, como la perlítica, y a modo de ejemplo, está indicada en la **Figura 4.15**, en un diagrama TTT de un acero eutectoide. Por su parte, la severidad del medio (H) y la sección de la pieza (D) determinan la velocidad de enfriamiento punto a punto (V_e).

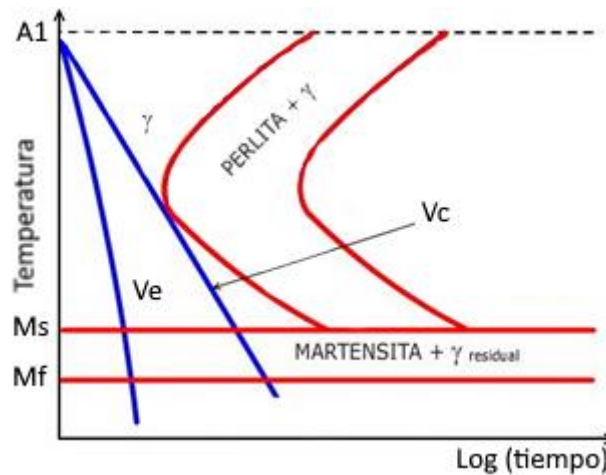


Figura 4.15 Esquema del gráfico TTT, con la velocidad crítica.

Si se considera un redondo sumergido en un fluido con un cierto H, se define al diámetro crítico real (D_r) como el diámetro máximo en el que luego del temple se consigue en su centro una estructura con 50% o 99% martensita. De igual manera, el diámetro crítico ideal (D_i) se obtiene considerando al $H = \infty$.

Por su parte, el concepto de austemperabilidad es similar al de templabilidad pero, en lugar de referirse a la capacidad del acero para obtener una microestructura martensítica mediante el temple, la austemperabilidad cuantifica la capacidad del acero para obtener una estructura bainítica luego de un tratamiento térmico isotérmico en un baño de sales (tratamiento de austemperizado).

4.5.1 Métodos para determinar la templabilidad y austemperabilidad en aceros

La templabilidad se puede cuantificar mediante el ensayo de Jominy, siguiendo las especificaciones mencionadas en la norma ASTM A255. Este ensayo requiere primero de someter a una probeta cilíndrica con dimensiones normalizadas a un tratamiento de austenizado completo, para luego extraerla de la mufla rápidamente colocándola en un dispositivo de enfriamiento. Este dispositivo, denominado batea Jominy (**Figura 4.16**), posee un elemento para sujetar la pieza y debe proveer un chorro

de agua de caudal controlado y temperatura constante al momento del ensayo que impactará en la parte baja de la probeta (extremo templado).

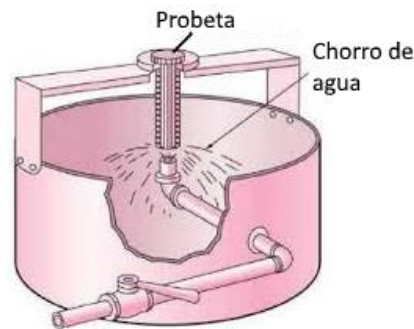


Figura 4.16 Dispositivo utilizado para el ensayo de Jominy.

Una vez enfriada la muestra, se rectifican dos generatrices y se procede a tomar valores de dureza en función de la distancia al extremo templado. A esta distancia se la denomina “distancia Jominy (D_j)”. Posteriormente, se grafican los valores de dureza en función de la D_j obteniendo la llamada “curva Jominy”. En forma de ejemplo la **Figura 4.17** describe curvas de dureza en función de la distancia para distintos aceros.

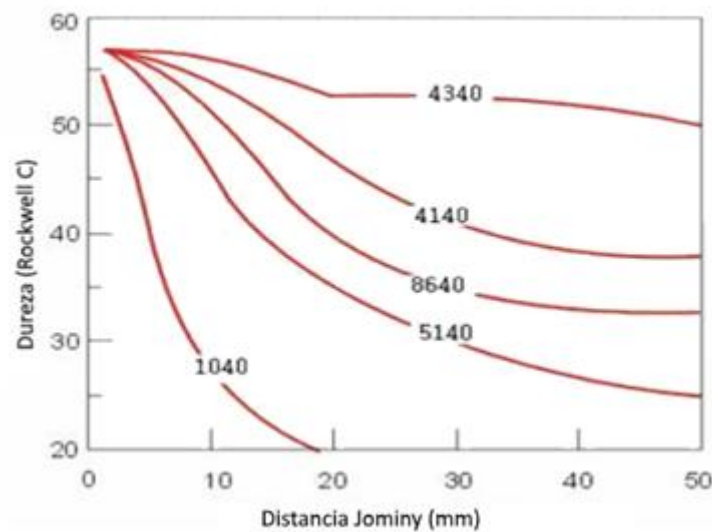


Figura 4.17 Curva Jominy para distintos aceros.

En la **Figura 4.17** se aprecia que el acero SAE 4340 es el que cuenta con una menor caída de la dureza en función de la distancia Jominy, por lo que será el de mayor templabilidad, mientras que el acero SAE 1040 es el de menor templabilidad dado que la dureza cae rápidamente.

Analizando información de la curva Jominy se pueden extraer datos de la templabilidad. Los puntos internos de un redondo sometidos a un templado que posean igual dureza que los distintos puntos de la probeta Jominy poseen la misma velocidad de enfriamiento. Esto indica que se puede establecer una equivalencia entre las velocidades de enfriamiento entre las distancias al extremo templado de una probeta de Jominy y los puntos interiores de un redondo de acero. Esta equivalencia fue calculada por J. L. Lamont en una serie de gráficos donde interactúan las variables H , diámetro del redondo y distancia al extremo templado. Gracias a estas curvas, se puede conocer el diámetro crítico real o ideal para los distintos aceros, conociendo el medio de enfriamiento y la distancia al extremo templado a la cual la dureza cae por debajo de la dureza correspondiente a una estructura con el 50% o 99% de martensita (mediante curva Jominy). Es claro que mientras más grandes sean los D_r y D_i , el acero será más templable.

A diferencia de la templabilidad, no existe un procedimiento estándar para calcular la austemperabilidad de aceros. Una manera de calcular la austemperabilidad de un acero implica someter diversas muestras de distintos diámetros a un tratamiento de austemperizado, seccionarlas y observarlas metalográficamente. De este modo se puede determinar el tamaño máximo en el que se permite obtener una estructura 100% bainítica.

Sin embargo, este ensayo se debería realizar a cada temperatura de interés, dado que la extracción de calor depende de la temperatura del medio. En este sentido, se desarrolló un método que permite obtener el máximo diámetro austemperable a una determinada temperatura de tratamiento, a partir de un ensayo de Jominy y el uso de un ábaco [22].

Para utilizar esta metodología, en primer lugar se debe realizar un ensayo Jominy para determinar la D_j a la cual precipitan fases distintas a martensita (ferrita proeutectoide, perlita, bainita). Esta D_j se puede determinar mediante la curva de dureza en función de la D_j ; sin embargo algunas aleaciones no muestran una caída clara de la curva de dureza, por esa razón es preferible determinar la D_j mediante la observación metalográfica de la probeta en una de sus generatrices. Esa distancia Jominy crítica se denomina D_{jm} .

Mediante este parámetro (D_{jm}), se define la velocidad crítica (V_c) del acero. Luego, mediante el gráfico de la **Figura 4.18** se determina el máximo diámetro austemperable. Las curvas de este ábaco relacionan diámetros de piezas cilíndricas que al ser enfriadas desde una temperatura de austenizado de 900°C hasta distintas temperaturas de austempering provocan en su centro la misma velocidad de

enfriamiento que la distancia Jominy asociada. Vale aclarar que el gráfico fue realizado teniendo en cuenta como medio de austempering el baño de sales que se utilizará en el desarrollo de este trabajo final.

De esta manera, localizando la D_{jm} del acero en cuestión mediante un ensayo Jominy, se determina el máximo diámetro austemperable para una temperatura de austempering de interés.

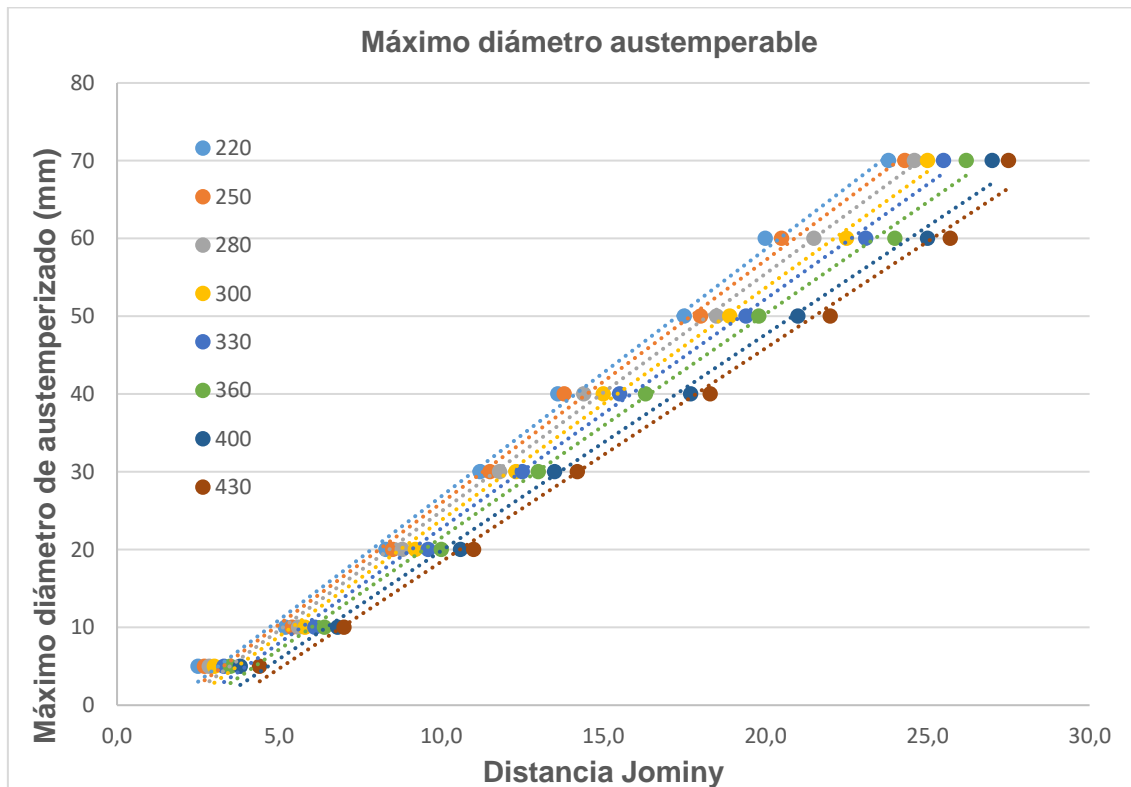


Figura 4.18 Diámetro máximo austemperable vs distancia Jominy para distintas temperaturas de baño isotérmicas [22].

4.6 Técnica de fusión y colada.

La técnica de fusión y colada consiste en fundir y colar el metal líquido en un molde, que contempla la forma de la pieza buscada, para que allí solidifique. No hay limitaciones en el tamaño de las piezas que puedan colarse, pudiendo obtenerse piezas desde algunos gramos hasta de varias toneladas de peso [23].

Esta técnica permite confeccionar piezas de geometrías complejas y de alta performance, siendo el método de fabricación de un sinfín de objetos de acero en industria energética, aeronáutica, automotriz (piezas de motores, distribuidores y adaptadores, soportes, colectores, etc.), maquinaria (piezas de turbinas, bridas, válvulas, impulsores, cubiertas, engranajes, etc.), de piezas para el sector militar

(tanques, camiones, motores a reacción y otros componentes de defensa), construcción naval, médica, entre tantas otras [23].

La **Figura 4.19** delinea la evolución del nivel de producción mediante la técnica de fundición a nivel nacional de distintos tipos de materiales metálicos. En el mismo se detalla el porcentaje de producción en función del tiempo hasta el año 2015. Se observa claramente que a partir del año 2013 la colada de acero se encuentra en tercera posición debajo de la fundición gris y nodular.

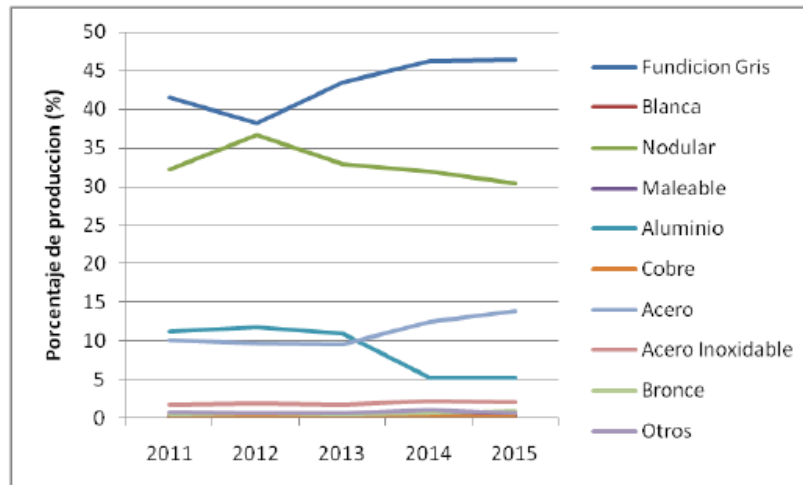


Figura 4.19 Evolución del nivel de producción nacional por tipo de material [24].

La principal desventaja de este método es el número y cantidad de defectos que presentan las piezas coladas: inclusiones, cavidades de contracción, cavidades por gases atrapados, mal llenado de moldes, heterogeneidad química, etc. La gran mayoría de los defectos en piezas coladas se pueden solucionar mediante la corrección de algunos parámetros propios del proceso productivo: temperatura de colada, tiempo de colada, rediseño del sistema de alimentación, material de carga del horno, cantidad de resina utilizada para ligar la arena de los moldes, el uso de filtros, el tratamiento en cuchara del metal, etc. Sin embargo, la heterogeneidad en cuanto a composición química es una característica de las piezas coladas, ya que su eliminación implica un gasto energético muy grande. Este tema se desarrolla brevemente en el punto siguiente.

4.6.1 Macro y microsegregación

La segregación es la variación o heterogeneidad en la composición química presente en la estructura del acero que se produce durante el proceso de solidificación. Es posible diferenciar dos niveles de segregación: la microsegregación y la

macrosegregación. La primera se manifiesta en zonas muy pequeñas (del orden de los micrones), entre los brazos dendríticos y las zonas interdendríticas, mientras que la segunda involucra una heterogeneidad en dimensiones mayores, por ejemplo entre la superficie y el centro de la pieza. Esta última comúnmente tiene relevancia en piezas de gran tamaño, de varias toneladas, mientras que no es significativa en piezas pequeñas.

La microsegregación es prácticamente inevitable durante la solidificación de cualquier acero y se caracteriza mediante un coeficiente de partición “K” definido según la **Ecuación 4.1**, donde C_S y C_L concentración de soluto en el sólido y líquido respectivamente.

Ecuación 4.1 Cálculo del coeficiente de partición.

$$K = \frac{C_S}{C_L}$$

Si $K < 1$ la segregación es directa, es decir que, a medida que avanza la solidificación, el soluto se concentra en el líquido resultando en que las últimas zonas en solidificar son las más aleadas. Si $K > 1$ la segregación es inversa, lo que indica que el sólido tiene una concentración de soluto mayor a la del líquido, dando como resultado que las últimas zonas en solidificar posean bajo contenido de elementos de aleación.

En el caso de los aceros, la mayoría de los aleantes utilizados segregan hacia el líquido, o sea, se cumple que $K < 1$. La **Figura 4.20** especifica el coeficiente “K” para distintos aleantes en función del porcentaje de carbono del acero. Como se muestra, los distintos elementos utilizados poseen un $K < 1$ para todo el rango de contenido de carbono analizado, salvo para el caso de Si, Cu y Ni que cambian su comportamiento para concentraciones mayores al 1 - 2% de carbono. Sin embargo, se podría generalizar indicando que la segregación en aceros ocurre de forma directa. Esto conduce a un aumento progresivo de la concentración del soluto en el líquido causando que las zonas LTF (“Last To Freeze”) tengan mayores concentraciones de los aleantes que las zonas FTF (“First To Freeze”).

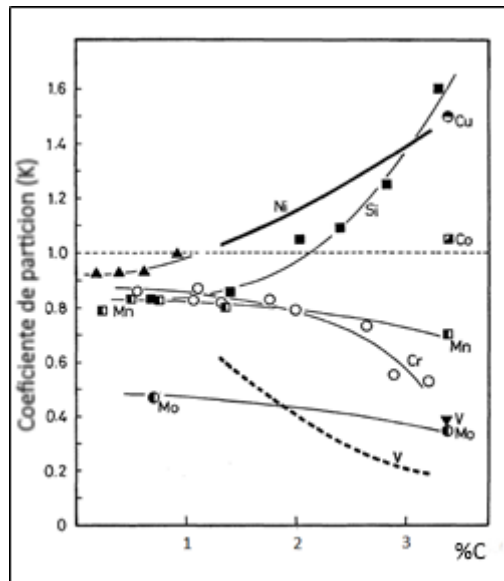


Figura 4.20 Coeficientes de partición en función del porcentaje de carbono.

Esta diferencia en la composición química generada por la microsegregación genera un desafío para el diseño de tratamientos térmicos adecuados que tengan por objetivo obtener piezas de acero producidas mediante la técnica de fusión y colado con determinados tipos de microestructuras. Esto es debido a que las transformaciones en estado sólido son fuertemente influenciadas por la composición química. Por ello resulta relevante determinar cómo influyen los patrones de segregación de elementos químicos presente en la microestructura.

En efecto, la segregación de elementos químicos presente en piezas coladas puede generar sitios preferenciales para la nucleación y crecimiento de fases, o inhibir o promover nuevas fases con respecto a piezas homogeneizadas químicamente. Muchos aspectos sobre este tema en particular están siendo estudiados actualmente por la comunidad científica internacional. Sobre este concepto, de relevancia para la producción de piezas a nivel industrial, se basa el presente proyecto final. Como se mencionará, el mismo se enfoca en estudiar la factibilidad de obtener estructuras mixtas F-BLC sobre aceros que mantengan su estructura colada o de solidificación, es decir, con una heterogeneidad química marcada, haciendo hincapié en evaluar la influencia de la microsegregación en las microestructuras F-BLC resultantes.

5. Metodología experimental.

5.1 Material de partida.

El acero utilizado en el desarrollo de este trabajo es un acero colado de medio carbono y alto silicio, aleado con manganeso y cromo. Su composición química se muestra en la **Tabla 5.1**.

Tabla 5.1 Composición química del acero de partida.

Aleantes	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Co
Porcentaje (%)	0.54	2.01	0.64	0.50	0.003	0.007	0.042	0.002

Este acero tiene un contenido de carbono superior al utilizado comúnmente para desarrollar aceros dual phase o TRIP [25-27] y se debe a que, en el caso de la producción de piezas coladas, la austemperabilidad es un factor muy importante y define el tamaño máximo de pieza que puede ser correctamente austemperada, como fue explicado en la sección 4.5. Por ese motivo, un mayor contenido de carbono provee al acero una mayor templabilidad, sin la necesidad de utilizar un alto contenido de aleantes [22]. Como contrapartida, la máxima fracción de ferrita proeutectoide que se puede obtener en el campo bifásico es limitada.

Durante el desarrollo del presente trabajo final se buscó obtener una estructura F-BLC que posea como máximo entre 20% o 25% de ferrita libre, con el objetivo de evaluar cómo afectan bajos contenidos de ferrita libre las propiedades mecánicas de las estructuras BLC, en especial la elongación a la rotura.

El contenido de silicio se estableció en aproximadamente 2% ya que permite la obtención de bainita libre de carburos en todo el volumen de la pieza. Como se mencionó en la sección 4.2.2, el silicio inhibe la precipitación de carburos durante la transformación bainítica cuando el contenido es mayor al 1.5%. En este sentido, un 2% de silicio en la composición química global, asegura un contenido mínimo de 1.6% en las zonas menos aleadas, permitiendo obtener en todo el volumen de las piezas una microestructura bainítica sin carburos [28]. El cromo y el manganeso, por su parte, se adicionaron de modo tal de mejorar la templabilidad del acero.

El acero fue colado en una fundición industrial perteneciente a la firma Microwen. Se utilizaron moldes de arena ligados con resina con forma de bloque U o Keel block de 32 mm de espesor (norma ASTM A703).

Tal como muestra la **Figura 5.1**, una vez obtenido el material, se procedió a seccionar la zona calibrada de los bloques en distintos niveles desechando las mazarotas. El nivel 1 se utilizó para mecanizar probetas de tracción y los niveles 2 y 3 para extraer muestras para el estudio de los distintos tratamientos térmicos que se realizaron y para la fabricación de la probeta Jominy utilizada para evaluar la templabilidad y austemperabilidad del acero.

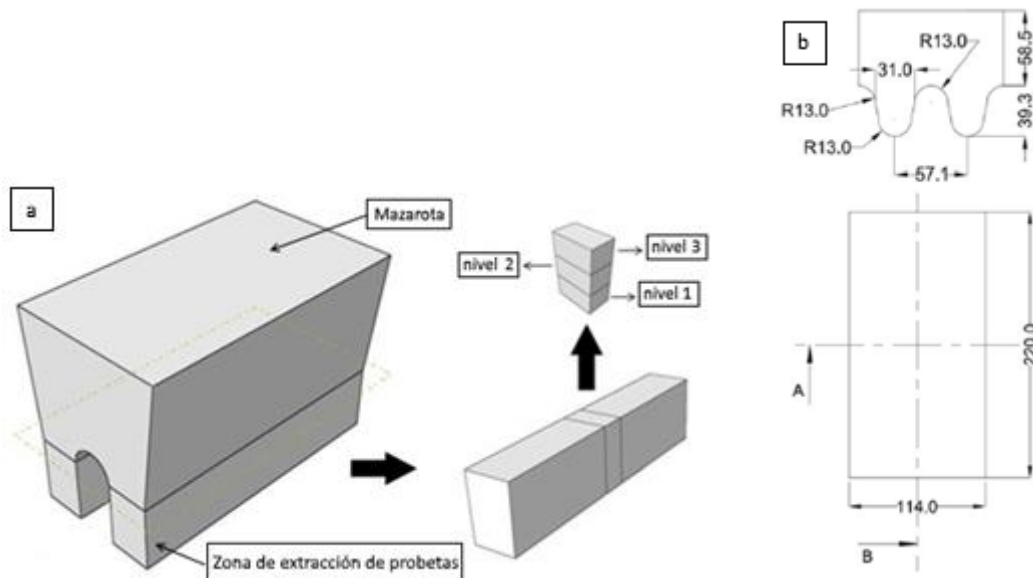


Figura 5.1 a) Esquema Keel Block y zona de extracción de probetas. b) Plano y dimensiones del keel block (mm).

5.2 Templabilidad y austemperabilidad

Para la evaluación de la templabilidad se realizó un ensayo Jominy, cuyo procedimiento se detalla en la norma ASTM A255. En primer lugar se realizó un tratamiento térmico de normalizado sobre la probeta, siendo la temperatura de austenizado de 900°C. Este tratamiento térmico está detallado en la norma y permite lograr un refinamiento de la estructura del acero previa al ensayo Jominy. Luego, se realizó el tratamiento térmico correspondiente al ensayo Jominy, tal cual fue detallado en la sección 4.5.1. Para este acero en particular, la temperatura de austenizado seleccionada fue de 870°C.

Una vez realizado el tratamiento térmico, se rectificaron dos de sus generatrices y se relevaron los valores de dureza en la escala Rockwell C en función de la distancia al extremo templado. Una vez obtenida la curva Jominy, se caracterizó la templabilidad del acero. Se determinó el diámetro crítico ideal y los reales correspondientes para los medios de enfriamiento agua y aceite.

Posteriormente, para determinar la austemperabilidad del acero bajo estudio, se procedió a pulir la una de las superficies rectificadas y se la preparó para su observación metalográfica. Mediante la observación de la microestructura a lo largo de la probeta se determinó la distancia Jominy (D_{jm}) que corresponde a la precipitación de fases distintas a martensita. La austemperabilidad del acero fue determinada luego mediante el uso de un ábaco según lo explicado en la sección 4.5.1.

5.3 Cinética de transformación bainítica

Para diseñar los tratamientos térmicos de austemperado, se calcularon las temperaturas M_s y B_s para el acero en estudio utilizando el software MUCG83. Éstas se utilizaron como referencia para seleccionar las temperaturas del proceso de austemperizado, evitando así generar fases indeseadas. Las temperaturas resultantes fueron $M_s = 270^\circ\text{C}$ y $B_s = 516^\circ\text{C}$. En base a estos datos, se seleccionaron dos temperaturas de austemperizado: una cercana a M_s y otra 50°C superior de modo tal de obtener dos microestructuras distintas que lleven a diferentes propiedades mecánicas. Concretamente, las temperaturas elegidas para analizar fueron 280°C y 330°C .

El estudio de la cinética de la transformación bainítica en este trabajo se realizó mediante ciclos de austemperizado interrumpidos. Para cada probeta ensayada, se realizó una caracterización microestructural mediante microscopía óptica y medición de la fracción de austenita retenida. La cuantificación de austenita retenida en las microestructuras se realizó mediante análisis por difracción de rayos X (DRX). La elección de este método para realizar el estudio de la cinética de la transformación bainítica se debe al equipamiento disponible en la División Metalurgia de INTEMA.

El ciclo térmico utilizado para evaluar la cinética de transformación bainítica se muestra en la **Figura 5.2**. A partir de estos ensayos se determinó el tiempo a partir del cual el porcentaje de austenita retenida se mantiene constante; momento a partir del cual la reacción se detiene. A este tiempo se lo denominó tiempo crítico (t_c).

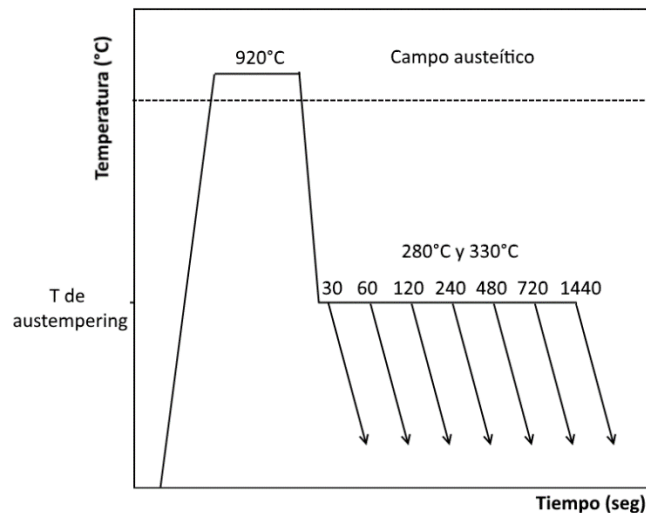


Figura 5.2 Esquema del tratamiento utilizado para el ensayo de cinética de austemperizado.

Para la realización de este estudio, se mecanizaron probetas de aproximadamente 12 mm x 12 mm x 25 mm. Todas las probetas fueron austenizadas de manera simultánea en una mufla eléctrica a 920°C durante 60 minutos. Luego, se realizó el ciclo de austemperizado para el cual las probetas fueron llevadas rápidamente al baño de sales. Durante este ciclo, las probetas se fueron extrayendo a distintos tiempos con el fin de evaluar la evolución de las microestructuras en función del tiempo de austemperizado. Los tiempos evaluados para cada temperatura se muestran en la **Tabla 5.2** y fueron seleccionados de acuerdo a valores relevados en la bibliografía. Los tratamientos térmicos fueron realizados en el horno de sales fundidas de la planta piloto de la división metalurgia de INTEMA compuesto por 46% nitrito de sodio y 54% de nitrito de potasio.

Tabla 5.2 Temperaturas y tiempos analizados para la evaluación de la cinética de transformación bainítica.

Temperatura	Tiempos				
280°C	120 min	240 min	480 min	720 min	1440 min
330°C	30 min	60 min	120 min	240 min	540 min

Una vez realizados los tratamientos térmicos, las probetas fueron cortadas en su longitud media con cortadora metalográfica refrigerada, obteniendo superficies de aproximadamente 12x12 mm². Estas superficies fueron desbastadas con lija al agua (utilizando una granulometría 80 a 1000) y luego pulidas con una solución de alúmina.

Para los análisis de DRX las probetas fueron preparadas de igual manera que para su observación metalográfica. Los ensayos se realizaron en un difractómetro

Panalytical X'pert Pro operado a 40 kV y 40 mA utilizando radiación producida por un ánodo de cobre ($k\alpha = 1.542 \text{ \AA}$). El equipo posee un monocromador de grafito para filtrar la radiación $k\beta$. Se realizaron barridos abarcando el intervalo de $2\theta = [38-86^\circ]$ con pasos de $2\theta=0.05^\circ$ y un tiempo de conteo de 4 segundos por paso. La fracción de austenita retenida en cada muestra se determinó mediante comparación directa de los picos $\{111, 200, 220\}$ de la austenita y $\{200, 112, 022\}$ de la ferrita.

5.4 Caracterización del campo bifásico

La caracterización del campo bifásico consistió en determinar A_1 y A_3 para el acero en estudio y obtener una relación entre la temperatura de austenizado dentro del campo y la fracción de ferrita proeutectoide. Para tener una primera aproximación, se graficó el diagrama de equilibrio del acero bajo estudio mediante el software ThermoCalc (**Figura 5.3**).

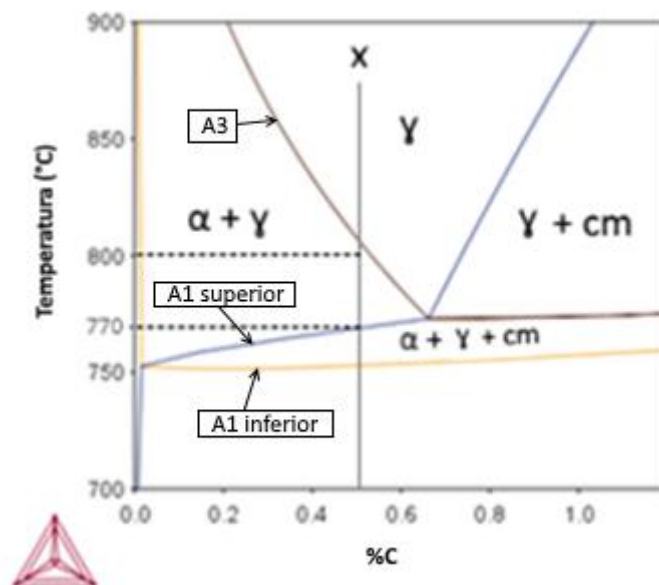


Figura 5.3 Esquema del diagrama Fe-C (2% Si, 0.67% Mn, 0.5% Cr) obtenido a través del software ThermoCalc.

De acuerdo al diagrama y teniendo en cuenta la concentración de carbono de este acero (0.54% de C), el campo bifásico ferrita-austenita está comprendido aproximadamente entre 770°C y 800°C. Tomando este rango de temperaturas como punto de partida, se realizaron diversos tratamientos de temple, partiendo de distintas temperaturas de austenizado en el rango 760 - 800°C, usando un intervalo de 8°C. El tiempo de austenizado fue de 360 minutos en todos los casos con el objetivo de tratar de alcanzar el porcentaje de fases de equilibrio para cada temperatura de austenizado.

seleccionada. Luego de estos tratamientos, la austenita que se forma en el austenizado se transforma en martensita durante el temple, lo que permite determinar de manera indirecta que fracción de austenita se ha formado.

En la **Figura 5.4** se muestra la mufla que se utilizó para realizar los tratamientos térmicos de temple mencionados. Todos los tratamientos térmicos realizados en el presente trabajo se realizaron utilizando la misma mufla, termocupla y controlador, por lo que no existe una diferencia entre las temperaturas de los tratamientos térmicos asociados a estos factores. Además, debido al gradiente de temperaturas dentro de la mufla, las piezas siempre se colocaron en la misma posición. Las muestras fueron protegidas con carbonilla para evitar la descarburación de la superficie.



Figura 5.4 Horno eléctrico utilizado para los tratamientos térmicos.

Posterior al tratamiento térmico, las muestras fueron seccionadas y sobre una de las superficies obtenidas se realizó una caracterización metalográfica siguiendo técnicas convencionales de preparación de muestras y ataque químico. El reactivo químico utilizado en todos los casos fue Nital 2%. Este ataque químico permite diferenciar con claridad la ferrita de la martensita. Luego, se determinó la cantidad relativa de fases presentes en la microestructura, mediante el software de procesamiento de imágenes Image Pro Plus®. Para la cuantificación de las fases se tomaron mediante microscopía óptica, aproximadamente 7 imágenes de la microestructura a baja magnificación (x10) reportando el valor promedio de todas las mediciones. De esta manera se obtuvieron los porcentajes aproximados de ferrita libre y austenita (previo al temple) presentes a las distintas temperaturas de austenizado.

Se determinó la temperatura A_1 superior (**Figura 5.3**) como la menor temperatura de las analizadas que posea una microestructura compuesta por ferrita libre y martensita (libre de perlita no disuelta). Por su parte, se adoptó como A_3 a la temperatura más alta a la cual no se observó ferrita libre (la microestructura es completamente martensítica).

5.4.1 Cinética de austenización

Una vez caracterizado el campo bifásico, se realizó el estudio de la cinética de austenizado, que tiene por objetivo determinar el tiempo mínimo de permanencia a la temperatura seleccionada que permite alcanzar el equilibrio de fases. Debido a que las reacciones en estado sólido son más rápidas a mayores temperaturas, el estudio de cinética se realizó únicamente sobre la menor temperatura seleccionada del campo bifásico, ya que esa es la condición más crítica (A_1 superior).

Se realizaron austenizados con tiempos comprendidos entre 60 y 360 minutos, retirando muestras con intervalos de 60 minutos. Luego las probetas fueron preparadas metalográficamente y se cuantificaron las fases. Se estableció como tiempo de equilibrio (t_{eq}) al tiempo mínimo en el que el porcentaje de fases (ferrita y martensita) se mantiene constante.

5.5 Obtención de microestructura F-BLC

En el presente trabajo, para la obtención de las distintas variantes microestructurales F-BLC, se empleó un ciclo térmico como el que se muestra en la **Figura 5.5**. Primeramente, se realizó un austenizado parcial durante el t_{eq} necesario. Posteriormente se llevó la probeta hasta la temperatura de permanencia isotérmica de austemperizado por un tiempo igual o superior t_c .

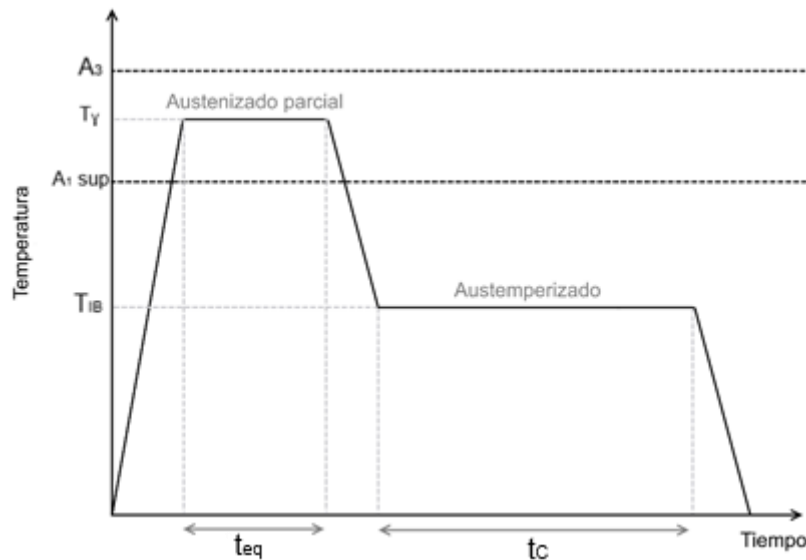


Figura 5.5 Ciclo térmico utilizado para la obtención de las distintas variantes F-BLC.

Para la obtención de las microestructuras mixtas F-BLC se variaron las temperaturas de austenizado y austemperizado. Modificando la temperatura de austenizado se lograron obtener distintas proporciones de ferrita libre; variando la temperatura de austempering se obtuvieron diversos tipos de BLC con distintas cantidades de ferrita bainítica y austenita retenida.

En este trabajo se estudiaron 6 variantes microestructurales distintas obtenidas a partir de evaluar: por un lado, tres temperaturas de austenización (una correspondiente a austenización completa y dos dentro del campo bifásico); y, por el otro, dos temperaturas de austempering (280°C y 330°C). En consecuencia, se obtuvieron 2 variantes 100% BLC y 4 F-BLC.

5.6 Caracterización microestructural

La caracterización microestructural de todas las probetas se realizó mediante microscopía óptica y electrónica de barrido (SEM). Las muestras, luego de ser sometidas a los distintos tratamientos térmicos, fueron seccionadas en su longitud media, de modo tal de evitar errores producto de efectos de superficie como lo es la descarbonación. Una vez cortadas por la mitad, se las incluyó en baquelita para facilitar su manipulación a la hora del pulido. Posteriormente se desbastaron las muestras mediante lijas al agua de diferente granulometría variando de número 80 hasta el 1000.

A continuación, se las limpio de cualquier agente de desbaste que pudiera estar presente en la superficie y se procedió a pulir a espejo utilizando una suspensión de

alúmina 0,5 μm . Seguidamente, se las limpió y se las atacó con Nital 2% durante 3 a 5 segundos.

Una vez atacada la muestra se analizó la microestructura empleando un microscopio óptico marca Olympus G7 con distintos aumentos que van desde los x5 hasta los x100. Además, se utilizó un microscopio electrónico FESEM (Field Emission Scattered Electron Microscope) JEOL 7000 operado a 20 Kv para realizar un estudio en detalle de la microestructura.

5.7 Ensayos mecánicos

5.7.1 Ensayos de dureza

Para determinar la dureza de las distintas variantes microestructurales, se utilizó un durómetro Ibertest "DU-250". La dureza fue medida mediante el método Brinell para todos los casos, utilizando como indentador una bolilla de 2.5 mm y una carga de 187 Kg. Todos los valores reportados corresponden al promedio de 3 mediciones.

5.7.2 Ensayos de tracción

La caracterización mecánica a la tracción de las distintas microestructuras BLC y F-BLC se realizó utilizando una máquina universal de ensayos Mohr & Federhaff con 40 toneladas de carga máxima. Los ensayos se realizaron siguiendo la norma ASTM E8. En la **Figura 5.6** se muestra la máquina de ensayo mencionada y una de las probetas previo al ensayo mecánico.



Figura 5.6 a) Máquina de tracción MOHR & FEDERHAFF y b) Vista de una probeta de tracción.

La probeta de tracción (**Figura 5.6b**) tiene un diámetro de $\frac{1}{4}$ " (6.25 mm), una longitud calibrada mayor a 31 mm y posee cabezas roscadas para sujetarla a los cabezales de la máquina. Al igual que para los ensayos de dureza, los valores reportados de tensión de rotura, tensión de fluencia y elongación son el promedio de 3 mediciones.

Cabe mencionar que para el presente ensayo se adoptó una velocidad de ensayo de 5 mm/min. Previo a ensayarlas, se le hicieron unas marcas dentro de la zona calibrada a las probetas, señalando la distancia inicial L_0 para que, luego de ensayada la muestra, se pueda conocer la longitud final (L_f) y lograr determinar así el alargamiento porcentual a la rotura sufrido por la probeta.

Una vez conocido el alargamiento, la carga y el desplazamiento de la travesa de la máquina, se procesaron los datos para poder obtener las curvas de tensión vs deformación características. Así se pudieron lograr conocer los datos del límite elástico, tensión de rotura y la elongación máxima. El límite elástico se obtuvo siguiendo la norma mencionada directamente del gráfico tensión vs deformación, estableciendo como valor el correspondiente al 0,2% de la deformación.

6. Resultados y Discusión

6.1 Caracterización as-cast

En la **Figura 6.1** se muestran micrografías a distintos aumentos del acero bajo estudio sin ataque químico. Se puede observar la presencia de una importante cantidad de inclusiones no-metálicas y la presencia de micro rechupes. Estos defectos son comunes en piezas coladas, especialmente en aquellas producidas mediante técnicas convencionales de colada industrial, como las estudiadas. Se espera que estos defectos tengan un impacto negativo en las propiedades mecánicas, especialmente en la ductilidad.

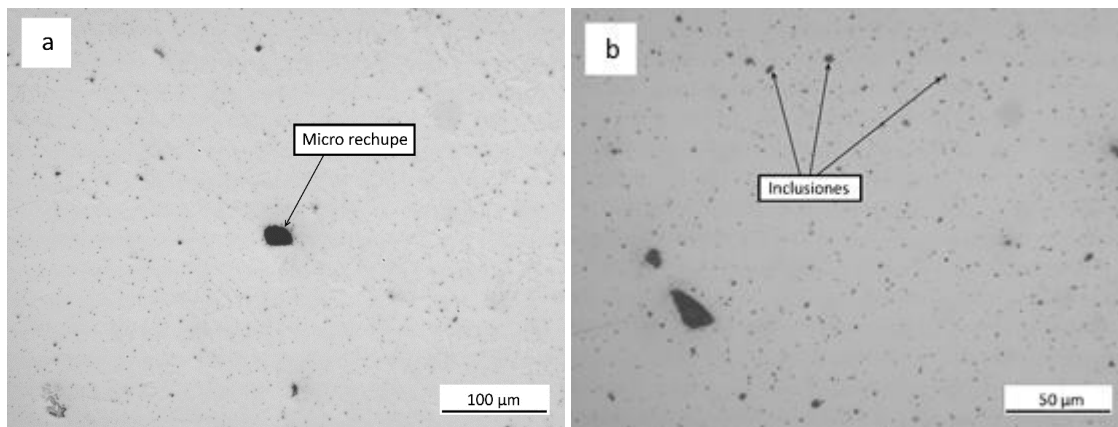


Figura 6.1 Micrografías sin ataque del material de partida. a) x10 y b) x20.

En la **Figura 6.2** se muestra la microestructura as-cast del acero colado. La misma es mayoritariamente perlítica con presencia de ferrita proeutectoide, la cual nucleó y creció en los bordes de grano de la austenita previa. La dureza de esta microestructura fue de 321HB, siendo esta la de partida para todos los tratamientos térmicos ejecutados en este trabajo.

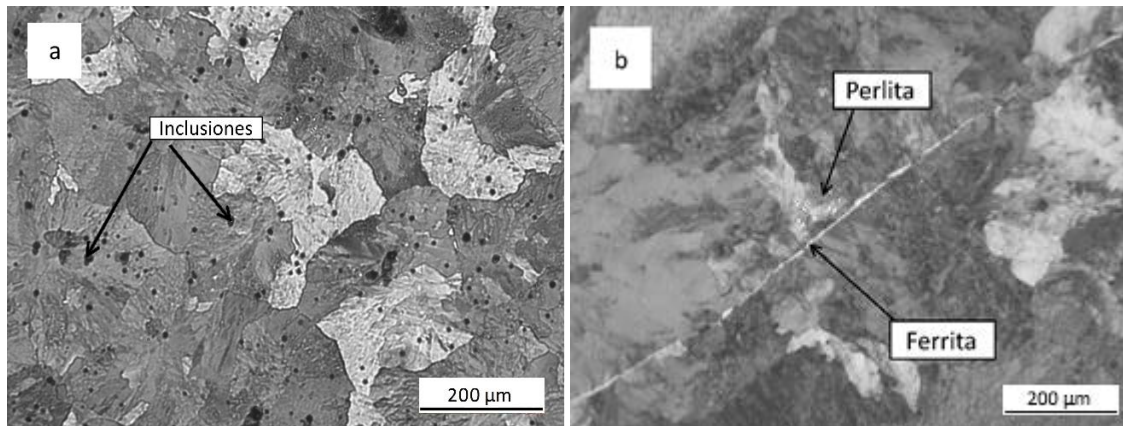


Figura 6.2 a) Microestructura as cast del acero en estudio a x10. b) Detalle de la microestructura, mostrando ferrita en borde de grano a x5. Puntos negros corresponden a inclusiones no-metálicas. Nital 2%.

6.2 Templabilidad y austemperabilidad.

En la **Figura 6.3** se muestra la curva Jominy (dureza en función de la distancia al extremo templado, D_j) del acero utilizado en este estudio. En la curva se puede observar que la dureza se mantiene aproximadamente constante en un valor de 60 HRC hasta una $D_j = 7,5$ mm, indicando que la microestructura hasta esa distancia es completamente martensítica. La caída en la curva de dureza indica la presencia de fases de alta temperatura, como perlita y/o ferrita.

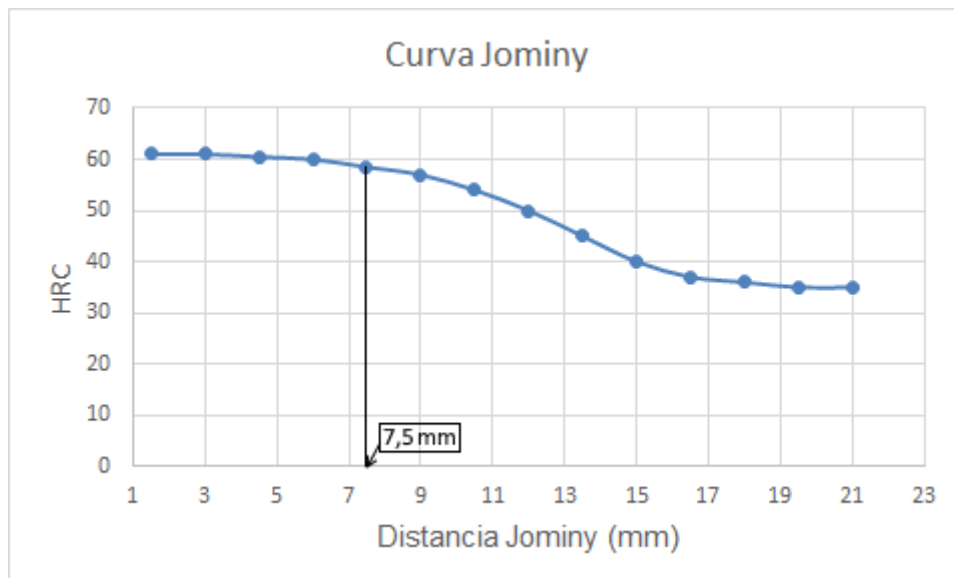


Figura 6.3 Curva Jominy del acero en estudio.

Adoptando el criterio de 99% de martensita en la microestructura, se determinó como $D_j = 7,5$ mm. Con dicho valor y con las curvas de Lamont, se obtuvieron diámetros críticos para distintos medios de temple, los cuales se muestran en la **Tabla 6.1**.

Tabla 6.1 Valores de distintos Diámetros críticos, para distintos medios de enfriamiento.

<i>H</i>	<i>D</i> crítico (mm)
1.0 (Agua sin agitar)	38,10
0.35 (Aceite sin agitar)	17,78
2.0 (salmuera sin agitar)	44,45
∞ (ideal)	55

Una vez caracterizada la templabilidad, se realizó el estudio de la austemperabilidad. En la **Figura 6.4** se muestran las micrografías correspondientes a distintas distancias del extremo templado. Como es de esperar, a $D_j < 7$ mm se aprecia una estructura totalmente martensítica (**Figura 6.4a**). A partir de los 7 mm, comienza la precipitación de fases distintas a la martensita, tales como ferrita y perlita (**Figura 6.4b**), lo cual provoca la caída de la curva de dureza. A partir de $D_j = 10$ mm (**Figura 6.4c**), se observa una mayor densidad de ferrita y perlita, fases que nuclean principalmente en zonas FTF, mientras que en zonas LTF preservan una microestructura mayoritariamente martensítica. El bajo contenido de aleantes en zonas FTF provoca que estas regiones tengan una menor templabilidad, razón por la cual la precipitación de fases de alta temperatura ocurre en esas porciones de material [22]. Por último, a una $D_j = 15$ mm (**Figura 6.4d**) se observa que la microestructura es mayoritariamente perlítica (fase oscura), mientras que en zonas interdendríticas aún predomina la martensita.

Las zonas LTF, de gran contenido de aleantes, tienen una templabilidad mayor, razón por la cual aún a elevadas D_j , donde la velocidad de enfriamiento es baja, este tipo de zonas presentan una microestructura martensítica.

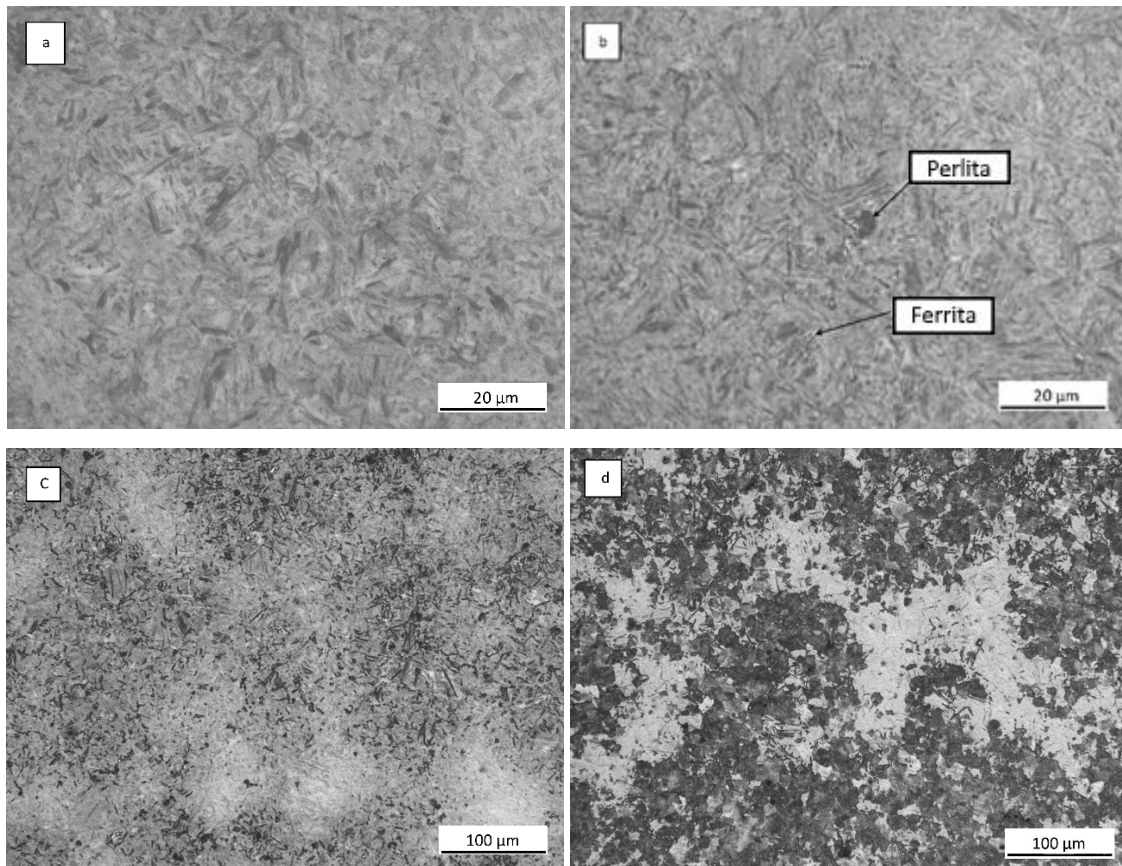


Figura 6.4 Micrografías de la probeta de Jominy: a) 2mm, b) 7mm, c) 10mm y d) 15mm del extremo templado. Nital 2%.

La distancia al extremo templado que muestra la presencia de fases distintas a la martensita, identificada mediante microscopía, es $D_{jm} = 7$ mm.

Luego de determinar la D_{jm} y conociendo la temperatura de austemperizado, se utilizó el gráfico de la **Figura 4.18** para determinar el máximo diámetro austemperable. Sabiendo que la $D_{jm} = 7$ mm y que las temperaturas de interés son de 330°C y 280°C, se obtuvieron los diámetros máximos factibles de ser austemperados: 12 mm y de 14 mm respectivamente.

Es importante resaltar que el valor de los máximos diámetros austemperables calculados permite asegurar un correcto tratamiento térmico a realizar sobre las probetas de tracción establecidas según la norma ASTM E8, cuyo diámetro en la longitud calibrada es de 6,25 mm.

6.3 Cinética de austemperizado.

Una vez caracterizada la austemperabilidad del material, se estudió la cinética de austemperizado para las dos temperaturas de interés (330°C y 280°C). En la **Figura**

6.5 se muestra la evolución del porcentaje de austenita retenida en las microestructuras en función del tiempo. Se puede observar que a 330°C el tiempo en el cual el porcentaje de austenita se mantiene constante es de aproximadamente 120 minutos. Este tiempo se considera como momento en el cual la transformación bainítica se detiene, asegurando así que se ha formado la mayor cantidad de ferrita bainítica posible y, por lo tanto, la austenita retenida ha sido debidamente enriquecida en carbono, dando lugar a una microestructura sin presencia de martensita.

Por su parte, para una temperatura de 280°C, la transformación bainítica se detiene a partir de los 240 minutos. Este cambio en el tiempo es esperable y se debe a que a una menor temperatura de tratamiento la cinética de transformación es considerablemente más lenta, debido a una menor velocidad de difusión de carbono y menor movimiento de dislocaciones.

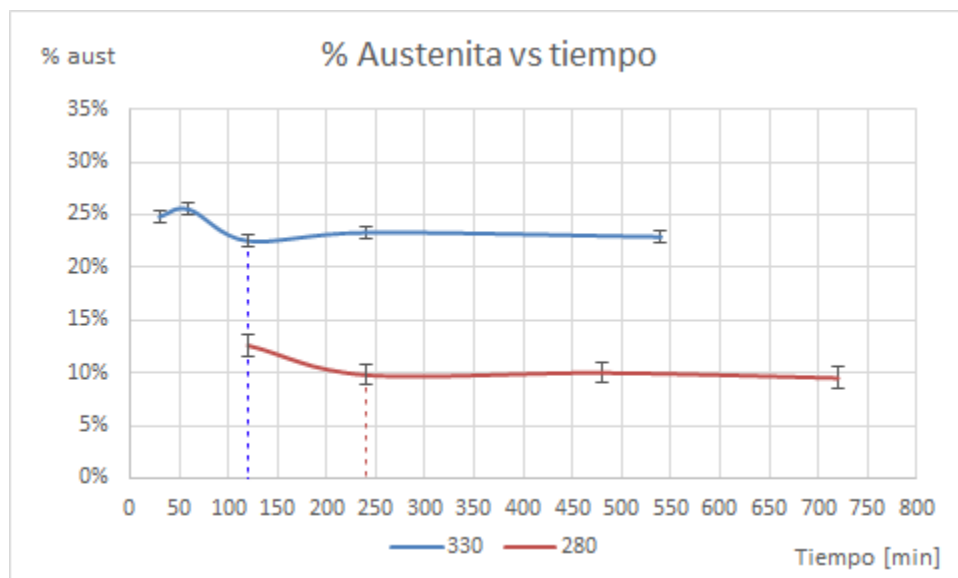
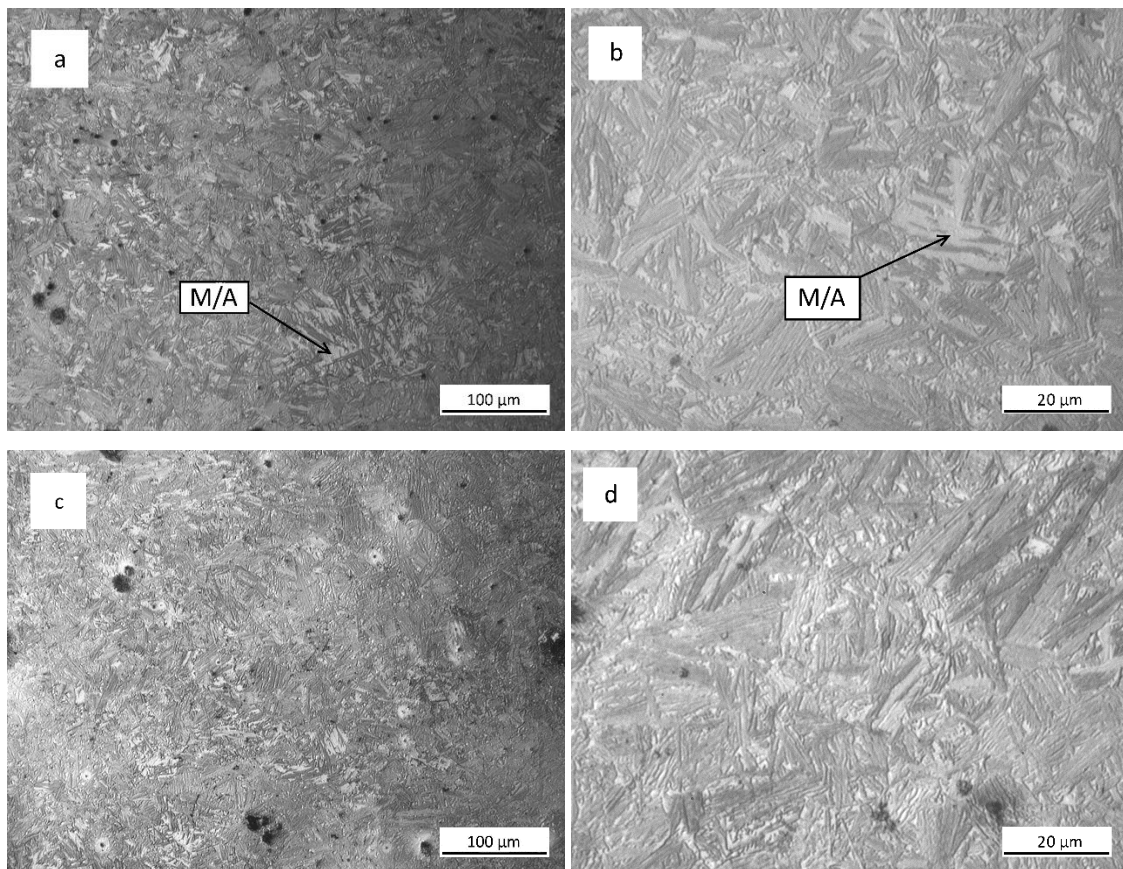


Figura 6.5 Porcentaje de austenita retenida en función del tiempo de austemperizado, para 330°C y 280°C.

Asimismo se aprecia que a una temperatura de 330°C la cantidad de austenita retenida presente en la microestructura cuando se produce el stop de la transformación es del 24% aproximadamente; mientras que para 280°C el porcentaje de dicha fase es de alrededor del 10%. Esta tendencia en los contenidos de austenita retenida en función de la temperatura de austemperizado es esperable y está relacionado con la posición de la línea T_0 (**Figura 4.5**). A mayores temperaturas de transformación, la austenita remanente alcanza una composición en carbono menor, lo que se traduce en una mayor proporción de esa fase.

En la **Figura 6.6** se muestra a distintas magnificaciones la microestructura para 60 y 540 minutos de mantenimiento isotérmico a una temperatura de austemperizado de 330°C. Como se puede observar en la **Figura 6.6a** la microestructura para 60 minutos de austemperizado consiste en una fase ferrítica bainítica con morfología de placas y regiones claras, que pueden corresponder a austenita retenida y/o martensita. La presencia de martensita se origina porque en algunas regiones de la microestructura (como la señalada en la **Figura 6.6b**) la austenita no fue suficientemente enriquecida en carbono y se transforma a martensita durante el enfriamiento a temperatura ambiente final del ciclo térmico.

Para un tiempo de austemperizado de 540 minutos la microestructura resultante es muy similar a la observada para un austemperizado de 60 minutos; sin embargo la observación mediante microscopía electrónica de barrido (**Figura 6.6e y f**) permite identificar claramente las fases que la componen: placas de ferrita bainítica como fase oscura y austenita retenida como fase clara, con morfología de film entre las subunidades de ferrita bainítica y con morfología de bloques entre plumas de bainita. En las imágenes obtenidas por FESEM no se observó la presencia de martensita ni carburos.



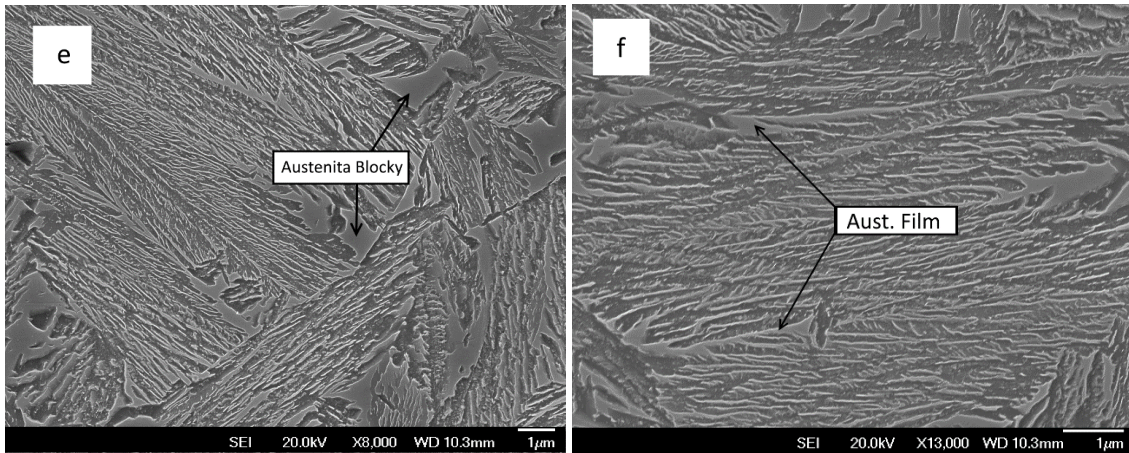
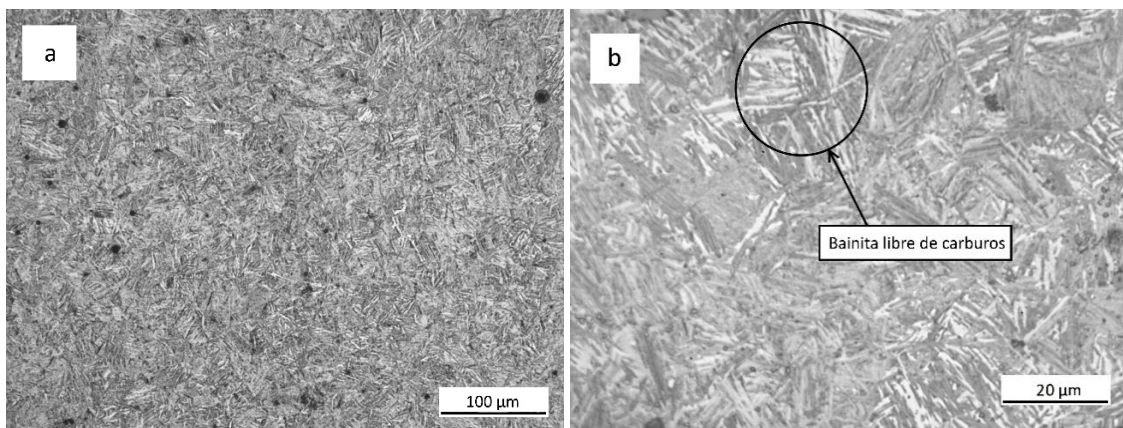


Figura 6.6 Micrografías de cinética de austemperizado a 330°C: a) 60 minutos a x10, b) 60 minutos a x50, c) 540 minutos a x10, d) 540 minutos a x50, e y f) Microscopía FESEM (100% BLC). Nital 2%.

La **Figura 6.7** muestra, a distintos aumentos, la microestructura obtenida para 120 y 480 minutos de mantenimiento isotérmico a una temperatura de austemperizado de 280°C. Para este caso, se observó la misma tendencia que para el estudio realizado a 330°C. A los 120 minutos se observa una microestructura acicular correspondiente a placas de ferrita bainítica en una matriz mayoritariamente austenítica y/o martensítica (**Figura 6.7b**). Por su parte, a tiempos largos de tratamiento (480 minutos) la microestructura obtenida es 100% bainítica libre de carburos (**Figura 6.7c y d**). Las imágenes de la **Figura 6.7e y f** corresponden a la microestructura de la muestra austemperada durante 480 minutos, obtenidas mediante FESEM.



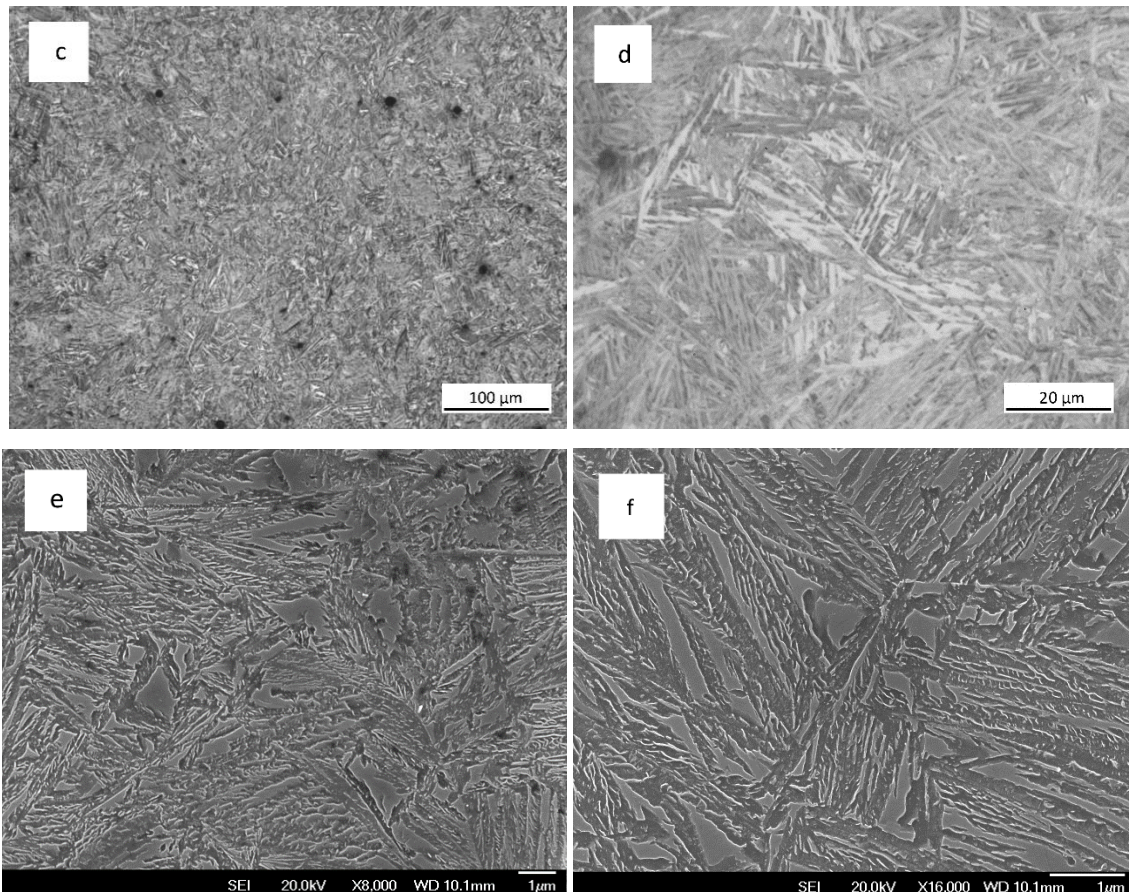


Figura 6.7 Micrografías de cinética de austemperizado a 280°C: a) 120 minutos a x10, b) 120 minutos a x50, c) 480 minutos a x10, d) 480 minutos a x50, e y f) Microscopía FESEM (100% BLC). Nital 2%.

Al comparar la morfología de la BLC para las dos temperaturas de austemperizado utilizadas, se puede apreciar diferencia en la escala de las fases intervinientes. En las microestructuras obtenidas a 330°C (**Figura 6.6e y f**), se observa una microestructura más gruesa que la obtenida a 280°C (**Figura 6.7e y f**), lo cual involucra placas de ferrita bainítica más delgadas y bloques de austenita retenida de menor tamaño. Esta diferencia en la morfología de las placas de ferrita bainítica se muestra en detalle en la **Figura 6.8**.

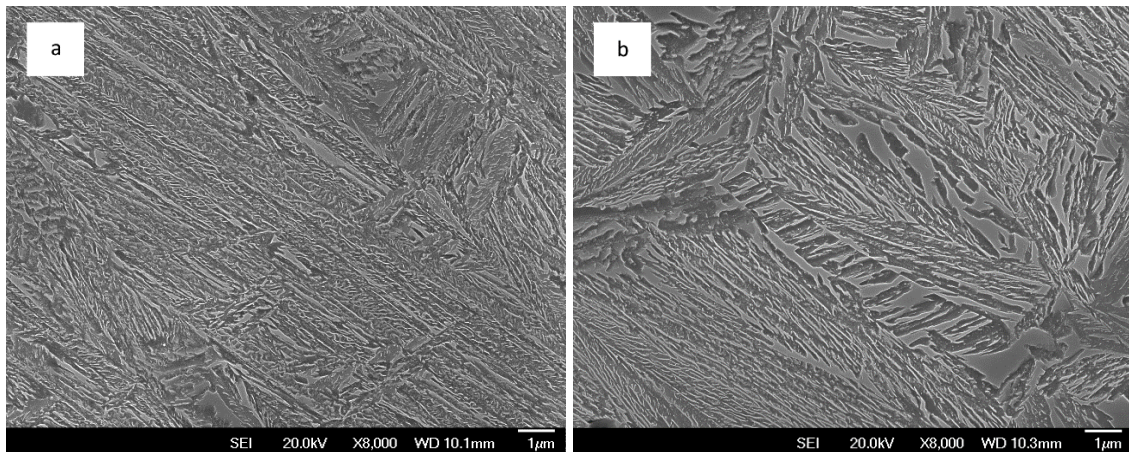


Figura 6.8 Micrografía FESEM de una microestructura 100% BLC a) 280°C - 480 min y b) 330°C - 540 min. Nital 2%.

Esta diferencia es totalmente esperable ya que, como es sabido, a medida que se realizan tratamientos de austemperado a menores temperaturas la microestructura resultante se afina progresivamente, como consecuencia de una austenita de partida más resistente, lo que provoca una mayor dificultad para el crecimiento de las placas de ferrita bainítica. Por otro lado, a menores temperaturas de austemperizado hay un mayor avance de la transformación dado por la ubicación de la línea T_0 , lo que se traduce en una menor cantidad de austenita retenida en la microestructura, lo cual provoca un tamaño menor de esta fase.

En síntesis, mediante el presente estudio de cinética de transformación bainítica, se determinaron los tiempos para los cuales la transformación se detiene, obteniendo un tiempo t_c de 240 minutos para una temperatura de austemperizado de 280°C y de 120 minutos para una temperatura de 330°C.

6.4 Caracterización del campo bifásico

Como se mencionó en la sección 5.4, la caracterización del campo bifásico ferrita-austenita consistió en determinar, para el acero bajo estudio, las temperaturas críticas del intervalo (A_1 superior y A_3 de la **Figura 5.3**) y cómo varían las cantidades relativas de fases en función de la temperatura dentro dicho intervalo.

Los resultados de los tratamientos térmicos de temple realizados mostraron que, para el caso de muestras austenizadas a 760°C, 768°C y 776°C, se obtuvo una microestructura mayoritariamente perlítica con algunas regiones de martensita. Esto indica que las temperaturas utilizadas estuvieron dentro del campo trifásico ferrita-cementita-austenita, siendo todas menores a A_1 superior.

La **Figura 6.9** muestra la microestructura obtenida del acero luego del tratamiento de austenizado parcial a 760°C durante 360 minutos con su posterior templado en agua. En la misma se ve claramente una microestructura compuesta principalmente de perlita, que corresponde a la estructura de solidificación del acero, y algunas regiones de martensita. Además, se observa que la perlita ha sufrido un proceso de esferoidización de la cementita, debido al mantenimiento a alta temperatura durante un largo periodo de tiempo.

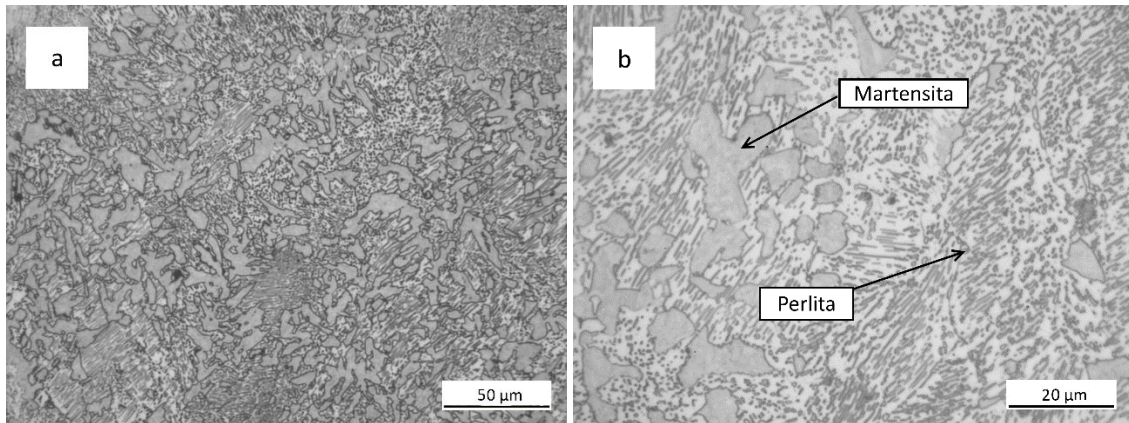


Figura 6.9 Metalografía de austenizado parcial a 760°C durante 360 minutos, y un posterior templado en agua. a) x20 y b) x50. Nital 2%.

En la **Figura 6.10** se observan tres micrografías a distintos aumentos para un austenizado parcial de 784°C y posterior temple en agua. Para este caso, las fases presentes en la microestructura son ferrita (zonas blancas) y martensita (zonas oscuras). A partir de esta temperatura no se observa la presencia de cementita, lo que indica que esa temperatura se encuentra dentro del campo bifásico (ferrita-austenita).

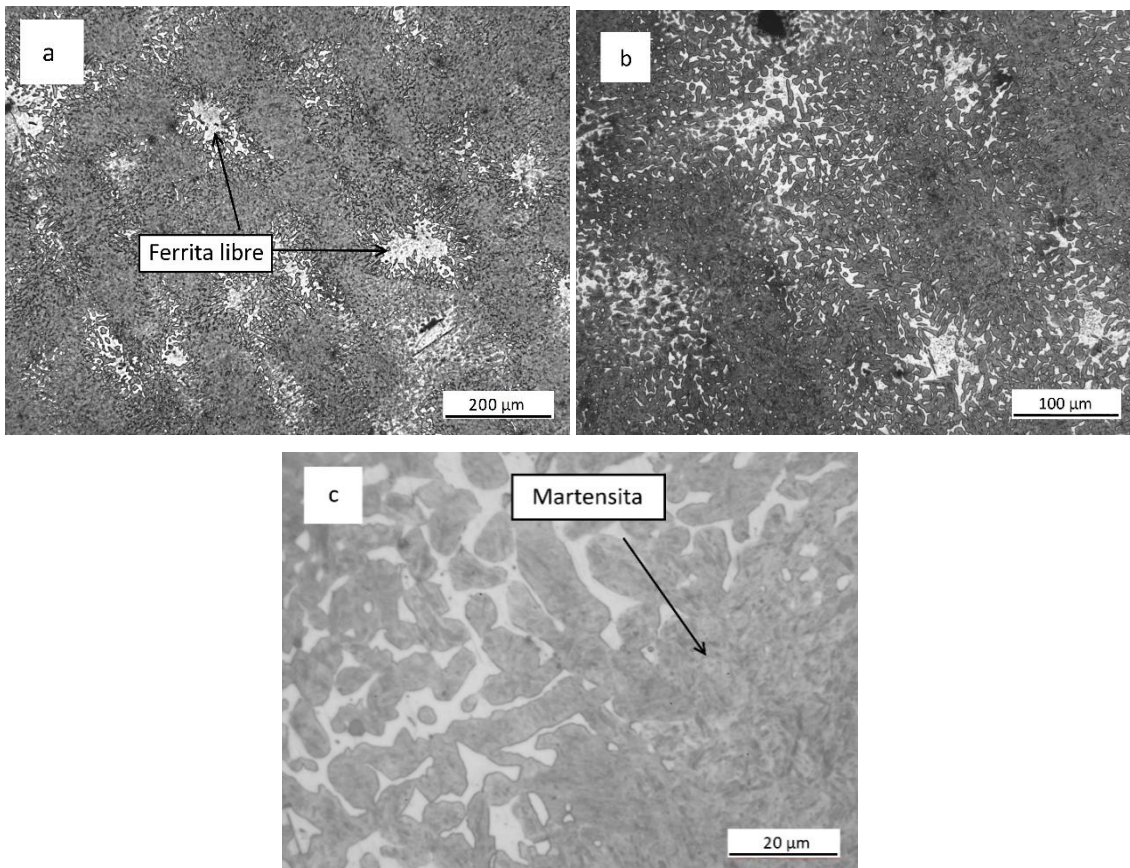


Figura 6.10 Microestructura correspondiente a austenizado a 784°C durante 360 minutos y posterior templado en agua a) aumento x5, b) aumento x10 y c) aumento x50. Nital 2%.

El porcentaje de ferrita medido para la microestructura obtenida a 784°C fue de aproximadamente 18%. A modo de ejemplo, en la **Figura 6.11** se visualiza de qué manera el programa utilizado permite identificar el área correspondiente a ferrita en la micrografía. Se observa en la **Figura 6.11a** una micrografía x10 de una muestra austenizada a 784°C, mientras que en la **Figura 6.11b** se muestra la misma micrografía donde la zona roja es el área correspondiente a la fase ferrítica contabilizada por el software de procesamiento de imagen (Image Pro Plus®).

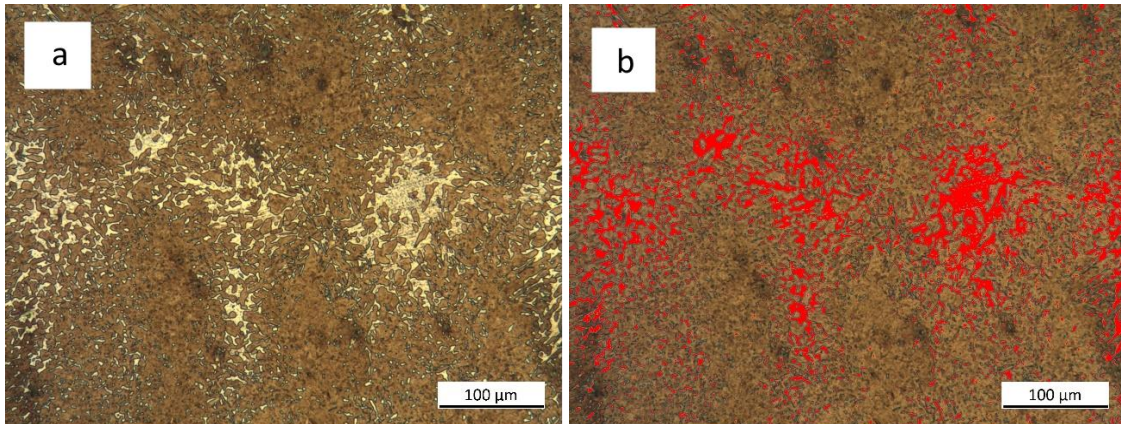


Figura 6.11 Identificación de la fase ferrita mediante el software Image Pro Plus®. Muestra austenizada a 784°C, durante 360 minutos y posterior temple en agua. Nital 2%.

En la **Figura 6.12** y **Figura 6.13** se muestran micrografías a distintos aumentos de muestras austenizadas a una temperatura de 792°C y 800°C respectivamente. Se observa que las microestructuras austenizadas a estas temperaturas están compuestas por las mismas fases que las detalladas para el caso de la muestra austenizada a 784°C. Lo que las diferencian es la proporción de ferrita proeutectoide presente. A 792°C la cantidad de ferrita libre es de aproximadamente 11%, mientras que a 800°C se aprecia que dicha cantidad es menor al 5%.

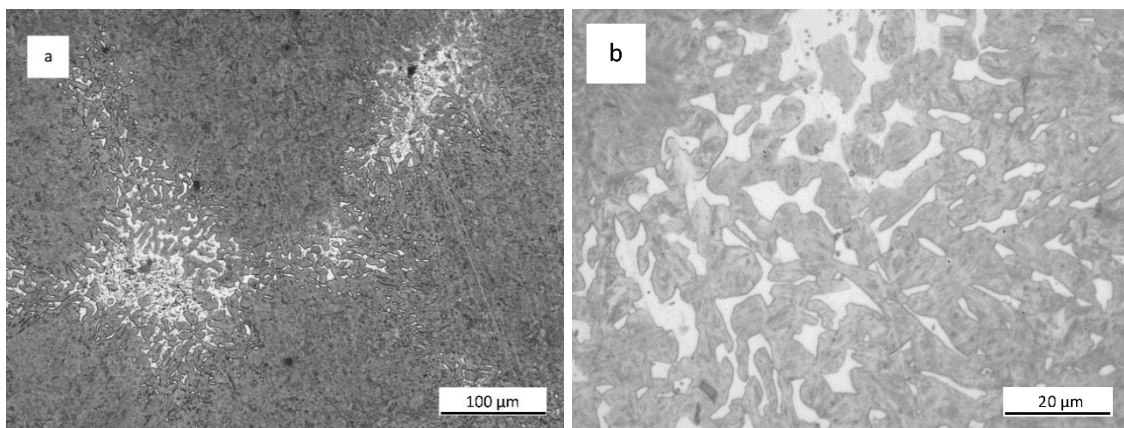


Figura 6.12 Microestructura correspondiente a austenizado a 792°C durante 360 minutos y posterior templado en agua a) x10, b) x20. Nital 2%.

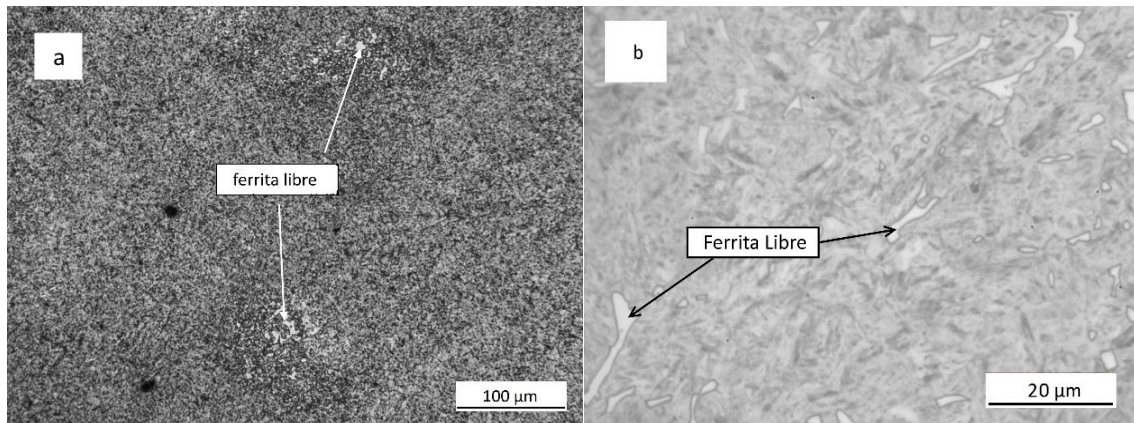


Figura 6.13 Microestructura correspondiente a austenizado a 800°C durante 360 minutos y posterior templado en agua a) x10, b) x50. Nital 2%.

A manera de resumen, en la **Figura 6.14** se muestra el porcentaje de ferrita proeutectoide en la microestructura en función de la temperatura de austenizado parcial dentro del campo bifásico austenita-ferrita.

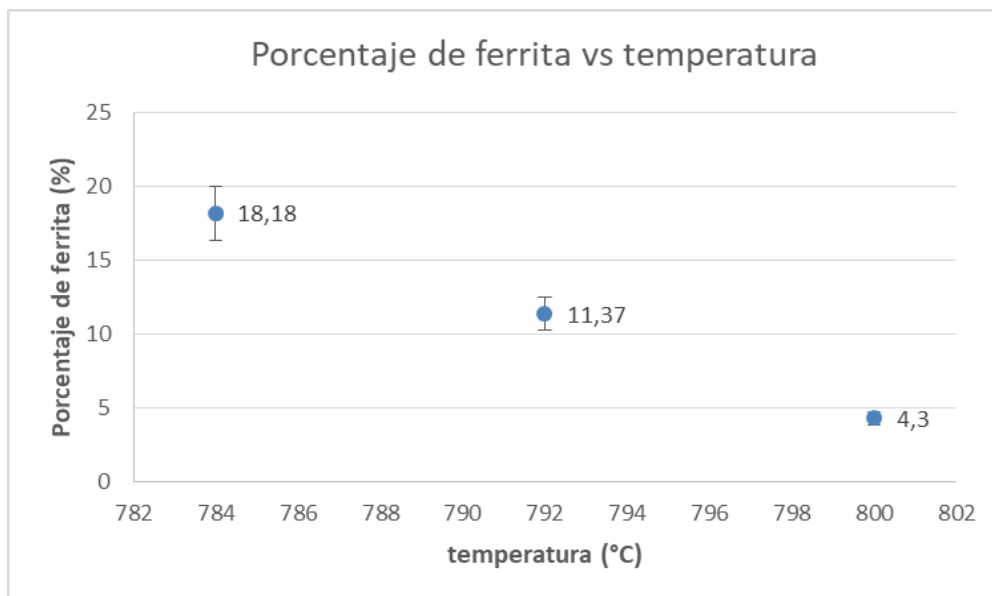


Figura 6.14 Porcentaje de ferrita vs temperatura de austenizado parcial dentro del campo bifásico ferrita-austenita.

En base a los resultados obtenidos, se puede inferir que la temperatura crítica A_1 superior para este acero es cercana a los 780°C, mientras que A_3 es aproximadamente de 810°C. Es interesante mencionar que para el acero bajo estudio, la amplitud del campo bifásico es muy pequeña de sólo de unos 40°C aproximadamente. Esto se debe principalmente al contenido de carbono del acero (0.5%C) cercano al eutectoide, lo que permite obtener una máxima fracción de ferrita libre cercana al 18%.

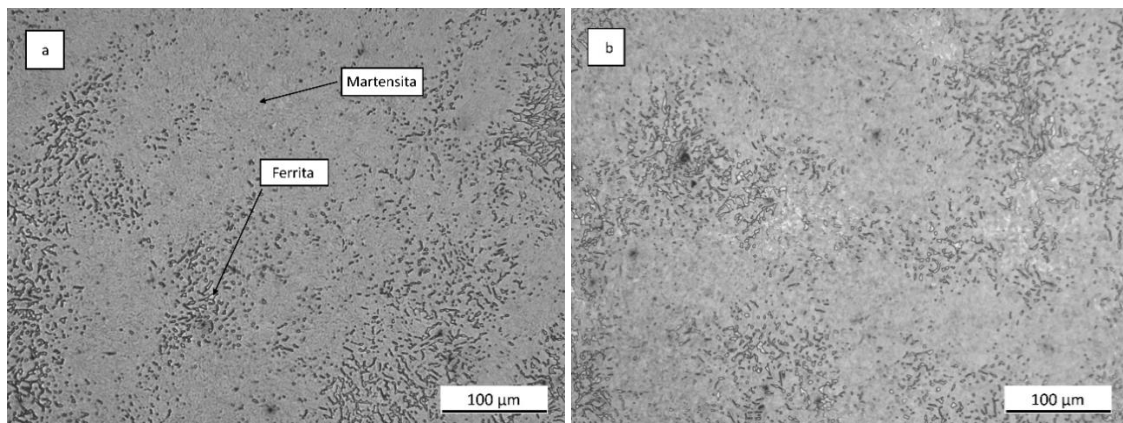
En consecuencia, las temperaturas de austenizado parcial seleccionadas para obtener microestructuras del tipo F-BLC (ferrita libre y bainita libre de carburos), fueron 784°C y 792°C, dado que con dichas temperaturas se lograron obtener cantidades de fase ferrita proeutectoide apropiadas para poder analizar su influencia en las propiedades mecánicas, con respecto a estructuras 100% BLC.

6.5 Estudio de la cinética de formación de ferrita y austenita durante el ciclo de austenizado dentro del campo bifásico

Un parámetro importante a determinar fue el tiempo necesario para alcanzar porcentajes de fases de equilibrio en función de la temperatura de austenizado dentro del campo bifásico austenita-ferrita. Este tiempo de equilibrio establece un mínimo a partir del cual no se producen cambios significativos en el contenido de ferrita y austenita durante el tratamiento de austenizado, para una determinada temperatura.

Este análisis se realizó sólo para la temperatura de austenizado de 784°C y se consideró que el tiempo de equilibrio determinado para esta temperatura es similar al correspondiente para la temperatura de 792°C. Esta consideración se realizó debido a que el estudio detallado de la cinética de las transformaciones dentro del campo bifásico para este tipo de aceros abre un amplio campo de estudio que escapa del alcance de este trabajo.

En la **Figura 6.15** se ven las micrografías obtenidas para distintos tiempos de permanencia a la temperatura de austenizado (784°C): a) 60 minutos, b) 120 minutos, c) 180 minutos, d) 240 minutos, e) 300 minutos y f) 360 minutos. Para cada caso, se determinó el porcentaje de ferrita presente en la microestructura.



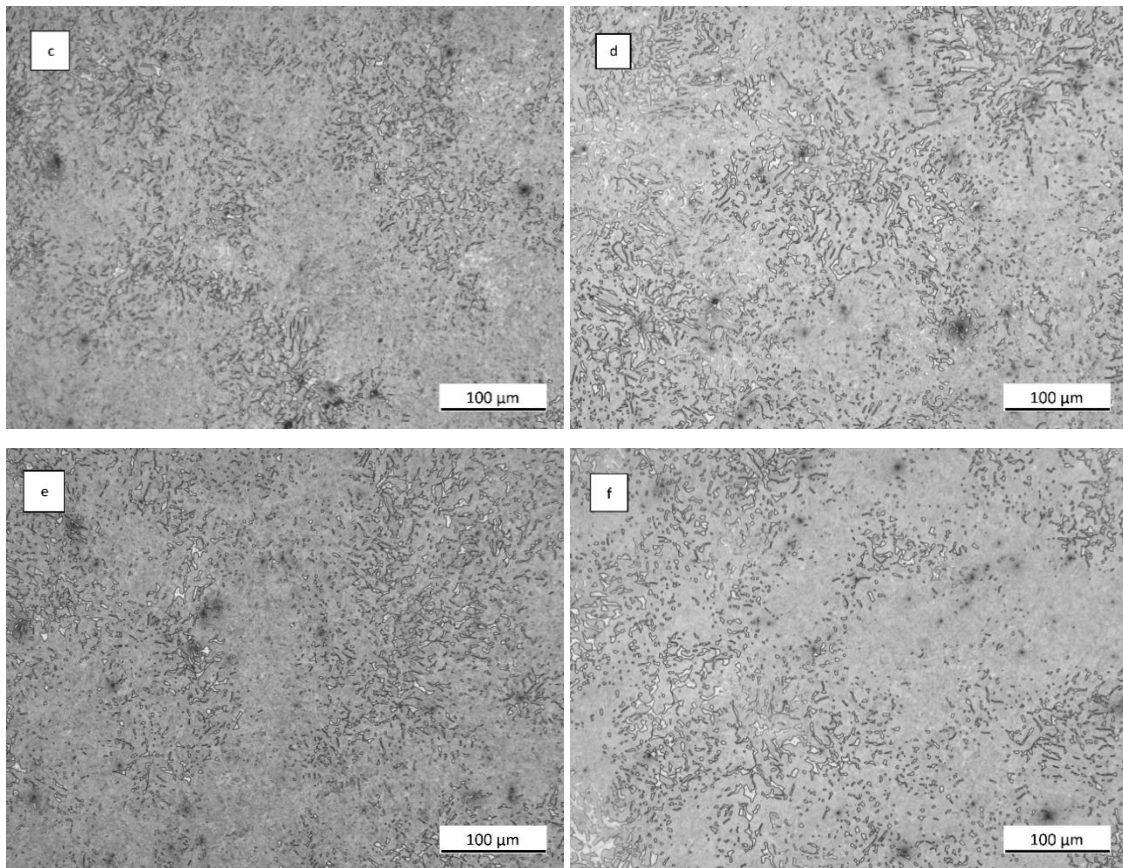


Figura 6.15 Micrográficas de las muestras austenizadas a 784°C a distintos tiempos. a) 60 minutos, b) 120 minutos, c) 180 minutos, d) 240 minutos, e) 300 minutos y f) 360 minutos. Nital 2%.

Si bien a simple vista no se puede apreciar observar claramente la diferencia de la cantidad de ferrita libre entre una microestructura y otra, sí se puede apreciar una sutil diferencia entre las primeras dos correspondientes a la primera y segunda hora de tratamiento térmico.

En la **Figura 6.16** se puede ver la variación del porcentaje de ferrita libre en función del tiempo de austenizado. Los resultados obtenidos muestran que a tiempos cortos la cantidad de ferrita se incrementa, pero a partir de transcurridos aproximadamente 180 minutos dicha cantidad se mantiene aproximadamente constante en un valor cercano al 18%. Como se mencionará, dicho porcentaje es el máximo de ferrita proeutectoide capaz de obtenerse con esta composición química. Por lo tanto, para esta temperatura de estudio, se determinó que el tiempo de equilibrio (t_{eq}) es de 180 minutos, siendo este tiempo el establecido como tiempo de austenización para la obtención de las estructuras F-BLC.

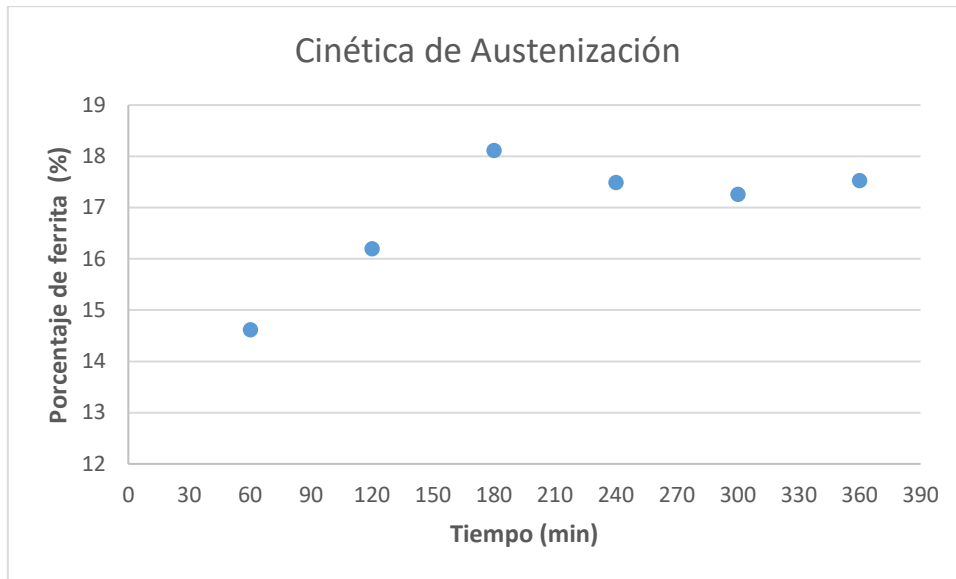


Figura 6.16 Cinética de austenizado a 784°C.

6.5.1 Influencia de la microsegregación en la distribución de fases ferrita y austenita durante el ciclo de austenizado

En la **Figura 6.17** se observa una imagen generada por el ensamble de varias metalografías correspondientes a la muestra austenizada a 784°C durante 360 minutos. En la imagen se puede ver la distribución de las fases. Se observa que existe un patrón dendrítico en la distribución de las fases: la ferrita se encuentra preferencialmente en las regiones interdendríticas (zonas LTF-zonas oscuras), mientras que la martensita aparece siguiendo la morfología de dendritas (zonas FTF-zonas claras).

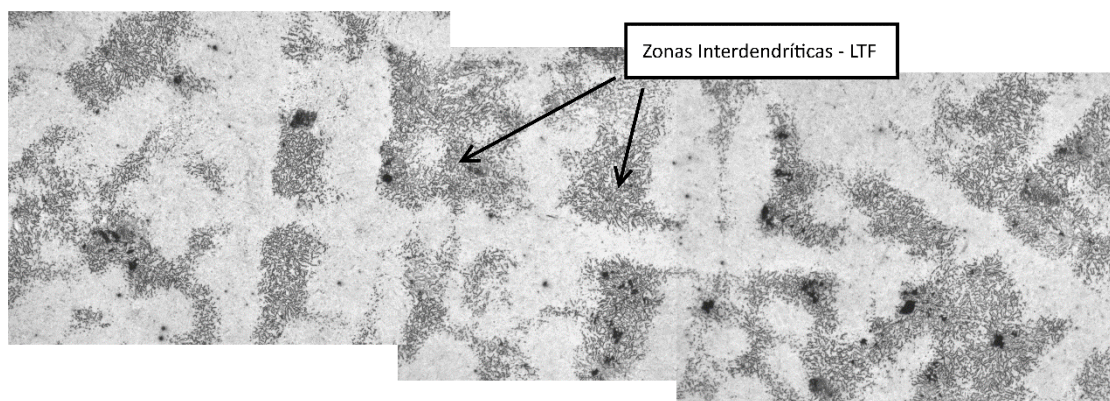


Figura 6.17 Distribución de ferrita y martensita (austenita luego del temple) en la microestructura. Muestra correspondiente a austenizado a 784°C durante 360 minutos y posterior temple. Nital 2%.

En la **Figura 6.18** se muestra una micrografía a altos aumentos de una zona LTF (región interdendrítica), en la que se puede visualizar de forma muy clara que está compuesta por dos fases: martensita y ferrita proeutectoide. Cabe mencionar que en las zonas FTF (región dendrítica), si bien en la **Figura 6.17** se ve que corresponde a una estructura totalmente martensítica, hay una pequeña proporción de fase ferrítica dispersa.

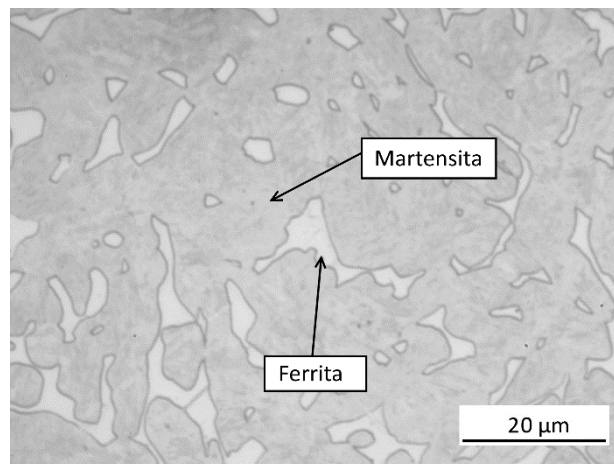


Figura 6.18 Zona LTF. Muestra correspondiente a austenizado a 784°C durante 360 minutos y posterior temple. Nital 2%

La distribución de fases mostrada en la **Figura 6.17** está relacionada con la segregación de elementos químicos presentes en el acero que ocurre durante la solidificación. Los aleantes utilizados en estos tipos de acero (Si, Cr, Mn, Al, entre otros) segregan de forma directa, es decir hacia las zonas LTF, provocando zonas con un bajo contenido de aleantes y otras con mayor concentración de los mismos (sección 4.6.1). Algunos elementos presentes en este acero, tales como el Si y Cr, son ferritizantes y se concentran preferencialmente en las zonas interdendríticas [28]. Esta heterogeneidad química genera que las regiones interdendríticas presenten una mayor proporción de ferrita proeutectoide. En la **Figura 6.19** se muestra un esquema de las microestructuras encontradas luego del austenizado parcial dentro del campo bifásico. La martensita muestra una distribución que sigue la de las dendritas de solidificación (en este caso ferrita delta); mientras que las regiones interdendríticas están compuestas por una mezcla de ferrita y austenita.

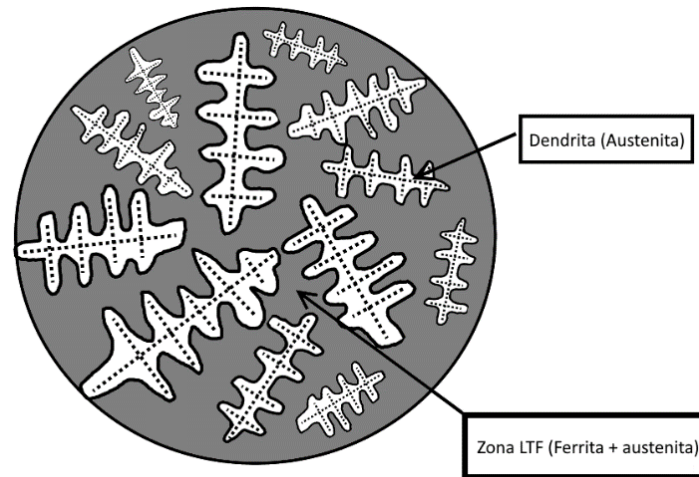


Figura 6.19 Esquema de las fases presentes en la microestructura luego del austenizado parcial dentro del campo bifásico.

Esta distribución de fases no homogénea genera que el control de la composición química del acero y el estudio de los patrones de microsegregación sean muy relevantes a la hora de diseñar la producción de piezas con estructura F-BLC obtenidas mediante la técnica de fusión y colada. En este sentido, la microsegregación podría ser beneficiosa, ya que genera una red interconectada de ferrita libre aun cuando esta fase se encuentra en relativa baja proporción. Cabe mencionar que los aceros con estructura F-BLC presentan una fase ferrítica continua, pero para lograrlo, la fracción de ferrita proeutectoide es mayor al 40%, mientras que en las microestructuras desarrolladas en este trabajo tienen un contenido menor al 18%. Se espera que esta distribución de ferrita en los aceros colados podría provocar un aumento en la ductilidad del material.

6.6 Obtención de estructuras F-BLC.

Como ya se mencionó, las estructuras F-BLC se obtuvieron mediante un tratamiento térmico compuesto por un ciclo de austenizado intercrítico seguido de un austempering. De acuerdo a los estudios previos y a la cantidad de material disponible, se decidió obtener 6 variantes microestructurales. En la **Tabla 6.2** se listan las características principales de cada variante detallando: la nomenclatura para cada una de ellas; las temperaturas de austenizado y austemperizado seleccionadas; y los porcentajes de ferrita proeutectoide y bainita libre de carburos esperados en cada variante microestructural.



Para la etapa de austenizado parcial, las muestras fueron mantenidas isotérmicamente a tiempo de equilibrio de $t_{eq} = 180$ minutos, establecido según los resultados obtenidos anteriormente al analizar la cinética de austenizado (sección 6.5). Para el austemperizado se mantuvieron las muestras por un tiempo crítico de 120 minutos y de 240 minutos para las temperaturas 330°C y 280°C respectivamente según lo estipulado al analizar la cinética de austemperizado (sección 6.3).

Un punto importante a resaltar es que en la etapa de austenización dentro del campo bifásico, se produce una concentración de carbono en la fase austenita, ya que la ferrita es una fase casi libre de carbono. Por ende, al realizar el tratamiento de austemperizado desde una temperatura que se encuentra dentro del campo bifásico, se parte de una austenita que posee un contenido de carbono mayor al nominal del acero (para este caso, mayor a 0,54% de C), lo que generaría una diferencia en el tiempo necesario para alcanzar el stop de la transformación bainítica durante el tratamiento de austemperizado. A mayor contenido de carbono en la austenita, mayor es el tiempo necesario para alcanzar el stop de la transformación bainítica. Pero, para el caso particular de las microestructuras evaluadas en el presente trabajo, se encontró que la bainita se forma principalmente a partir de la austenita de las zonas FTF, que son las de menor contenido de aleantes, produciendo una disminución del tiempo de cinética de transformación. Este fenómeno, compensaría el mayor tiempo necesario para alcanzar el stop de transformación bainítica causado por el aumento del contenido de carbono en la austenita. Es por ello que se tomó como criterio utilizar el tiempo de stop de transformación bainítica (t_c) determinado en la sección 6.4, en el estudio de cinética de austemperizado.

Tabla 6.2 Variantes de las estructuras F-BLC con su nomenclatura, ciclo térmico y microestructura esperada.

Nomenclatura	Temperatura austenizado	Temperatura austemperizado	Microestructura esperada
<i>F₁-BLC-280</i>	784 °C	280 °C	18% Ferrita proeutectoide y 82% Bainita libre de carburos
<i>F₁-BLC-330</i>	784 °C	330 °C	18% Ferrita proeutectoide y 82% Bainita libre de carburos
<i>F₂-BLC-280</i>	792 °C	280 °C	10% Ferrita proeutectoide y 89% bainita libre de carburos
<i>F₂-BLC-330</i>	792 °C	330 °C	10% Ferrita proeutectoide y 89% bainita libre de carburos
<i>BLC – 280</i>	920 °C	280 °C	100% Bainita libre de carburos
<i>BLC – 330</i>	920 °C	330 °C	100% Bainita libre de carburos

En la **Figura 6.20** se observan las microestructuras correspondientes a las muestras F_1 -BLC-280, F_2 -BLC-280 y BLC-280. Las zonas blancas corresponden a ferrita proeutectoide en la imagen a) y b), mientras que el resto de la microestructura corresponde a la estructura bainita libre de carburos. Se ve claramente la diferencia en las cantidades de ferrita libre presentes para los dos casos F-BLC.

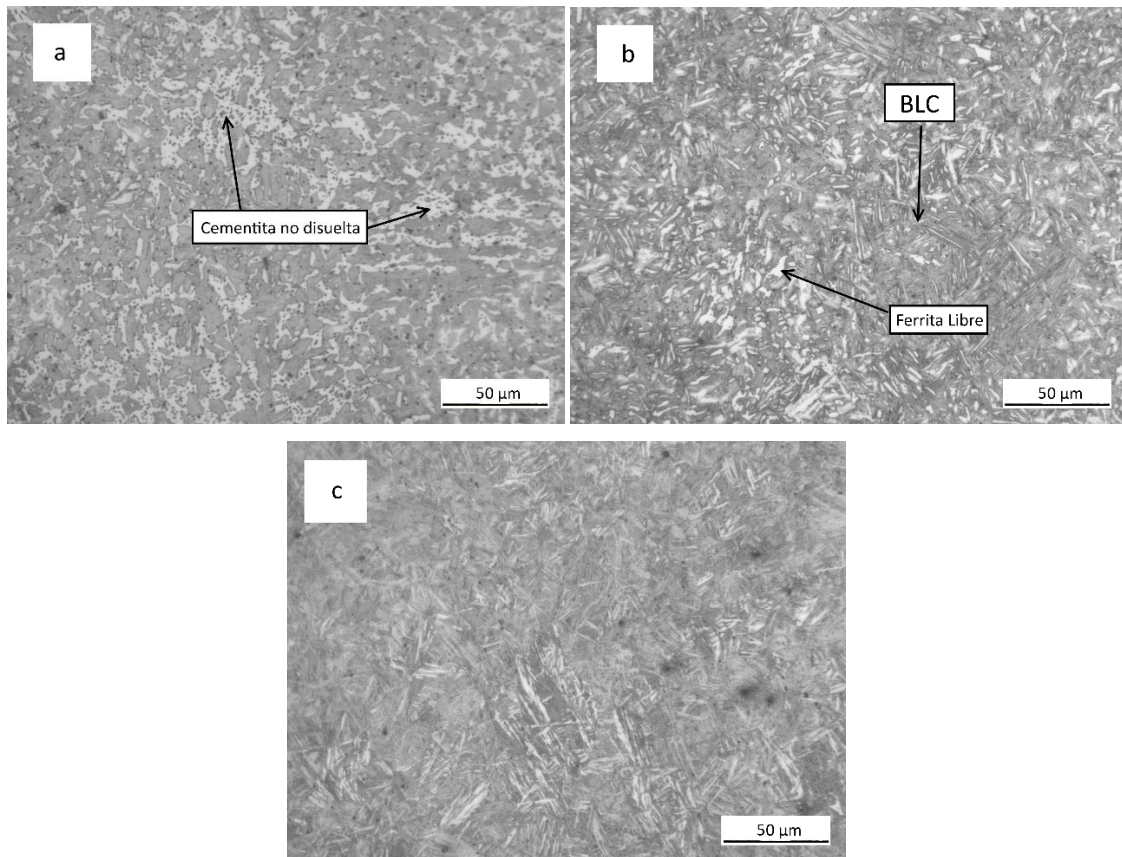


Figura 6.20 Micrografías a x50 correspondientes a las muestras BLC-280 Y F-BLC-280. a) F₁-BLC-280, b) F₂-BLC-280 y c) BLC-280. Nital 2%.

En el caso de F₁-BLC-280 (**Figura 6.20a**) se puede apreciar la presencia de cementita no disuelta. Esto puede deberse a que, para este caso en particular, el ciclo de austenizado se haya realizado dentro del campo trifásico ferrita-austenita-cementita. Este tipo de error es esperable dado el pequeño margen de temperaturas con el que se trabaja. Unos pocos grados centígrados de diferencia en el ciclo de austenizado parcial, del orden del error de medición de la termocupla, puede originar que el tratamiento se realice dentro del campo bifásico ferrita-austenita o fuera de él.

Sobre estas muestras se cuantificaron las fases presentes en la microestructura. Para la muestra F₁-BLC-280 se obtuvo aproximadamente 17.3% de ferrita libre, mientras que para el caso de F₂-BLC-280, dicho porcentaje fue de 10.8%. Estos valores son coincidentes con la cuantificación de ferrita realizada sobre muestras templadas (sección 6.4). Esto indica que durante el enfriamiento y posterior tratamiento de austemperizado, como era de esperarse, no se incrementa la cantidad de ferrita proeutectoide.

La **Figura 6.21** presenta las microestructuras obtenidas para las muestras austemperizadas a 330°C. Para la muestra F₁-BLC-330, se obtuvo un porcentaje de ferrita proeutectoide aproximadamente de 16.6%, mientras que dicha fase en F₂-BLC-

330 representa el 10.6%. La muestra BLC-330 posee una microestructura 100% bainita libre de carburos.

Es importante mencionar que en la muestra F_1 -BLC-330 no se aprecia la presencia de cementita no disuelta, por lo que se puede confirmar que el tratamiento de austenizado se realizó correctamente a una temperatura dentro del campo ferrita-austenita.

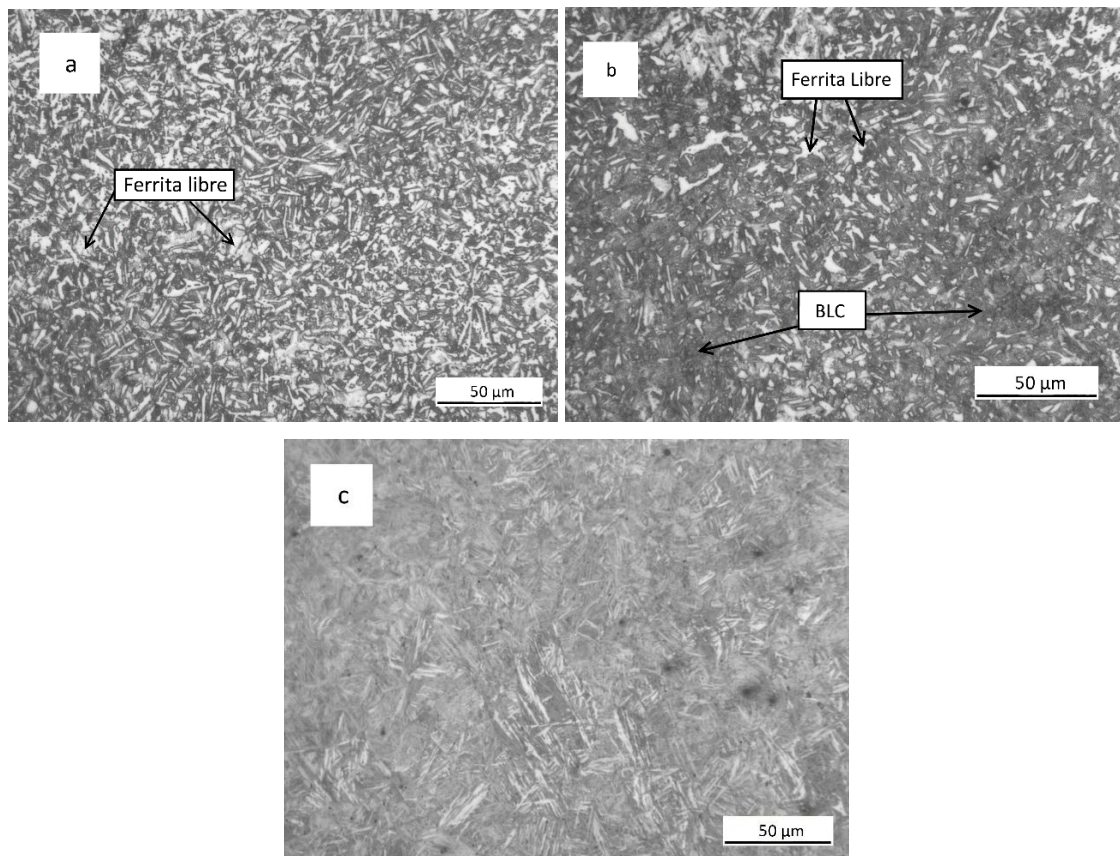


Figura 6.21 Micrografías correspondientes a las muestras BLC-330 y F-BLC-330 .a) F_1 -BLC-330, b) F_2 -BLC-330 y c) BLC-330. Nital 2%.

La **Figura 6.22** se muestra un detalle de las microestructuras F_1 -BLC-280 y F_1 -BLC-330. Se puede observar la presencia de cementita con morfología globular en la muestra F_1 -BLC-280 (**Figura 6.22a**), mientras que en la muestra F_1 -BLC-330 (**Figura 6.22b**) no se observa esta fase.

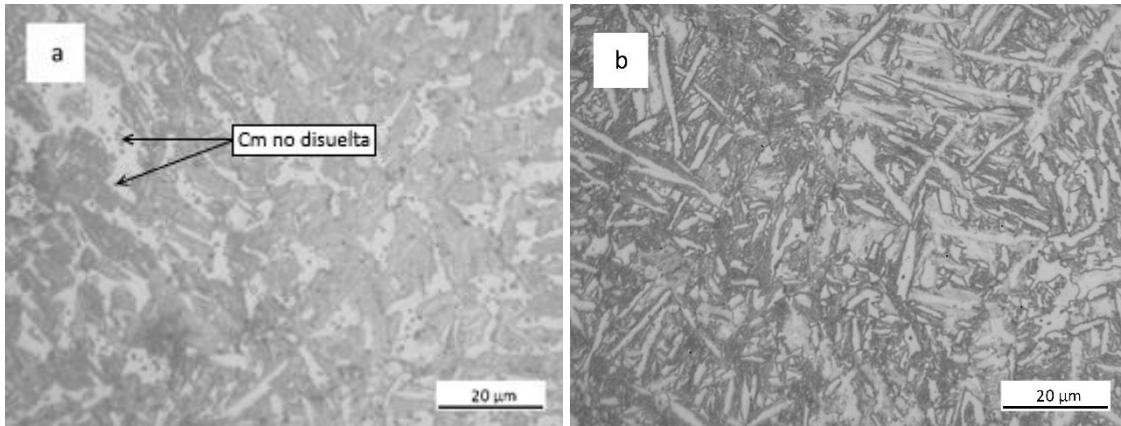


Figura 6.22 Micrografías correspondiente a: a) F_1 -BLC-280 y b) F_1 -BLC-330. Nital 2%.

En relación a la localización de las fases dada la microsegregación sufrida (sección 6.5.1), en la **Figura 6.23** se puede visualizar micrografías FESEM de la microestructura obtenida en las zonas LTF y FTF para la muestra F_2 -BLC-330. Las zonas más oscuras corresponden a la fase de ferrita libre, mientras que las más claras son la bainita libre de carburos. Se puede apreciar claramente que hay una variación sustancial en las cantidades relativas de las fases presentes. En la **Figura 6.23a**, que muestra la zona FTF, la cantidad de ferrita libre es baja y representa alrededor del 5% de la microestructura. Por el otro lado, las regiones LTF presentan un porcentaje de ferrita de aproximadamente el 35%.

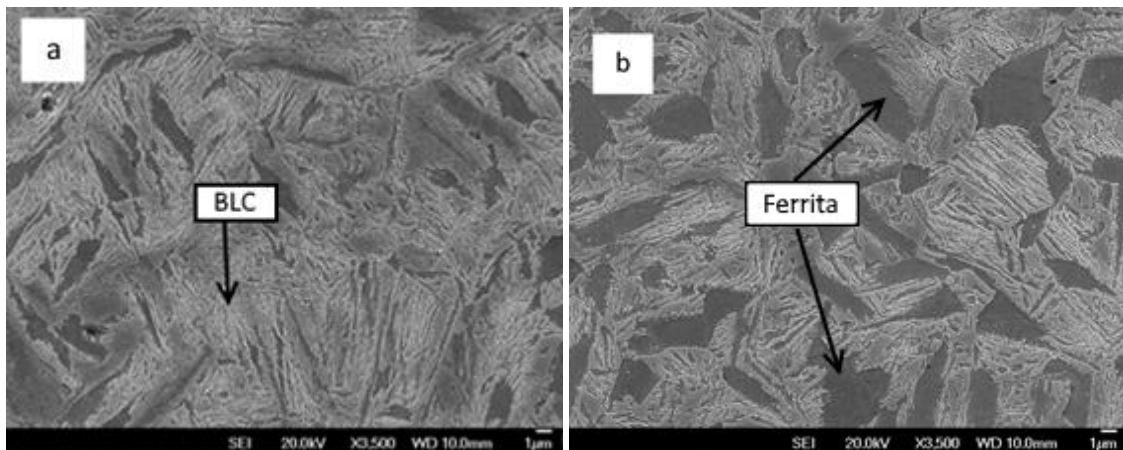


Figura 6.23 Micrografías FESEM de la muestra F_2 -BLC-330 de zonas: a) FTF y b) LTF. Nital 2%.

6.7 Propiedades mecánicas

6.7.1 Dureza

En la **Tabla 6.3** se presentan los valores obtenidos de la dureza para las distintas variantes microestructurales analizadas.

Tabla 6.3 Valores de dureza para las muestras analizadas.

Muestra	Dureza (HB)
<i>F₁-BLC-280</i>	477
<i>F₁-BLC-330</i>	337
<i>F₂-BLC-280</i>	383
<i>F₂-BLC-330</i>	354
<i>BLC-280</i>	573
<i>BLC-330</i>	464

Como se puede observar en la **Tabla 6.3**, la microestructura tiene una influencia marcada sobre la dureza. Para una misma cantidad de ferrita proeutectoide, las muestras austemperadas a una menor temperatura son la que presentan una mayor dureza. Esto se debe a las características de la bainita libre de carburos; a menor temperatura de austemperizado, la morfología de fases que forman la bainita es más fina, lo que incrementa la dureza de la microestructura.

A medida que aumenta el porcentaje de ferrita proeutectoide la dureza decrece, ya que dicha fase es de menor dureza comparada con la fase bainítica libre de carburos. Esta tendencia se observó para las muestras austemperizadas a 330°C. Sin embargo, en el caso de muestras austemperizadas a 280°C la tendencia es inversa. Mientras que F₁-BLC-280, que posee un 17.3% de ferrita libre, presenta un valor de dureza de 477 HB, F₂-BLC-280, que posee un 10.8% de ferrita libre, presenta un valor de dureza de 383 HB. Esta diferencia puede ser atribuida a la presencia de cementita no disuelta observada en la microestructura F₁-BLC-280 (**Figura 6.20a**), que provoca un aumento de la dureza.

6.7.2 Propiedades en tracción

La **Figura 6.24** muestra los resultados de las propiedades a la tracción para las microestructuras austemperizadas a 280°C. En el gráfico se muestra la tensión máxima, el límite elástico y la elongación a la rotura en función de los distintos porcentajes de ferrita libre.

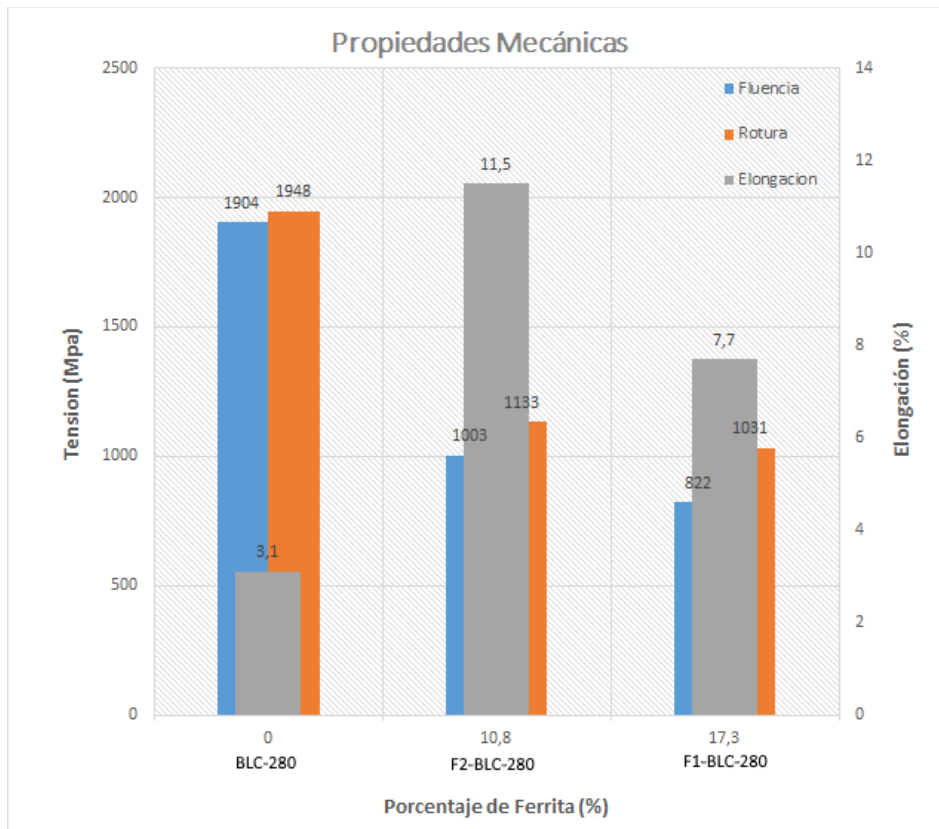


Figura 6.24 Gráfico comparativo de las distintas propiedades analizadas vs porcentaje de ferrita libre presente. A 0% (BLC-280), 10.8% (F₂-BLC-280) y 17.3% (F₁-BLC-280).

El límite elástico y la tensión de rotura disminuyen sustancialmente al comparar la microestructura bainítica libre de carburos con las microestructuras mixtas F-BLC. La diferencia en la tensión de rotura y el límite elástico de las muestras F-BLC con respecto a las BLC representa aproximadamente un detrimento cercano al 50%. Esta diferencia es muy significativa, ya que, dado que se trata de un porcentaje de ferrita libre bajo ($\approx 11\%$), era de esperarse que esta caída en las propiedades sea mucho menor (10% – 20%).

La microestructura BLC-280 muestra una baja deformación a la rotura, de apenas el 3.1%. La presencia de ferrita proeutectoide genera un incremento considerable: ambas muestras F-BLC poseen una deformación a la rotura superior al

doble de este valor. Los resultados respecto a BLC-280 obtenidos son coherentes con los esperados. Sin embargo, en la comparación entre las muestras F₁-BLC-280 (7,7% de elongación a la rotura) y F₂-BLC-280 (11.5% de elongación a la rotura) se encontró un menor valor de elongación en F₁-BLC-280, contrariando lo esperado debido a su mayor porcentaje de ferrita libre. Esta incongruencia podría ser explicada debido a la presencia de una fase frágil como la cementita no disuelta en la microestructura, que además de provocar un aumento en la resistencia mecánica del acero, también reduce su capacidad de deformación.

La **Figura 6.25** muestra las propiedades en tracción obtenidas en función de los distintos porcentajes de ferrita libre para las muestras austemperadas a 330°C. La presencia de ferrita libre en la microestructura genera nuevamente un detrimento en los valores de tensión de rotura y límite elástico, como era de esperar. Sin embargo, se observa un detrimento mucho menor, de aproximadamente un 20% entre los valores correspondientes a una muestra con estructura totalmente BLC, con respecto a los que presentan las muestras F-BLC. Por su parte, los valores no varían de forma significativa entre F₁-BLC-330 y F₂-BLC-330, manteniéndose cercanos a 1150 MPa para el caso de la tensión de rotura y 940 MPa para el límite elástico, a pesar de la diferencia en la proporción de fases.

Para el caso de la elongación a la rotura, a medida que se incrementa el porcentaje de ferrita proeutectoide presente en la microestructura también lo hace la elongación a la rotura. En este sentido, la presencia de un 18% de ferrita libre aumenta un 75% el valor de la elongación con respecto a una muestra con una microestructura 100% BLC.

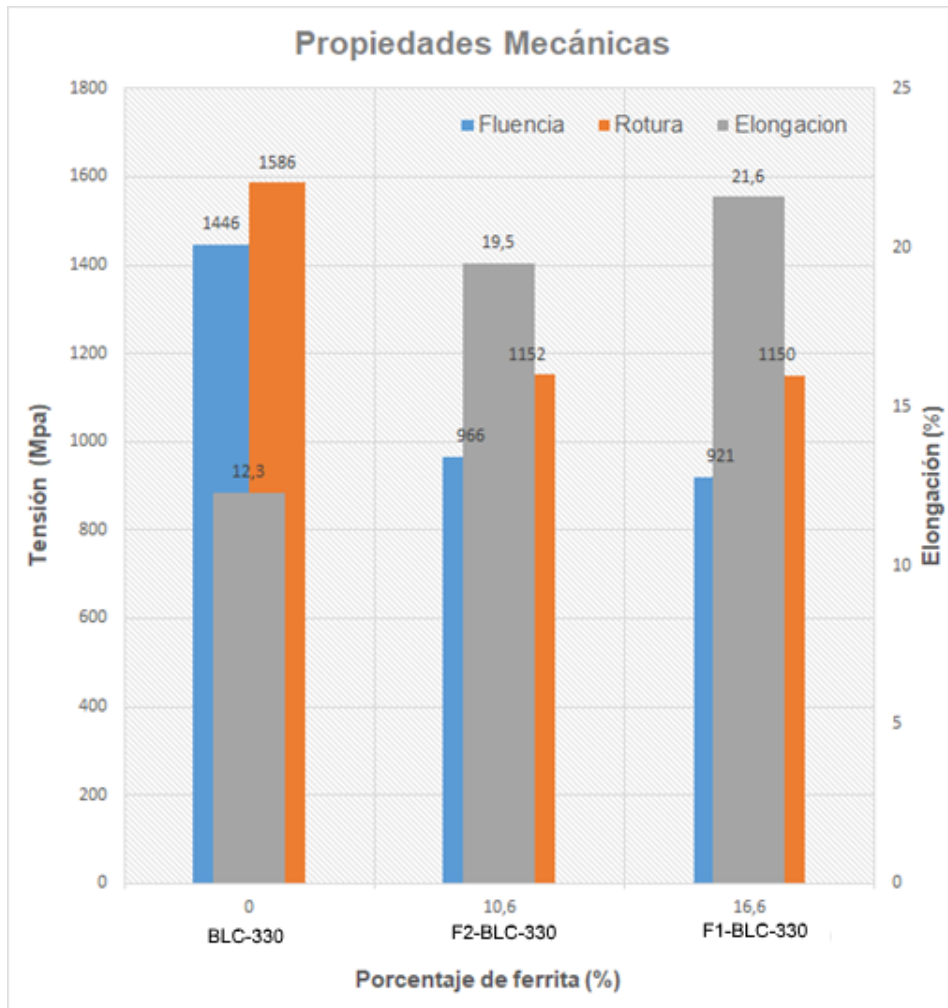


Figura 6.25 Gráfico comparativo de las distintas propiedades analizadas vs porcentaje de ferrita libre presente. A 0% (BLC-330), 10.6% (F₂-BLC-330) y 16.6% (F₁-BLC-330).

6.7.2.1 Influencia de la temperatura de austenizado y austemperizado sobre las propiedades mecánicas.

Los resultados permitieron verificar que la temperatura de austenizado tiene marcada influencia sobre las propiedades mecánicas. En la **Figura 6.26** se presentan algunas de las curvas tensión-deformación para las distintas variantes microestructurales austemperizadas a 330°C (muestras BLC-330, F₁-BLC-330 y F₂-BLC-330). La muestra F₁-BLC-330 presenta la mayor elongación a la rotura, mientras que la muestra BLC-330 expone los mayores valores de resistencia y límite elástico. Estos resultados son esperables, ya que al disminuir la temperatura de austenizado, se promueve mayor cantidad de ferrita libre en la microestructura, lo que genera una mayor capacidad de deformación a expensas de una disminución en el límite elástico y la tensión de rotura.

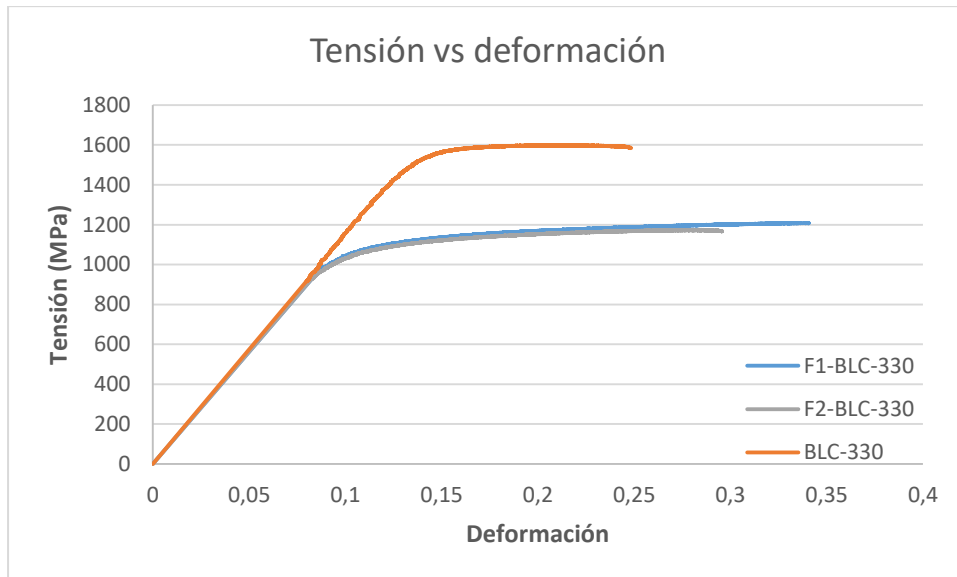


Figura 6.26 Curva tensión deformación para muestras BLC-330°C, F₁-BLC-330°C y F₂-BLC-330°C.

Por otro lado, la temperatura de austemperizado también tiene incidencia directa sobre las propiedades analizadas. A modo de ejemplo, en la **Figura 6.27** muestra de qué manera se ven modificadas las propiedades mecánicas para las muestras F₂-BLC cuando se modifica la temperatura de austemperizado. La diferencia radica principalmente en la elongación a la rotura, logrando una mayor deformabilidad para el caso F₂-BLC-330. Este incremento se podría deber a la presencia de mayor cantidad de austenita retenida en la microestructura. Cabe recordar que para una muestra austemperizada a 330°C la cantidad de fase austenítica presente en la bainita libre de carburos ronda el 24% y que para una muestra tratada a 280°C, dicha cantidad no supera el 10% (sección 6.3).

Es importante mencionar que dada una menor temperatura de austemperizado se esperaría un incremento en la resistencia a la rotura del material; pero, como se aprecia en la **Figura 6.27**, no hay una diferencia notable en esta propiedad para las muestras F₂-BLC tratadas a distintas temperaturas de austemperizado. Este punto no ha podido ser explicado, sugiriéndose realizar a futuro nuevos ensayos para verificar estos resultados. Sin embargo, en la **Figura 6.28** se muestra las estructuras BLC para las dos temperaturas de austemperizado. En la misma si se puede apreciar la diferencia en la resistencia máxima obtenidas. Mientras la BLC-280 alcanza valores cercanos a 2000 MPa, la BLC-330 tiene una resistencia de aproximadamente 1600 MPa. Esta variación es la esperada dado el refinamiento de la microestructura de la bainita libre de carburos.

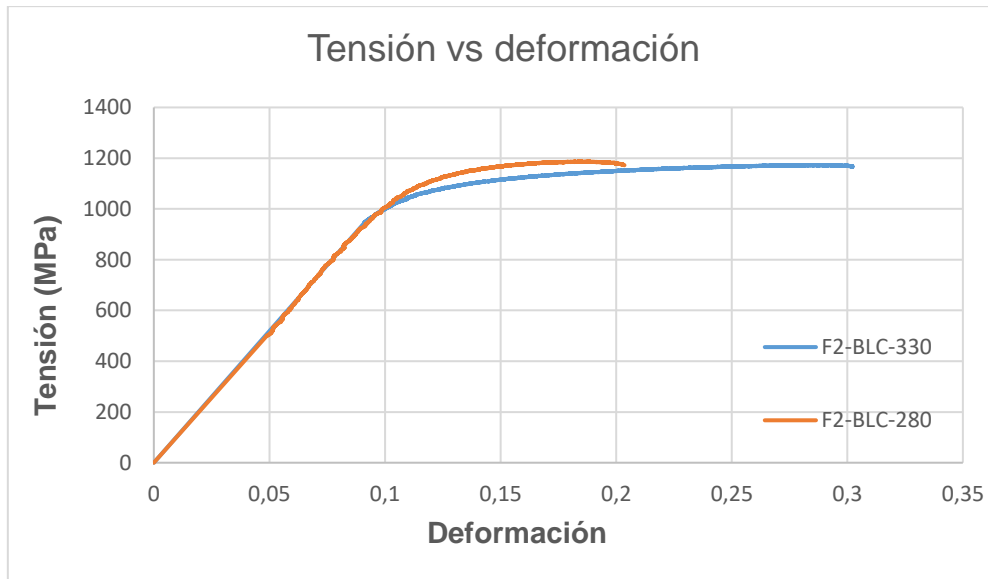


Figura 6.27 Curva tensión-deformación para las microestructuras F₂-BLC tratadas a distintas temperaturas de austemperizado.

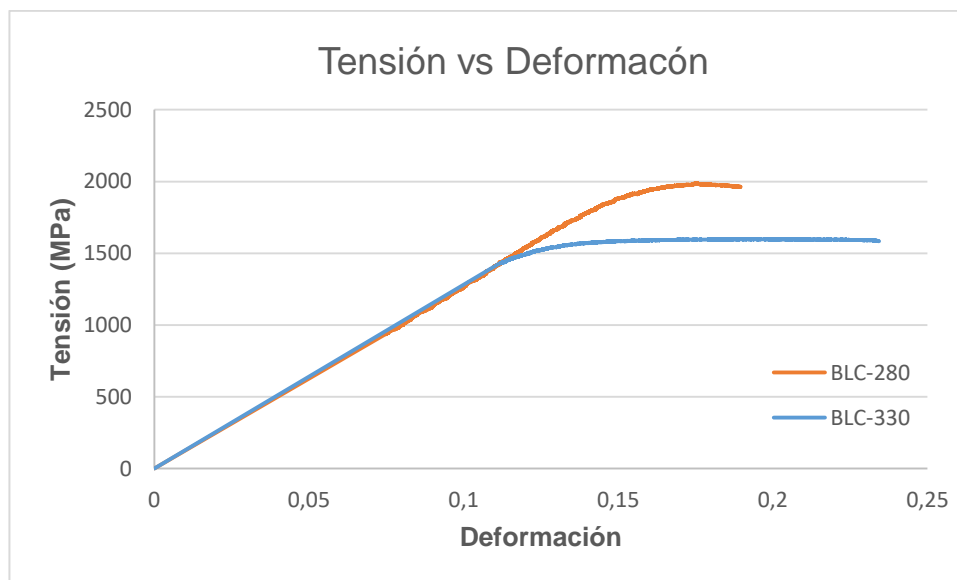


Figura 6.28 Curva tensión-deformación para las microestructuras BLC tratadas a distintas temperaturas de austemperizado.

En síntesis, a medida que se incrementa la temperatura de austemperizado o la cantidad de ferrita libre, también lo hace la elongación a la rotura. En cuanto a la tensión de rotura y el límite elástico, para los casos F₁-BLC y F₂-BLC, se puede apreciar que para un aumento de la cantidad de ferrita proeutectoide el detrimento en las propiedades es pequeño. Por su parte, al modificar las temperaturas de austemperizado, la tensión de rotura y el límite elástico tampoco sufren grandes cambios.

Si bien en este trabajo no se realizó una caracterización de la tenacidad de las microestructuras estudiadas, se propuso evaluar un parámetro que permita indicar una idea aproximada de esta propiedad. Para ello, se planteó realizar el producto entre la tensión de rotura y la elongación máxima para cada una de las microestructuras evaluadas y realizar una comparación entre los valores determinados para cada caso. En la **Figura 6.29** se puede ver claramente que la microestructura que mejor combinación de propiedades tiene es el F₁-BLC-330. Sin embargo, todas las muestras austemperadas a 330°C presentan mejor relación de propiedades que las que se realizaron a 280°C. En otras palabras, al aumentar la temperatura de austemperizado y la cantidad de ferrita proeutectoide, se observa un aumento en la tenacidad del material. Cabe resaltar que la muestra F₁-BLC-280 es la excepción a esta tendencia. La explicación de esta discrepancia podría estar dada, como fuera afirmado anteriormente, por la presencia de cementita no disuelta.

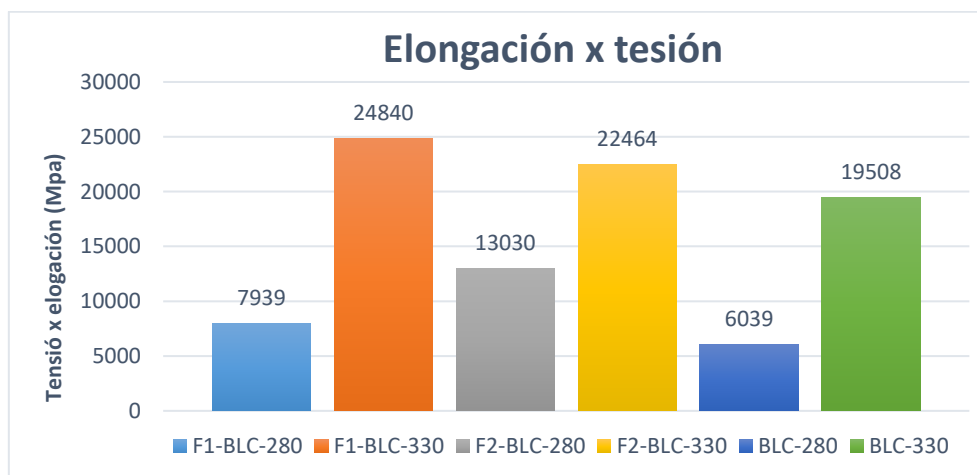


Figura 6.29 Valores del producto entre la tensión máxima y elongación a la rotura en función de la microestructura.

6.7.2.2 Comparación de las propiedades mecánicas obtenidas en este trabajo con las reportadas en bibliografía.

En la **Figura 6.30** se muestra una comparación de la tensión de rotura en función del porcentaje de deformación máxima de las microestructuras evaluadas en el presente proyecto con respecto a otro tipo de microestructuras TRIP con ferrita libre y bainita libre de carburos reportadas en distintos trabajos de la bibliografía [29-36]. Como se puede apreciar, las propiedades obtenidas en este trabajo son comparables con aquellos reportados por otros autores, mostrando en algunos casos menores valores de deformación a la rotura. La mayor diferencia radica en que las propiedades reportadas

en literatura fueron obtenidas a partir de aceros homogeneizados y conformados en caliente, mediante laminado o forja, lo que genera una matriz metálica con una menor cantidad de defectos y una menor heterogeneidad química. Es ampliamente sabido que las propiedades mecánicas de aceros conformados y aceros colados son diferentes, por lo tanto, lograr propiedades similares a las de aceros homogeneizados es un aspecto a destacar.

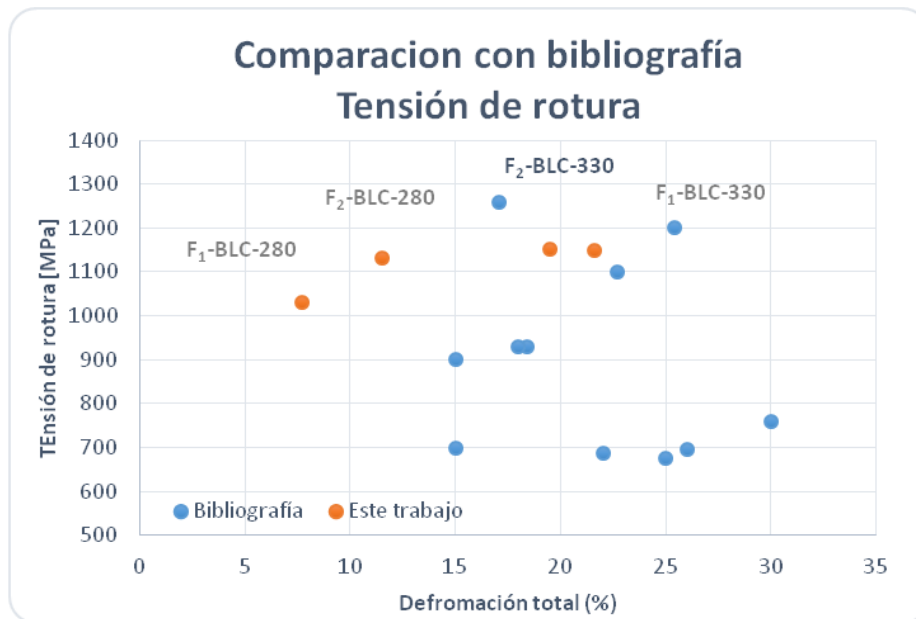


Figura 6.30 Comparación de los resultados obtenidos con la bibliografía de la tensión de rotura.

Finalmente, en la **Figura 6.31** se muestran las distintas familias de aceros AHSS con sus respectivos valores de resistencia y elongación a la rotura. En el mismo se observan los valores obtenidos para las estructuras desarrolladas en el presente trabajo. Se ve claramente que compiten con los martensíticos en la resistencia e incluso en algunos casos los superan en la elongación máxima. Por su parte, poseen propiedades mucho más atractivas que los aceros comúnmente denominados acero TRIP y los dual phase.

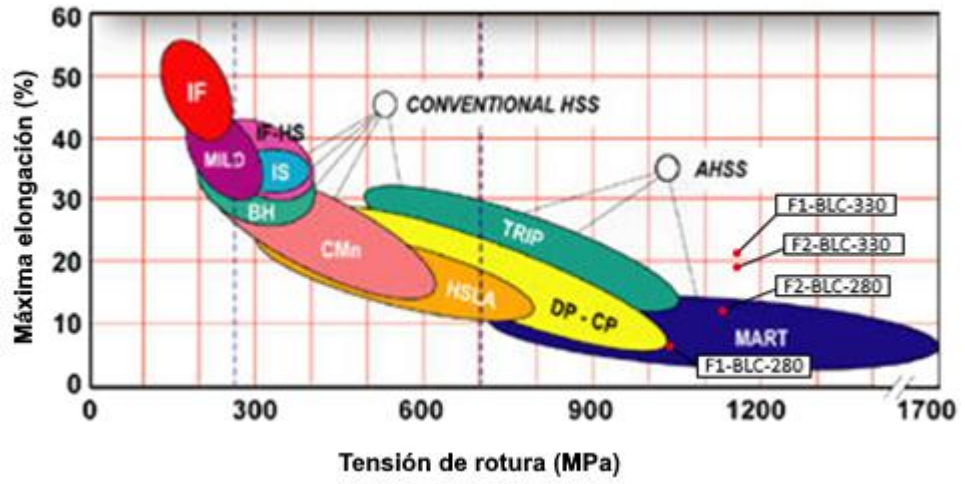


Figura 6.31 Comparación de distintas familias de aceros y los obtenidos en el presente trabajo.

7. Conclusiones generales

Durante el presente trabajo final, se llevó a cabo con éxito el desarrollo de microestructuras mixtas ferríticas-bainíticas libres de carburos (F-BLC) a partir de un acero colado de medio carbono y alto silicio, evaluando el rol de la fase ferrita libre en las propiedades mecánicas.

En primer lugar, se caracterizó el campo bifásico del acero, obteniendo una relación entre la temperatura de austenizado y la fracción de ferrita libre. Además, se determinó el tiempo mínimo de austenizado, t_{eq} , necesario para lograr el equilibrio de fases (ferrita y austenita) dentro de dicho campo.

Mediante la observación metalográfica de la microestructura, se pudo ver claramente la microsegregación sufrida en el proceso de colada afecta las transformaciones en estado sólido. Se observó que las regiones últimas en solidificar (o regiones "LTF") poseen una mayor cantidad de ferrita libre (o proeutectoide) que las regiones en donde comienza la solidificación (llamadas regiones "FTF"), donde la proporción de dicha fase es despreciable. Cabe mencionar que las regiones "LTF" corresponden a las zonas interdendríticas, mientras que las zonas "FTF" posee una distribución que sigue la de las dendritas de solidificación primaria (en este caso ferrita delta).

Se realizó una caracterización de la cinética de transformación bainítica para dos temperaturas distintas. Utilizando el método de difracción de rayos X, se determinó el tiempo mínimo de transformación, t_c , mediante el seguimiento de la fracción de austenita retenida en función del tiempo. Luego, se determinó la austemperabilidad del acero, concepto relacionado con el máximo tamaño de pieza que puede ser correctamente austemperado, a través del ensayo Jominy.

Una vez determinados los parámetros mencionados anteriormente, se desarrollaron microestructuras F-BLC con distintos porcentajes de ferrita libre y bainítica libre de carburos; evaluando de manera paralela dos temperaturas de austemperizado distintas: 280°C y 330°C. Se obtuvieron microestructuras con aproximadamente 8 y 18% de ferrita libre, siendo el resto de la microestructura bainita libre de carburos. Se realizaron ensayos de dureza y tracción sobre las microestructuras F-BLC obtenidas y se logró determinar la influencia de las temperaturas de austenizado y austemperizado sobre las propiedades mecánicas. Se observó que aumentando la temperatura de austenizado, aumenta la cantidad de ferrita libre y, en consecuencia, la deformación a la rotura. Sin embargo la presencia de ferrita libre produce un detrimento en lo que respecta a la tensión de rotura y el límite elástico. Para microestructuras austemperadas

a 330°C, se encontró que la presencia de un 16.6% de ferrita libre produce un incremento del 75% en la deformación a la rotura, y una disminución de 27% y 36% en la resistencia a la rotura y límite elástico respectivamente, con respecto a estructuras 100% bainíticas libres de carburos.

Por el otro lado, al implementar distintas temperaturas de austemperizado en la obtención de la fase bainítica, las propiedades mecánicas en las estructuras BLC y F-BLC mostraron una variación significativa. Mediante el uso de temperaturas más bajas (280 °C), cercanas a B_s , se lograron valores menores en lo que respecta a la elongación a la rotura (los valores de deformación oscilaron entre 3% y 11.5%), con valores de 822 - 1904 MPa en el límite elástico y 1031 - 1948 MPa de tensión a la rotura. La microestructura que mejor combinación de propiedades mostró fue aquella con mayor cantidad de ferrita libre presente en la microestructura, y austemperada a 330°C. En otras palabras, al aumentar la temperatura de austemperizado y la cantidad de ferrita proeutectoide, se observa un aumento en la tenacidad del material.

Finalmente, y en relación a la hipótesis planteada en este trabajo, se puede concluir que el desarrollo de estructuras F-BLC compuestas por bainita libre de carburos y ferrita libre permite una mejora en las propiedades mecánicas con respecto a una microestructura totalmente BLC. A mayor porcentaje de ferrita libre y mayor temperatura de austemperizado, se logra un incremento en la deformabilidad con una leve disminución en el límite elástico y la tensión de rotura. Lo que permite inferir un incremento en la tenacidad. Sin embargo, la tenacidad y la fracto-tenacidad de este tipo de microestructuras aún no fue evaluada.

8. Trabajos futuros

En función de los resultados obtenidos en el presente trabajo final y, con el objetivo de poder ampliar el conocimiento sobre los aceros con estructuras F-BLC, se proponen las siguientes líneas de investigación:

- Evaluar aceros que posean menores porcentajes de carbono de modo tal de promover un incremento en el porcentaje de ferrita libre presente, con la finalidad de caracterizar otras variantes microestructurales.
- En el presente trabajo se pudo observar que al incrementar la temperatura de austemperizado, se obtiene una mejor combinación en las propiedades mecánicas. Por lo tanto, se plantea obtener y caracterizar estructuras F-BLC austemperadas a mayor temperatura, cercanas a B_s (en el rango 350°C - 380°C).
- Realizar ensayos fracto-mecánicos y de impacto sobre microestructuras del tipo F-BLC como las logradas en el presente trabajo final, de modo tal de poder evaluar de modo más precisa la tenacidad y la fracto-tenacidad de este tipo de aceros.

9. Bibliografía

[1] Diego García Lázaro (Junio 2008). "Aceros de alta Resistencia: Mayor Resistencia – menor peso". Centro Zaragoza.

[2] Felipe Díaz del Castillo Rodríguez (2009). Los nuevos aceros para la industria los nuevos aceros para la industria automotriz. Facultad de estudios superiores Cuautitlán.

[3] Codd, D. (2008). Advanced, Lightweight Materials Development and Technology for Increasing Vehicle Efficiency. KVA Inc., Escondido CA, 92029.

[4] 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. In XIX Congreso Nacional de Ingeniería Mecánica.

[5] Navarro, M. J. S. (2006). La transformación bainítica sin formación de carburos en aceros. Universidad Complutense de Madrid, Madrid.

[6] Bhadeshia, HKDH (2001). Bainita en aceros: transformación, microestructura y propiedades. Londres: The Institute of Materials, Universidad de Cambridge, 377-382.

[7] Edmonds, D. V. (2010). Advanced bainitic and martensitic steels with carbide-free microstructures containing retained austenite. In Materials Science Forum (Vol. 638, pp. 110-117). Trans Tech Publications.

[8] García-Mateo C, Peet M, Caballero FG, Bhadeshia HKDH. Tempering of a hard mixture of bainitic ferrite and austenite. Mater Sci Tech Lond 2004; 20: 814-818.

[9] Bhadeshia, H. K. (2005). High performance bainitic steels. In Materials Science Forum (Vol. 500, pp. 63-74). Trans Tech Publications.

[10] Putatunda, S. K. (2003). Influence of austempering temperature on microstructure and fracture toughness of a high-carbon, high-silicon and high-manganese cast steel. Materials & design, 24(6), 435-443.

[11] F. G. Caballero, H. K. D. H. Bhadeshia, K. J. A. Mawella, D. G. Jones, and P. Brown. Very strong low temperature bainite. Materials Science and Technology. Vol 18, pp 279-284. 2002.

[12] C. García Mateo, F. G. Caballero and H. K. D. H. Bhadeshia. Development of hard bainita. ISIJ Internarional. Vol 43, N 8, pp 1238-1243. 2003.

[13] M. N. Yoozbashi, S. Yazdani and T. S. Wang. Design of a new nanostructured, high silicon bainitic steel with lower cost production. Materials and design. Vol 32, pp 3248-3253. 2011.



[14] S. Putatunda, A. Singar, R. Tackett and G. Lawes. Development of a high strength high toughness ausferritic steel. *Materials Science and Engineering A*. Vol 513-514, pp 329-339. 2009.

[15] García-Mateo, C., Caballero, FG, Sourmail, T., Kuntz, M., Cornide, J., Smanio, V., y Elvira, R. (2012). Comportamiento a la tracción de un acero bainítico nanocristalino que contiene un 3% en peso de silicio. *Ciencia e ingeniería de materiales: A*, 549, 185-192.

[16] Juan Pablo Pedraza y Omar García (agosto 2017). *Metalmecánica*. México. Recuperado de <http://www.metalmecanica.com/temas/Acero-hecho-en-Mexico+121127>.

[17] Madías, J. (2012). Avances en la producción y aplicación de aceros bifásicos. *Acero Latinoamericano*, (532), 46-54.

[18] Arcelormittal. (2018). TRIP (TRansformation Induced Plasticity) steels. Disponible en: https://automotive.arcelormittal.com/saturnus/sheets/B_EN.pdf

[19] Alvarado Gutiérrez, A. L. (2013). Análisis microestructural y de propiedades mecánicas a temperaturas elevadas de aceros avanzados de alta resistencia para el conformado en caliente (Disertación doctoral, Universidad Autónoma de Nuevo León).

[20] Norma Cecilia Barajas Aguilar (2016). Tendencia de los aceros y su aplicación en la industria automotriz. *CienciaCierta*. Universidad Autónoma de Coahuila.

[21] Maroni PJ. *Templabilidad: Un método para seleccionar aceros*. Buenos Aires: Editorial Librería Mitre; 1976.

[22] Tenaglia, N. E., Boeri, R. E., Massone, J. M., & Basso, A. D. (2018). Assessment of the austemperability of high-silicon cast steels through Jominy hardenability tests. *Materials Science and Technology*, 34(16), 1990-2000.

[23] Ortiz Prado, Armando, O. Ruiz Cervantes y J. A. Ortiz Valera. *Modelado de procesos de manufactura*. México, Universidad Nacional Autónoma de México, Facultad de Ingeniería, 2013, 267 p.

[24] Labanca, Juan & Perez, Daniela & Abate, German & Antunez, Nazareno & Krahmer, Daniel. (2017). Informe sobre el sector Fundidor, Argentina Abril 2017. 10.13140/RG.2.2.12945.94561.

[25] Edmonds, D. V. (2010). Advanced bainitic and martensitic steels with carbide-free microstructures containing retained austenite. In *Materials Science Forum* (Vol. 638, pp. 110-117). Trans Tech Publications.

[26] Bhadeshia, H. K. D. H., & Edmonds, D. V. (1983). Bainite in silicon steels: new composition–property approach part 1. *Metal Science*, 17(9), 411-419.



[27] Bhadeshia, H. K. D. H., & Edmonds, D. V. (1983). Bainite in silicon steels: new composition–property approach Part 2. *Metal Science*, 17(9), 420-425.

[28] Tenaglia, N. E., Boeri, R. E., Basso, A. D., & Massone, J. M. (2017). Macro and microstructural characterisation of high Si cast steels–Study of microsegregation patterns. *International Journal of Cast Metals Research*, 30(2), 103-111.

[29] De Cooman, B. C. (2004). Structure–properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8(3-4), 285-303.

[30] Chiang, J., Boyd, J. D., & Pilkey, A. K. (2015). Effect of microstructure on retained austenite stability and tensile behaviour in an aluminum-alloyed TRIP steel. *Materials Science and Engineering: A*, 638, 132-142.

[31] Lacroix, G., Pardoën, T., & Jacques, P. J. (2008). The fracture toughness of TRIP-assisted multiphase steels. *Acta Materialia*, 56(15), 3900-3913.

[32] Xie, P., Han, M., Wu, C. L., Yin, Y. Q., Zhu, K., Shen, R. H., & Chen, J. H. (2017). A high-performance TRIP steel enhanced by ultrafine grains and hardening precipitates. *Materials & Design*, 127, 1-7.

[33] Sugimoto, K., & Mukherjee, M. (2017). TRIP aided and complex phase steels. In *Automotive Steels* (pp. 217-257). Woodhead Publishing.

[34] NAPREDNEGA, R. M. (2015). Microstructure evolution of advanced high-strength TRIP-aided bainitic steel. *Materiali in tehnologije*, 49(5), 715-720.

[35] Grajcar, A., Kwaśny, W., & Zalecki, W. (2015). Microstructure–property relationships in TRIP aided medium-C bainitic steel with lamellar retained austenite. *Materials Science and Technology*, 31(7), 781-794.

[36] De Meyer, M., & Vanderschueren, D. C. B. C. D. (1999). The influence of the substitution of Si by Al on the properties of cold rolled C-Mn-Si TRIP steels. *ISIJ international*, 39(8), 813-822.