



**UNIVERSIDAD
DE ANTIOQUIA**

**Relación entre la microestructura y las propiedades
mecánicas en un acero fundido con estructura bainítica**

Autor

Andres Felipe Santacruz Londoño

Universidad de Antioquia

Facultad de Ingeniería, Departamento de Ingeniería de Materiales

Medellín, Colombia

2020



Relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas en un acero fundido con estructura bainítica libre de carburos

Andres Felipe Santacruz Londoño

Trabajo de grado
como requisito para optar al título de:
Magister en Ingeniería de Materiales.

Asesores:

Juan Marcelo Rojas Arango, PhD.
Ricardo Emilio Aristizábal Sierra, PhD.

Universidad de Antioquia
Facultad de Ingeniería, Departamento de Ingeniería de Materiales
Medellín, Colombia
2020.

Tabla de contenido

1 Resumen	9
2 Introducción	11
3 Marco Teórico y estado del arte	15
3.1 La transformación bainítica	16
3.2 Aceros bainíticos nanoestructurados	20
3.3 Relación Estructura Propiedades.....	23
3.4 Aceros fundidos.....	27
4 METODOLOGIA EXPERIMENTAL.....	30
4.1 Obtención del material.....	30
4.2 Determinación de las temperaturas de tratamiento isotérmico	32
4.3 Tratamientos térmicos.	33
4.4 Análisis de la microestructura	34
4.5 Propiedades mecánicas: propiedades tensiles, energía de impacto y dureza.....	35
4.6 Análisis de la información y elaboración de informe	37
5 Resultados y análisis	38
5.1 Composición química del material de trabajo y microestructura y propiedades iniciales	38
5.2 Establecimiento de las condiciones de tratamiento térmico	41
5.3 Análisis microestructural de los aceros bainíticos	47
5.3.1 Espesor de placa bainítica y austenítica	47
5.3.2 Porcentaje de austenita retenida y porcentaje de carbono en la austenita	55
5.3.3 Porcentaje de ferrita bainítica y martensita	Error! Bookmark not defined.
5.4 Propiedades Mecánicas.....	58
5.4.1 Dureza	59
5.4.2 Energía de impacto Charpy.....	60
5.4.3 Resistencia última a la tensión (UTS).....	62
5.4.4 Esfuerzo de cedencia (YS)	66
5.4.5 Elongación.....	69
6 Conclusiones.	71
7 Bibliografía	73

Lista de Figuras

	Página
Figura 1. Representación esquemática del significado de la curva T_o' [9].....	18
Figura 2. Esquema de bainita superior y bainita inferior [12]	19
Figura 3. Estabilización de la austenita retenida debido al efecto del tamaño de grano. Energía total interfacial necesaria para la formación de una mol de martensita a la temperatura M_s como una función del tamaño de grano de la austenita retenida [17].....	23
Figura 4. Micrografías SEM de un acero bainítico nanoestructurado con dos temperaturas de tratamiento térmico (a) 220°C y (b) 250°C. (c) y (d) representan los ensayos de tracción a los que fueron sometidos estos dos materiales. [31]	26
Figura 5. Molde en Y para moldeo de la aleación de trabajo.....	32
Figura 6. Dimensión de la probeta utilizada para los ensayos de tensión.	36
Figura 7. Dimensiones de la probeta utilizada para el ensayo de impacto Charpy.....	36
Figura 8. Micrografías del material obtenido por fundición. a) y b) corresponden al material homogenizado a un tiempo de 48 horas y atacado con Nital al 2%, c) corresponde al material sin laminación y tal cual como fue procesado durante el presente trabajo y d) corresponden al material laminado, en estas últimas dos se observan los diferentes tipos de inclusiones presentes.....	39
Figura 9. Diagrama de fase simulado en el programa Thermocal para el acero producido.....	40
Figura 10. Dilatometría de calentamiento continuo para la determinación de la temperatura A_c3 . 42	42
Figura 11. Análisis dilatométrico para la determinación de la temperatura de inicio de la martensita M_s	43
Figura 12. Análisis dilatométrico del tratamiento térmico a 250°C y 300°C.	45
Figura 13. Micrografías tratamiento térmico a 250°C y 300°C. (a), (b) y (c) corresponden al tratamiento a 250°C a 2, 4 y 8 horas. (d), (e) y (f) corresponden al tratamiento de 300°C a 1, 2 y 4 horas respectivamente.....	48
Figura 14. Tamaño de placa promedio austenítico y bainítico.....	49
Figura 15. Variación del porcentaje de austenita en bloques (>300nm) vs. tiempo de transformación.	50
Figura 16. Micrografías SEM. (a), (b) y (c) corresponden al tratamiento a 250°C a 2, 4 y 8 horas respectivamente. (d), (e) y (f) corresponden al tratamiento de 300°C a 1, 2 y 4 horas respectivamente.....	52
Figura 17. Espesores de placa del tratamiento isotérmico a 250°C. Las imágenes a, b y c, corresponden al espesor de placa austenítico. Las imágenes d, e y f corresponden al espesor de placa bainítico.....	53
Figura 18. Espesores de placa del tratamiento isotérmico realizado a 300°C. Las imágenes a, b y c, corresponden al espesor de placa austenítico. Las imágenes d, e y f corresponden al espesor de placa bainítico.....	54

Figura 19. Espectros DRX. a) corresponde al tratamiento realizado a la temperatura de 250°C y b) corresponde al tratamiento realizado a 300°C.....	55
Figura 20. Variación de la austenita retenida y el porcentaje de carbono con relación al tiempo y la temperatura de transformación.....	57
Figura 21. Condiciones de tiempo y temperatura del tratamiento isotérmico vs Dureza.	59
Figura 22. Relación de tiempo y temperatura de transformación con el porcentaje de ferrita bainítica, espesor de placa bainítico y porcentaje de carbono en la austenita.	60
Figura 23. Condiciones de tiempo y temperatura del tratamiento isotérmico vs Energía de Impacto.	61
Figura 24. Relación de tiempo y temperatura de transformación con el porcentaje de austenita retenida, espesor de placa austenítica y porcentaje de martensita.	62
Figura 25. Condiciones de tiempo y temperatura del tratamiento isotérmico vs Resistencia Última a la Tensión (UTS).	63
Figura 26. Relación UTS frente al % de austenita retenida, % de ferrita bainítica y % martensita.	65
Figura 27. Relación UTS frente al % carbono en la austenita, espesor de placa bainítica y espesor de placa austenítica.....	66
Figura 28. Relación YS frente al % de austenita retenida, % de ferrita bainítica y % martensita.....	68
Figura 29. Relación YS, espesor de placa bainítico, espesor de placa austenítico, y %C en la austenita.	68
Figura 30. Relación entre el % de elongación el espesor de placa bainítica, espesor de placa austenítica y % de carbono en la austenita.....	70

Lista de Tablas

	Página
<u>Tabla 1. Material de carga con su respectiva composición química en % P/P</u>	31
Tabla 2. Composición química del acero investigado.....	39
<u>Tabla 3. Propiedades microestructurales del material estudiado a los diferentes tiempos de temperatura y transformación.</u>	57
<u>Tabla 4. Resultado pruebas mecánicas de los tratamientos térmicos de austemperado a 250°C y 300°C.</u>	58

AGRADECIMIENTOS

Considero que si hay una realidad en todo lo que hacemos es que somos forjados a través de los demás y que cada cosa que realizamos esta anudada a las personas que nos rodean. Por eso es que este trabajo que entrego hoy lo agradezco a todas aquellas personas que siempre han estado ahí para darme su voz de aliento haciéndome sentir que se puede lograr.

A mi Madre y Hermanos que siempre han estado ahí con su apoyo incondicional sintiendo alegría y satisfacción por cada cosa que logro ya que es también de ellos. A María Antonia y Jerónimo, mis sobrinos, ellos son una buena parte del motor que me impulsa ya que considero al ejemplo la mejor de las formas de enseñar. A mis amigos, Fredy, Jorge, Daniel, Robison, Isa, Franco, Luis y tantos otros, que además son mis colegas, siempre ha sido bueno estar acompañados de ustedes y lo mejor de todo poder crecer a su lado.

A Ricardo Aristizábal, con quien he compartido el espacio en fundición desde hace más de doce años, haz sido un buen jefe y un excelente guía en el desarrollo de este trabajo, ¡gracias por creer en mi! A Mateo y Oscar, mis compañeras en espectrometría y fundición a quienes les agradezco el cubrirme cuando fue necesario, A Pao, Harold, creo que entre todos constituimos el combo bainítico, gracias por el apoyo, las respuestas y poder contar con ustedes en este. A Francy Milena has sido una gran compañera de maestría y una mejor amiga.

Al grupo GIPIMME en cabeza de la profesora Claudia Serna y todos los que pertenecen a este, me alegra ser parte de este grupo y haber sacado adelante este proyecto con su compañía.

A mi alma Mater la Universidad de Antioquia, allí me he forjado académicamente y es una de las cosas que más atesoro en mi vida.

A Katherine Quiroz y el laboratorio Q-Test, Al grupo catalizadores y adsorbentes en cabeza de Sandra y Adriana Echavarria, A Walter Villaneda y el laboratorio de resistencia de materiales de la Universidad de Antioquia, gracias a ustedes se hizo más simple el poder realizar las pruebas necesarias para sacar adelante este trabajo.

1 Resumen

El desarrollo de nuevos materiales, especialmente en los aceros, está enfocado en la mejora de sus propiedades mecánicas a partir de una optimización en su microestructura, principalmente como resultado del manejo de elementos de aleación y tratamientos térmicos que, en conjunto, logren estructuras que ofrezcan prestaciones superiores en su desempeño. Dentro de este nuevo grupo de aleaciones, los aceros bainíticos nanoestructurados libres de carburos, se presentan como un material promisorio, ya que entregan propiedades mecánicas superiores, que combinan una alta resistencia mecánica y tenacidad con una buena ductilidad, propiedades que en aceros convencionales normalmente se encuentran no relacionadas.

Uno de los inconvenientes que se encuentran para darle una mayor utilización a este tipo de materiales radica en lo prolongado de las etapas de tratamiento isotérmico necesarias para la obtención de las fases microestructurales que le confieren sus propiedades, además del hecho de que no ha sido muy estudiado este tipo de tratamientos en aceros fundidos, debido a que su desarrollo y principal uso ha estado enfocado en aumentar propiedades mecánicas de elementos estructurales usados en el área automotriz. Estas piezas son fabricadas normalmente de secciones laminadas, las cuales presentan características microestructurales propias del proceso de conformación plástica posterior a la fundición del material como lo es el refinamiento del tamaño de grano, el cual se considera fundamental para la nucleación y crecimiento de la ferrita bainítica además de la eliminación de porosidades y defectos que pueden ser perjudiciales para el material. Dentro de las opciones que se tienen para disminuir los tiempos de tratamiento está el aumento de la temperatura de tratamiento isotérmico, lo que trae como consecuencia un aumento en el tamaño de las placas de ferrita bainítica y austenita retenida, con la consecuente disminución de la resistencia mecánica.

En este estudio se evaluó el comportamiento mecánico de un acero fundido tratado isotérmicamente en la región bainítica a dos temperaturas, 250°C y 300°C y tres tiempos para cada una, 2, 4 y 8 horas para la temperatura de 250°C y 1, 2 y 4 horas para la temperatura de 300°C. Los resultados son comparados con los obtenidos mediante el tratamiento hecho en materiales laminados que son los que comúnmente se emplean en la industria masivamente. Se estudiaron los efectos producidos por los parámetros de tratamiento como tiempo y temperatura sobre la evolución de la microestructura y su efecto en el comportamiento mecánico del material. Parámetros como dureza, energía absorbida en impacto Charpy, esfuerzo máximo de tensión, esfuerzo de cedencia y elongación, fueron relacionados con los aspectos microestructurales mostrados por el material.

Los aceros bainíticos libres de carburos fundidos obtenidos presentaron durezas entre 51 y 55 HRC, energías de impacto Charpy entre 7 y 18 J, UTS entre 1449-1917Mpa, YS entre 1394MPa y 1859MPa y alargamientos entre 1.72% y 9.32% con tiempos de tratamiento óptimos relativamente cortos, que van de una hora para la temperatura de tratamiento de 300°C y de 4 horas para la temperatura de 250°C. Estas propiedades son excepcionales para un acero fundido y son comparables con las que se obtienen en aceros bainíticos libres de carburos producidos a partir de materiales laminados con tiempos de transformación mucho mayores, lo cual abre un potencial de aplicación para la fabricación de piezas de acero fundidas sometida a condiciones extremas de carga mecánica. Además, se pudo determinar que los factores más influyentes en la variación de las propiedades son el porcentaje de austenita retenida y ferrita bainítica junto con la variación del carbono en la austenita.

Palabras clave: Aceros fundidos, tratamiento isotérmico, aceros nanobainíticos.

2 Introducción

Si hay un material que se puede considerar versátil por la cantidad de aplicaciones que puede presentar, debido a sus propiedades, es el acero y es por el hecho de que si bien, la denominación acero agrupa las aleaciones con base hierro y con un porcentaje de carbono que varía entre 0.008 a 2.0% aproximadamente, no es posible que este sea considerado un material simple. Actualmente existen alrededor de 3500 tipos de acero con diversas propiedades tanto físicas como químicas y ambientales; ahora, si tenemos en cuenta que cerca del 75% de los aceros que actualmente se utilizan han sido desarrollados en los últimos 20 años y que además, se pasó de producir 790 millones de toneladas (Mt) en el año 1999 a 1808.6 Mt para el año 2018, podemos de esa forma ver, a partir de sus estadísticas, la importancia que ha tenido y que tendrá el acero en términos del desarrollo de la humanidad[1].

Esta gran variedad de posibilidades ofrecida por los aceros, está relacionada con el hecho de que pequeños cambios, tanto en su composición química como en su procesamiento, principalmente los métodos de fabricación y los tratamientos térmicos posteriores a su obtención, pueden generar un cambio considerable en las propiedades mecánicas exhibidas. Por esta razón es que trasladar procesos establecidos de materiales ya existentes a otros que presenten cambios en algún aspecto es importante, ya que el constante avance y el desarrollo de nuevas tecnologías depende de que ingenierilmente se cuente con los materiales adecuados para su implementación.

Dentro de los nuevos aceros se encuentran los aceros bainíticos libres de carburos (*Carbide Free Bainitic Steels*), los cuales presentan una estructura constituida por ferrita bainítica y austenita retenida. La presencia de estas dos fases en el material permite la

obtención de propiedades que, en otros materiales convencionales y algunos avanzados, no son posibles.

Este tipo de aceros se obtienen mediante tratamiento isotérmico de aceros, normalmente conformados por laminación, a una temperatura comprendida entre la finalización de la perlita y la temperatura de inicio de la martensita (M_s). Las características microestructurales dependen en primera medida de las condiciones iniciales antes del tratamiento, así como del tratamiento térmico en sí. En particular, un refinamiento en el grano del acero debido a la laminación previa, es favorable debido al hecho de que la bainita crece a expensas del límite de grano favoreciéndose mayores puntos de nucleación para su inicio y posterior crecimiento. La temperatura de tratamiento isotérmico determina entre otros, el tamaño de las placas de ferrita bainítica y austenita retenida y la fracción volumétrica de cada una de las fases, en general, al aumentar la temperatura de tratamiento isotérmico se aumentan el espesor de las placas de ferrita bainítica y la fracción de austenita en la estructura. Por otra parte, en aceros con elementos de aleación tales como el carbono ($>0.7\%$) y el silicio ($>1.5\%$), tratados isotérmicamente a temperaturas cercanas a M_s es posible generar una estructura libre de carburos, que bajo algunas condiciones de tiempo y temperatura puede llegar a ser de orden nanométrico, constituyendo la familia de aceros conocida como NANOBAIN. Este tipo de nanoestructura ha demostrado poseer excelentes propiedades mecánicas como por ejemplo durezas de 630HV30, resistencia última a la tracción de $\sim 2.2\text{GPa}$, tenacidad a la fractura de $30\text{-}40\text{MPa m}^{1/2}$ y ductilidades entre 5% y 20% [2].

La desventaja de los aceros NANOBAIN está en la necesidad de utilizar tiempos muy prolongados de tratamiento isotérmico, debido a la baja temperatura que se requiere para alcanzar la estructura nanométrica. En aras de mejorar esta condición se han utilizado elementos de aleación como el cobalto y el aluminio para disminuir los tiempos de tratamiento isotérmico, ya que desplazan la curva de la transformación bainítica en

el diagrama TTT hacia la izquierda con resultados limitados, dadas las dificultades y costos que implica utilizarlos a nivel industrial. Otra posibilidad consiste en aumentar la temperatura de tratamiento isotérmico, lo cual trae como consecuencia un engrosamiento de las placas de ferrita bainítica y austenita.

Este trabajo de investigación está fundamentado en evaluar el impacto de los parámetros del tratamiento isotérmico en la microestructura y propiedades mecánicas de un acero fundido tratado isotérmicamente con el fin de obtener una bainita libre de carburos. Cabe destacar que la literatura relacionada con el desarrollo de estructuras bainíticas libres de carburos en aceros fundidos es limitada motivo por el cual este tema es el eje y objetivo central de este trabajo. Se destaca, además, que el desarrollo de este tipo de microestructuras en aceros fundidos tiene aplicaciones potenciales en la obtención de partes que requieran alta resistencia mecánica, pero que por su complejidad geométrica sean difíciles de obtener mediante procesos de conformación plástica, lo que posibilita aplicaciones potenciales en la industria minera, agrícola y del transporte, entre otras.

El objetivo general de esta investigación fue:

Establecer la relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas en un acero fundido con estructura bainítica libre de carburos.

Los objetivos específicos fueron los siguientes:

- Establecer las condiciones de tratamiento térmico necesarias para obtener estructuras bainíticas libres de carburos en un acero fundido.
- Establecer las condiciones de tratamiento isotérmico que permitan obtener estructuras nanométricas, submicrométricas y micrométricas en el acero bainítico fundido libre de carburos.
- Determinar la relación entre las condiciones de tratamiento isotérmico, la estructura obtenida y las propiedades mecánicas de los aceros fundidos desarrollados.

Los resultados permitieron establecer que en el acero evaluado se lograron propiedades mecánicas importantes en tiempos de tratamiento más cortos que los reportados en la literatura para materiales similares y para aceros NANOBAIN producidos en productos conformados, lo cual se muestra como un resultado promisorio en el avance hacia el uso de este tipo de tratamientos en materiales fundidos.

3 Marco Teórico y estado del arte

Dentro del desarrollo de los nuevos aceros de alta resistencia el área actual de investigación se ha centrado en el incremento de la resistencia junto con una ductilidad mejorada, la combinación de éstas propiedades favorece considerablemente, factores como el aumento en la seguridad en los pasajeros y el ahorro energético, específicamente en el área automotriz, debido al incremento de la conformabilidad y la reducción de espesores en las autopartes, junto con una alta resistencia al impacto [3].

La evolución de este tipo de desarrollos se ha dado en las últimas tres décadas, y actualmente se está ante la tercera generación de aceros de alta resistencia, lo que hace de este un tema de investigación importante desde el punto de vista metalúrgico e ingenieril. En la primera generación de AHSS, se desarrollaron microestructuras multifásicas con un incremento en la fracción de austenita retenida, lo cual permitió el aumento del endurecimiento por deformación mediante el efecto TRIP (plasticidad inducida por transformación por sus siglas en inglés). En la segunda generación se desarrollaron mezclas de diferentes microestructuras para obtener combinaciones de resistencia mecánica y ductilidad mejoradas. La alta resistencia mecánica se logró mediante una matriz martensítica o bainítica de grano fino, mientras que la ductilidad mejorada se logró estabilizando cantidades considerables de austenita retenida. En la tercera generación de los AHSS, los beneficios han sido de orden económico como producto de la menor adición de elementos de aleación, junto con una mayor conformabilidad, comparado con la generación anterior [4].

Estos altos requerimientos se han orientado mediante diferentes enfoques. Por ejemplo, el desarrollo de procesos, como Q&P (*quenching-and-partitioning*), donde aceros de baja aleación son templados y mantenidos a temperaturas entre el inicio (M_s) y la finalización (M_f) de la martensita, lo que permite la partición del carbono desde la martensita hacia la austenita retenida, esto favorece la estabilidad térmica y mecánica

de ésta última. Por otro lado, los aceros bainíticos libres de carburos (CFBS), que son el objeto de este estudio, usan un enfoque similar, con la diferencia que son producidos vía tratamiento isotérmico en el rango de la temperatura de transformación bainítica, la cual se encuentra por encima de M_s y por debajo de la temperatura de inicio de la perlita. Esto favorece la obtención de una microestructura bainítica que cuando se aplica a aceros con contenidos de silicio entre 1.5% y 2.0% está, a su vez, libre de carburos [5][4].

3.1 La transformación bainítica

La formación de bainita ha sido una de las transformaciones más controversiales en cuanto a los aceros se refiere. La bainita se presenta como un producto de la descomposición de la austenita en un rango intermedio de temperatura, entre la reacción difusional de la perlita y la transformación cizallante de la martensita. La transformación de austenita en bainita, en teoría, es un proceso de no equilibrio que produce subunidades lenticulares de ferrita sobresaturada que se organizan en estructuras similares a agujas conocidas como ramilletes de bainita [6].

En la transformación bainítica, de acuerdo con Bhadeshia [7], la nucleación se da con la difusión de carbono en condiciones de para-equilibrio y el crecimiento es de carácter no difusivo, tipo martensítico, lo que genera cantidades significativas de deformación. Para que el crecimiento de la bainita tenga lugar, la energía motriz para el crecimiento debe superar la energía de deformación, estimada en unos 400 J/mol [8]. La nucleación de la bainita ocurre mediante la formación de un pequeño volumen de ferrita, con estructura bcc, rodeado por una red de dislocaciones. En este contexto, la energía motriz crítica para la nucleación de bainita es aquella que permite la propagación de la intercara por movimiento de dislocaciones, superando la fricción de la red. Teniendo en

cuenta esto se pueden definir los siguientes criterios termodinámicos para la transformación bainítica:

Nucleación	$\Delta G_m < G_N$
Crecimiento	$\Delta G^{v \rightarrow \alpha} < -G_{SB}$

Donde, ΔG_m representa la energía motriz para la nucleación, $\Delta G^{v \rightarrow \alpha}$ la energía motriz para un crecimiento no difusivo, G_N es la energía crítica para la nucleación y G_{SB} la energía de deformación. Cuando ambas condiciones, nucleación y crecimiento, se satisfacen a una temperatura determinada, ésta se denomina temperatura de transformación bainítica, B_S .

La temperatura T_0 en un acero se define como aquella a la que la austenita y la ferrita de la misma composición química tienen una misma energía libre de Gibbs de formación. De forma equivalente se define T'_0 pero, teniendo en cuenta la energía almacenada en la austenita como consecuencia del crecimiento no difusivo. Por lo tanto, la transformación bainítica sólo puede tener lugar por debajo de la temperatura T'_0 o lo que es lo mismo, el crecimiento no difusivo sólo puede tener lugar si la concentración de carbono de la austenita es inferior a la representada por la curva T'_0 . Una vez que el crecimiento de una placa de ferrita bainítica termina, el exceso de carbono que pueda tener se difunde a la austenita vecina, de manera que la siguiente placa debe crecer a partir de una austenita enriquecida en carbono, siempre y cuando la concentración de carbono no supere la determinada por la curva T'_0 . Por ello, se dice que la reacción es incompleta, ya que la austenita no ha alcanzado su concentración de equilibrio, dada por la línea A_{e3} , como se muestra en la figura 1 [9], donde se esquematiza este comportamiento[2], [6].

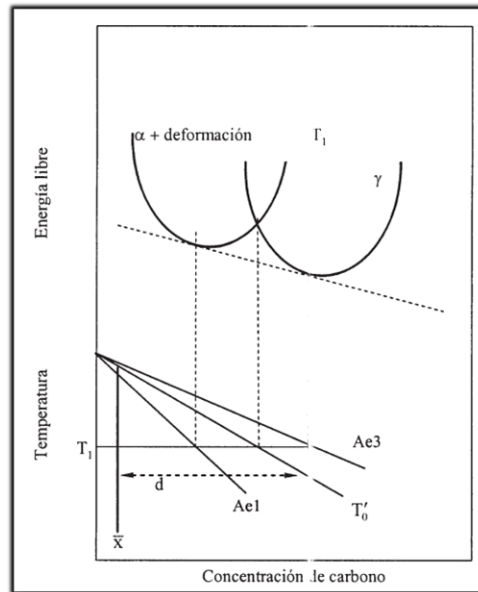


Figura 1. Representación esquemática del significado de la curva T'_0 [9]

A partir de lo anteriormente descrito se tiene, entonces, que la fracción máxima de bainita que se puede formar a una temperatura dada es proporcional a la distancia entre la concentración de carbono promedio del acero, \bar{X} , y la correspondiente a la línea T'_0 , representada por la distancia "d" en la figura 1. Dada la pendiente negativa de la curva T'_0 , se espera que, a medida que la temperatura de transformación disminuya, la fracción volumétrica de ferrita bainítica, V_b , aumente. Las nuevas subunidades de bainita formadas están sobresaturadas de carbono ya que tienen el mismo contenido de este elemento que la austenita madre, debido a su crecimiento no difusivo. La temperatura a la cual se forma es suficiente para que el carbono comience a migrar fuera de la ferrita sobresaturada hacia la austenita que la rodea, pero no es suficiente para permitir la difusión de elementos sustitucionales de aleación. El resultado final de este proceso es una austenita enriquecida en carbono, y una bainita con una composición química cercana a la del equilibrio ferrítico.

En general, desde el punto de vista morfológico se distinguen dos tipos de bainita, denominadas bainita superior y bainita inferior [10]. La estructura bainítica formada en el rango superior de temperatura presenta una morfología plumosa y consiste en listones o placas ferríticas entrelazadas por precipitados de carburos. Por el contrario, la estructura bainítica formada en el rango bajo de temperatura es más bien lenticular y más fina, conteniendo los carburos entre y dentro de los listones, estos últimos con un plano de habito formando un ángulo de 60° con el eje de la placa [11]. En la figura 2 se presenta un esquema representativo de las diferencias entre la bainita superior e inferior [12].

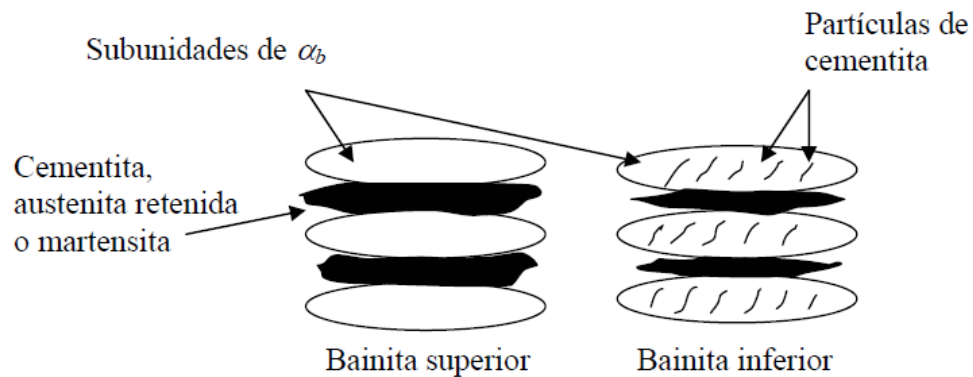


Figura 2. Esquema de bainita superior y bainita inferior [12]

La obtención de bainita libre de carburos se logra mediante la supresión de la precipitación de la cementita durante la transformación bainítica a través de la apropiada adición de elementos de aleación como silicio y aluminio, ya que éstos disminuyen la solubilidad del carbono en la cementita. Además, la movilidad de estos átomos sustitucionales a la temperatura de formación de la bainita, es restringida o nula debido a la poca energía del sistema que no es suficiente para el rompimiento de enlaces y permitir su movimiento.

La ausencia de cementita asegura que el carbono enriquezca la austenita residual en lugar de formar las placas de cementita, este comportamiento favorece la estabilidad de la austenita retenida y la disminución de M_s y se obtiene, de esta manera, una microestructura final constituida por ferrita bainítica y austenita retenida de alto carbono [13].

En cuanto a la adición de silicio, se puede decir que al menos un 1.5% de este elemento es suficiente para inhibir la precipitación de cementita en los aceros bainíticos con contenidos de medio carbono. La austenita retenida de estas microestructuras bainíticas ricas en silicio se presenta en dos morfologías bien diferenciadas: en forma de láminas y en forma de bloques. En general, la concentración de carbono en la austenita residual en forma de láminas es mayor que en la austenita residual en forma de bloques, presente entre las plumas de ferrita bainítica o en zonas alejadas de la misma. Esto se debe a que esta última no tiene un aporte considerable de carbono por unidad de volumen con relación con las subunidades de bainita que la rodean denotando además que el refinamiento micro estructural puede darse aun a tiempos superiores [14].

3.2 Aceros bainíticos nanoestructurados

Desde mediados de la década pasada se han desarrollado aceros que contienen estructuras de orden nanométrico, comúnmente denominados aceros nanobainíticos o NANOBAIN. Este tipo de aceros bainíticos presenta una estructura de placas delgadas, de orden nanométrico de ferrita bainítica, preferiblemente libre de carburos, con regiones igualmente finas de austenita retenida enriquecidas en carbono. Este tipo de aceros presenta dentro de sus propiedades una alta resistencia a la tracción ($\sim 2,2$ GPa) con una tenacidad igualmente considerable ($\sim 40 \text{MPam}^{1/2}$) junto con ductilidades de hasta 25% tanto en condiciones dinámicas como cuasi estáticas [2].

Para la obtención de estos aceros se realiza austenización seguida de tratamiento isotérmico a bajas temperaturas, en el rango de 150-320°C, dependiendo de la concentración del carbono y otros elementos de aleación. El alto contenido de carbono de estos aceros, alrededor del 1%, está relacionado con el favorecimiento de la baja temperatura de la transformación bainítica (B_s) y tiempos prolongados, junto con la adición de elementos como cromo, silicio y manganeso, elementos que igualmente permiten la estabilización de la austenita retenida en el material mediante el favorecimiento principalmente de la difusión de carbono desde la bainita a la austenita retenida[15]. Esta estabilidad, en términos generales, se refiere a la resistencia a la transformación a martensita ya sea por efectos térmicos, por esfuerzo o por deformación.

Hay varios factores que afectan la estabilidad de la austenita retenida en este tipo materiales, el primer factor determinante está en la composición química de la aleación, ya que la proporción de sus aleantes, comúnmente carbono, manganeso, cromo, níquel y silicio, ayudan a disminuir la temperatura de inicio de formación de la martensita, M_s [16], lo que permite que la transformación isotérmica de ferrita bainítica se dé a temperaturas menores, con lo cual se ve favorecido el crecimiento de estructuras de orden nanométrico, tanto en las placas de austenita retenida como de ferrita bainítica [17], [18]. Otros factores determinantes en la estabilidad de la austenita retenida son su forma y tamaño, laminas o bloques, su morfología y la naturaleza de las fases que la rodean, las cuales ayudan a mejorar su comportamiento mecánico.

Un factor determinante en la estabilidad de la austenita retenida es la cantidad de carbono presente en esta fase, si bien el proceso inicial de formación de la ferrita bainítica es no difusivo, es precisamente el enriquecimiento posterior de la austenita en carbono proveniente de la ferrita, lo que permite el aumento considerable de sus propiedades junto con su estabilización a temperatura ambiente. Se ha encontrado que a valores bajos de carbono menores a 0,6% la austenita retenida se transforma a niveles

bajos de deformación [19]. Por el contrario, estructuras austeníticas en aceros bainíticos con un alto contenido de carbono, aproximadamente de 1.8%, presentan una estabilidad por encima de la necesaria, ya que conservan un volumen considerable de austenita sin transformar después de la deformación, lo cual no aporta al endurecimiento por deformación y evita una mejora en la elongación uniforme del material, dejando establecido que hay valores de carbono en los cuales el aporte de este elemento se optimiza[20].

En cuanto al tamaño de la austenita retenida, podemos decir que, mientras menores sean las dimensiones de sus láminas, se ha encontrado una mayor estabilidad bajo condiciones de deformación [17]. Investigaciones que relacionan la estabilidad de la austenita con su tamaño, han podido concluir que, a medida que se deforma el acero se forman nuevas dislocaciones en los granos de austenita que se convierten en potenciales sitios de nucleación para la transformación a martensita. Ahora bien, si los granos de austenita son pequeños se tienen menos sitios disponibles para la nucleación mencionada, lo que se traduce en una disminución de la probabilidad de la transformación martensítica. La figura 4 muestra que una disminución en el tamaño de grano de la austenita revela la presencia de una mayor energía interfacial, la cual está directamente relacionada con la fuerza motriz que se debe vencer para iniciar la transformación.

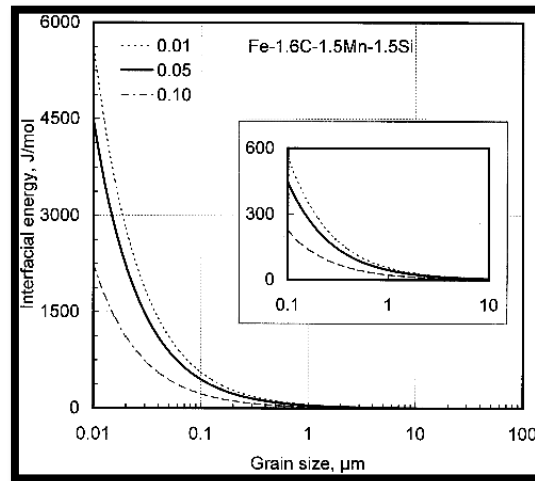


Figura 3. Estabilización de la austenita retenida debido al efecto del tamaño de grano. Energía total interfacial necesaria para la formación de una mol de martensita a la temperatura M_s como una función del tamaño de grano de la austenita retenida [17].

3.3 Relación Estructura Propiedades

Las propiedades mecánicas obtenidas en aceros bainíticos avanzados dependen fuertemente de las variaciones microestructurales que ocurran durante el tratamiento isotérmico prolongado. Los altos valores de dureza en este tipo de aceros son una consecuencia directa de la presencia de ferrita bainítica submicrométrica, con la expectativa de que a medida que se logran placas más finas de bainita, cercanas al orden nanométrico, su dureza aumente aún más [21].

Con relación al desgaste, se han realizado numerosos estudios sobre aceros bainíticos libres de carburos como materiales potenciales en aplicaciones ingenieriles que requieren de esta propiedad. Los resultados indican que es posible obtener un excelente rendimiento de desgaste. Estudios realizados por Jin, Clayton, Das Bakshi y compañía [22], [23] han determinado que es posible igualar las propiedades de desgaste de los mejores aceros perlíticos para rieles en ensayos de rodadura/deslizamiento en seco. Esto se debe posiblemente, al hecho de que los aceros bainíticos

nanoestructurados tienen la capacidad de soportar grandes esfuerzos de deformación, lo cual es un parámetro determinante en su capacidad superior al desgaste. Gracias a esto se sugiere entonces, que el efecto TRIP puede ser beneficioso en el desgaste por rodadura/deslizamiento, ya que se sabe que este fenómeno aumenta la plasticidad en el material [24].

En cuanto a su comportamiento de fatiga, se ha encontrado mediante la realización de ensayos de flexión a ciclos altos (10^7), de aceros bainíticos nanoestructurados, que el límite de fatiga, sin fallas a estas condiciones, está determinado no solo por su dureza o resistencia sino también por su microestructura, de modo que la austenita retenida y las grietas secundarias producidas en fractura por fatiga generan efectos positivos sobre la resistencia a la fatiga. De igual forma, se han realizado ensayo de comparación entre aceros templados y revenidos (QT) con aceros nanobainíticos, que muestran un aumento en las propiedades de fatiga de estos últimos, como resultado principalmente, del refinamiento de la microestructura, la supresión de la precipitación de los carburos y la plasticidad inducida por el efecto TRIP [25]. Con respecto a lo último se ha encontrado que la presencia de austenita retenida aumenta el umbral de intensidad de esfuerzos, ya que su transformación inducida por tensión o deformación a martensita puede embotar la grieta al absorber gran parte de la energía necesaria para la propagación de grietas generadas por fatiga[26].

Un factor determinante en el comportamiento mecánico de este tipo de materiales tiene que ver con la composición y las formas que presenta las fases que rodean los granos de austenita retenida, ya que juegan un papel muy importante en el esfuerzo requerido para la transformación martensítica de la austenita. Si consideramos la estructura multifásica que pueden presentar este tipo de aceros, y tomado este como un material compuesto, es evidente que las propiedades mecánicas de las fases que rodean la austenita afectarán el esfuerzo de tensión y la deformación necesarios para llevar a la austenita a un nivel de deformación dado. La tensión de las fases que rodean

diferentes clases de austenita con relación a la tensión suministrada en diferentes aceros TRIP, ha sido estudiada evaluando pruebas de tensión usando técnicas como difracción de neutrones y SEM. Estas pruebas han permitido determinar que cada fase percibe un nivel diferente de deformación y tensión con relación a la carga aplicada, dando como resultado que la bainita y la martensita son las más resistentes, mientras que la ferrita tiene el comportamiento más débil. Esto quiere decir que, si la fase de austenita está rodeada por una fase muy dúctil experimenta una tensión mayor a la tensión aplicada, que si estuviera rodeada de una fase más rígida [27], [28]. Este comportamiento ha sido igualmente apreciado en aceros TRIP con austenita retenida que contiene bajos valores de carbono y que exhiben una buena estabilidad debido a que está rodeada de una matriz que presenta una alta resistencia mecánica[29].

Dentro de la estructura lograda de los aceros bainíticos nanoestructurados se presentan diferencias en el comportamiento que pueden tener, de acuerdo con el tipo de estructura alcanzada en relación con la temperatura final del tratamiento térmico. En la figura 4, se pueden observar dos microestructuras logradas a temperaturas diferentes de tratamiento, 220°C y 250°C, para un mismo tipo de acero. Como se muestra en la imagen, la estructura obtenida a temperaturas menores se presenta en láminas homogéneas de austenita retenida y de ferrita bainítica de orden nanométrico, mientras que a la temperatura mayor se observa la presencia de bloques y espesores de placa de austenita retenida de mayor tamaño, lo cual lleva a una diferencia en su comportamiento mecánico como se ve en la figura 4c y 4d, donde se ve una diferencia en la resistencia a la tracción finales, la cual varía de 2 a 2.3GPa, pero con una mayor deformación, antes de la ruptura en el material que presenta una menor resistencia.

Con relación con esto, se puede decir que hay varios mecanismos que se espera que contribuyan a la fortaleza de la microestructura:

- El tamaño de las placas de ferrita bainítica, cuanto más delgadas son, más corta es la ruta para el deslizamiento de las dislocaciones, lo que lleva a una mejora en la resistencia mecánica.
- El contenido de carbono en la austenita retenida, ya que la estabilidad de esta fase está directamente relacionada con este parámetro, lo cual hace que a mayores valores de carbono en la austenita se presente una mejora en las propiedades del material.
- La densidad de dislocaciones en la ferrita bainítica, ya que uno de los factores que favorecen la tenacidad en estructuras bainíticas es la baja densidad de dislocaciones, [30].

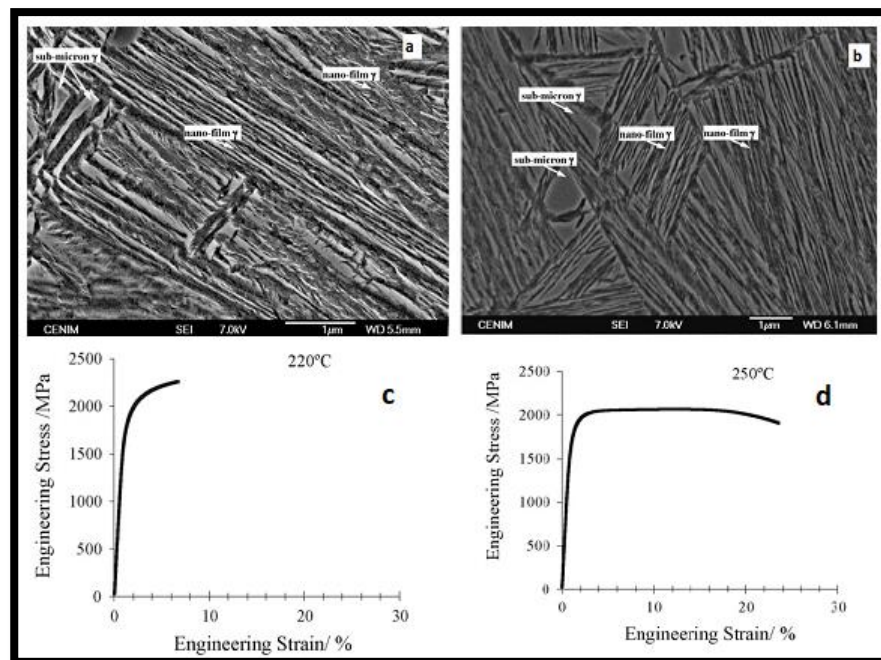


Figura 4. Micrografías SEM de un acero bainítico nanoestructurado con dos temperaturas de tratamiento térmico (a) 220°C y (b) 250°C. (c) y (d) representan los ensayos de tracción a los que fueron sometidos estos dos materiales. [31]

3.4 Aceros fundidos

Según la *American Society for Metals* o ASM por sus siglas en inglés, un acero fundido es el producto formado al verter acero fundido en una cavidad o molde. Luego de verterse el acero se enfría y se solidifica tomando la forma de la cavidad o molde y luego se retira para ser limpiado. En los aceros fundidos se pueden requerir tratamientos térmicos posteriores para adquirir las propiedades deseadas[32]. Si bien todos los aceros que se obtienen son fundidos, esta definición hace una distinción clara entre los aceros laminados o forjados y aquellos que no son sometidos a procesos de deformación plástica posteriores. Es pertinente hacer claridad en esta definición, ya que el presente trabajo se realizó con un acero fundido, con el fin de poder evaluar el tiempo de transformación y su comportamiento mecánico posterior al tratamiento térmico. Y es precisamente el hecho de que los aceros fundidos presentan una serie de propiedades y ventajas al momento de la obtención de la pieza, las cuales, en muchos casos, no son obtenidas de esta manera, debido a la falta de propiedades mecánicas que las hagan viables con relación a su uso.

Si bien el desarrollo de los aceros bainíticos nano estructurados se ha dado principalmente con el avance y el desarrollo de los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) para las áreas automotriz y militar, donde se usan principalmente materiales laminados, sus excelentes resultados los hacen atractivos con miras a poder trasladar esos desarrollos junto con sus resultados a los aceros fundidos. Se han realizado algunas aproximaciones con miras a evaluar este tipo de tratamientos en aceros fundidos y se ha logrado establecer una alta expectativa debido a sus promisorios resultados[33] [34][35]. De acuerdo con lo establecido en estos trabajos el comienzo de la transformación bainítica se ve influido por micro-segregaciones presentes en los aceros fundidos ya que la completa homogenización de los elementos de aleación se ve desfavorecida a causa de los altos contenidos de silicio y demás aleantes que son necesarios para favorecer la transformación bainítica sin la precipitación de carburos.

Los aceros fundidos presentan varios puntos a favor con relación con los aceros laminados, razones por las cuales se hace importante su estudio. Por un lado, se tiene el hecho de que se puede trasladar rápidamente desde el diseño a la obtención de la pieza deseada, debido a los pocos pasos que se requieren, esto genera una velocidad de producción más eficiente que en el caso del trabajo con materiales laminados, además los procesos de maquinado posteriores a la obtención de la pieza en aceros fundidos normalmente se consideran pocos o en muchas ocasiones innecesarios. Se tiene, además, la no direccionalidad o isotropía de sus propiedades ya que la no deformación de su microestructura permite establecer, según la *American Society for Testing and Materials* (ASTM) en su designación A-370, que los aceros fundidos no presentan direccionalidad micro estructural, por lo cual las propiedades mecánicas se conservan en todas las direcciones de la pieza. De igual manera está el hecho de que con los aceros fundidos se pueden realizar piezas complejas que serían más costosas o hasta imposibles de hacer con aceros laminados, lo que se traduce en beneficios económicos importantes con relación a los procesos posteriores a la obtención de la aleación[36].

Por las razones antes expresadas es que el poder obtener piezas fundidas con propiedades cercanas a la de los aceros bainíticos nanoestructurados podrían permitir ampliar el uso de este tipo de aleaciones en campos como la construcción, la minería, la producción de piezas agrícolas, la industria petroquímica y en todas aquellas industrias que requieran un material con altas propiedades mecánicas que no puedan ser obtenidas mediante forja o laminación.

El avance del estudio de estos tratamientos en aceros fundidos ha sido escaso, pero se ha logrado obtener algunos resultados importantes. Por un lado, Tenaglia y compañía, han logrado determinar que, en aceros fundidos con concentraciones apreciables de silicio, que son requeridas para la obtención de aceros NANOBAIN, se presenta una segregación de este elemento, lo que determina dos zonas en la aleación, una denominada “primera zona en enfriar” empobrecida en silicio con relación a su valor

nominal en la aleación y una segunda zona denominada “última zona en enfriar” con una concentración de silicio más alto que el valor nominal de la aleación[34]. Según el trabajo citado, estas microsegregaciones, favorecen el inicio de la transformación en las primeras zonas de enfriamiento en los primeros estadios del tratamiento, pero sin consecuencias en la microestructura final, ya que no se encuentra evidencia de alguna diferencia microestructural importante entre las dos zonas mencionadas. En cuanto a las propiedades mecánicas, según el trabajo realizado por Li y compañía[35], el cual está enfocado en el comportamiento mecánico de un acero fundido frente a la cantidad de silicio presente, muestra que el comportamiento mecánico encontrado en esta aleación es alto. Por un lado, se alcanza una resistencia a la tracción máxima de aproximadamente 1700MPa y de 1500MPa para temperaturas de 250°C y 320°C respectivamente con tiempos de tratamiento de 30 minutos teniendo como conclusión importante el que la resistencia del material esta principalmente mediada por la cantidad de austenita retenida y el carbón presente en esta fase.

4 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Experimentalmente este proyecto se ejecutó en varias etapas. La primera etapa fue la obtención del material de trabajo mediante fundición en un horno de inducción, seguido de homogenización, proceso térmico necesario para la eliminación de los carburos y de las segregaciones elementales en la microestructura *as-cast*; seguidamente se determinaron las condiciones necesarias de tratamiento isotérmico para la obtención de las fases microestructurales deseadas, bainita y austenita retenida, con lo cual se le dio cumplimiento al primer y segundo objetivo específico. Por último, se realizó el tratamiento térmico, optimizado en el paso anterior, sobre las probetas con las cuales se realizaron los ensayos mecánicos que permitieran relacionar la microestructura lograda con el comportamiento mecánico alcanzado, dando así cumplimiento del tercer objetivo específico.

En los párrafos siguientes se describen de manera ampliada los pormenores de la metodología.

4.1 Obtención del material

El acero obtenido para el desarrollo de esta investigación fue fundido en un horno de inducción de marca ITC con potencia de 50KW y una frecuencia de hasta 3000hz con una cuba de capacidad de 50Kg de carga, revestido con un refractario de alúmina.

Como materias primas se utilizaron acero *cold rolled*, acero AISI-SAE 1020, grafito y ferroaleaciones de silicio, manganeso y cromo; todos ellos de composición química

conocida. La carga de aleación deseada fue calculada con esta información. La composición química de los materiales de carga se muestra en la tabla No.1

Tabla 1. Material de carga con su respectiva composición química en % P/P

Material de Carga	C	Si	Mn	Cr	Mo	Fe
<i>FeSi</i>	0,51	83,29	0,043	0,01	-----	16,15
<i>FeCr</i>	7,68	2,01		64,90		25,41
<i>Grafito</i>	96,06	-----	-----	-----	-----	-----
<i>Acero Cold Rolled</i>	0,03	0,03	0,20	0,019	0,001	99,72
<i>FeMn</i>	6,94	0,67	81,12	-----	-----	11,27
<i>Acero 1020</i>	0,24	0,12	0,43	0,09	0,01	99,11

El control de temperatura, que garantizara la temperatura de vaciado (1450-1500°C), se realizó mediante el uso de un pirómetro de inmersión marca ITALTERM de referencia INDICMAX 2000 II, con un rango de medición que va de 800°C a 1760°C. Una vez alcanzada la temperatura deseada se procedió a vaciar el material en moldes tipo Y con las dimensiones especificadas en la figura 5 y fabricados en arena de sílice aglomerada con resina autofraguante. La composición química del material fue determinada mediante el uso de un espectrómetro de emisión óptica Bruker Q8 MAGELLAN y la norma ASTM E350 - 16[37]. En el material *as cast*, con el fin de garantizar la disolución total de los carburos y disminuir las segregaciones de los elementos en la aleación, se homogenizó durante 48 horas a 1100°C.

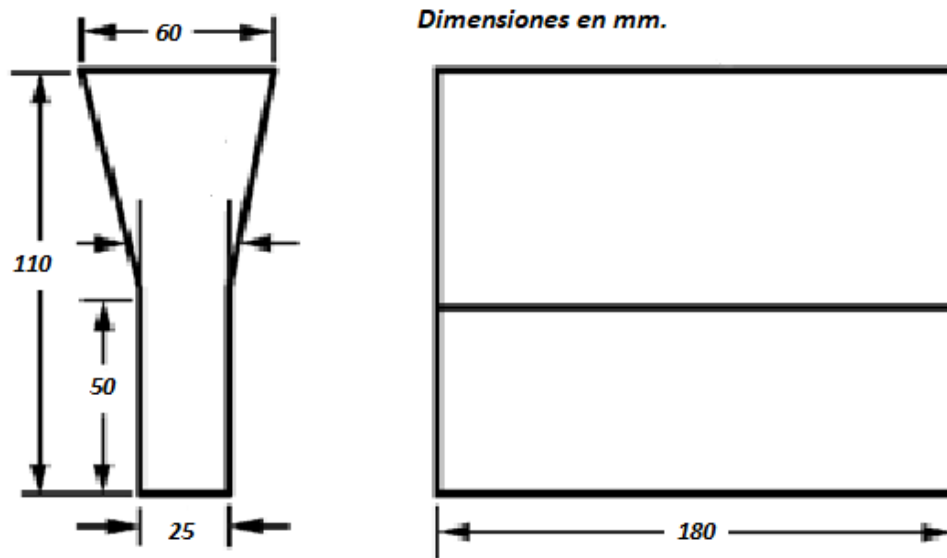


Figura 5. Molde en Y para moldeo de la aleación de trabajo.

4.2 Determinación de las temperaturas de tratamiento isotérmico

Se analizaron muestras de la aleación mediante análisis térmico dilatométrico de alta resolución utilizando un dilatómetro Bahr 805A, perteneciente al Centro de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM) en Madrid España. La temperatura de austenización fue definida a partir del diagrama de fases calculado mediante el software Thermocalc y el resultado del estudio dilatométrico del material.

A partir del análisis dilatométrico se determinaron la temperatura de inicio de la martensita M_s , la temperatura de austenización total A_{c3} y se realizaron los tratamientos térmicos de transformación isotérmica a diferentes temperaturas, con lo cual se

establecieron las temperaturas y los tiempos de transformación a los que serían sometidos el material en la etapa final.

La temperatura de inicio de transformación bainítica B_s , se determinó mediante la ecuación 1[38].

$$B_s = 771 - 231.5C - 69Mn - 23Si - 58.5Cr - 31Ni - 55Mo - 41V. \quad (\text{Ecuacion1})$$

4.3 Tratamientos térmicos.

La temperatura de austenización y los tiempos de transformación isotérmica del material, fueron determinados teniendo en cuenta los resultados del ítem anterior. Piezas del material fueron totalmente austenizadas en un horno tubular a una temperatura de 900°C mediante una rampa de calentamiento de una hora y sostenimiento de 45 minutos garantizando la austenización total de cada una; posterior a esto las piezas fueron templadas y luego sostenidas en un baño de sales de nitrito de sodio y nitrato de potasio en proporción 50/50 estabilizadas, previamente, a las temperaturas establecidas para cada uno de los tratamientos. Este sistema de tratamiento contó con agitación y control de temperatura del baño de sales constante durante todo el proceso de austemperado. De acuerdo con los resultados de los ítems anteriores se establecieron dos temperaturas y tres tiempos por cada una de ellas, una temperatura de 250°C con tiempos de 2, 4 y 8 horas y una temperatura de 300°C con tiempos de 1, 2 y 4 horas. Después de cada uno de los tiempos de tratamiento isotérmico se detuvo la transformación templando el material en agua.

4.4 Análisis de la microestructura

El análisis microestructural se realizó mediante el estudio del material en cada una de sus etapas, desde el material obtenido en fundición hasta las microestructuras obtenidas con los tratamientos térmicos. Para esto se tomaron secciones del material que fueron montadas en baquelita para ser pulidas mediante técnicas metalográficas convencionales hasta llegar a un acabado espejo mediante la utilización de alúmina de $0.3\mu\text{m}$. Las muestras fueron atacadas con Nital al 2% y su microestructura fue observada en un microscopio óptico marca Nikon Eclipse MA-100. Las muestras resultantes de los tratamientos térmicos fueron analizadas, además, mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) en un equipo (termoiónico) JEOL-JSM 6490LV. Los espesores de placa bainítica y austenítica fueron medidos mediante el uso de las micrografías SEM en cada uno de los tiempos y temperaturas de transformación utilizando el software *Image J* [39][40][41]. Para cada tiempo y temperatura de tratamiento se realizó un total de 500 medidas sobre las micrografías obtenidas, tomando la distancia visible entre placa, tanto austenítica como bainítica, revelado por el ataque con Nital realizado previamente. La determinación del porcentaje de austenita retenida en bloques se realizó considerando como un bloque aquella austenita retenida con un espesor de placa superior a 300nm [42].

Para la identificación y clasificación de las inclusiones se tomó una sección del material y se laminó a una temperatura de 1000°C hasta lograr una reducción en el espesor del 60%. La clasificación se realizó mediante la utilización de la norma ASTM E45-13[43].

El análisis de difracción de rayos X (XRD) se realizó sobre el material tratado utilizando secciones cortadas con hilo y pulidas a espejo mediante el uso de técnicas metalográficas convencionales con un pulido final utilizando alúmina de $0.3\mu\text{m}$. El ensayo XRD fue realizado en un equipo PANALITICAL referencia EMPYREAN 2012 con

ánodo de cobalto. El barrido fue realizado con una potencia de 40KV y 40mA y con un barrido 2θ entre 30° y 110° con paso de 0.0131303° .

El análisis de los patrones de difracción de cada tratamiento se realizó mediante el uso del software X'Pert High Score Plus. A partir de este análisis se determinó la fracción de austenita retenida mediante la aplicación de la norma ASTM E975 – 13[44] utilizando los valores estándar de los picos $\{hkl\}$ de la austenita $\{200\}$ y $\{220\}$ y de la ferrita $\{200\}$ y $\{211\}$. La determinación del porcentaje de carbono en la austenita retenida se realizó mediante la aplicación del modelo matemático de Nelson Riley para el cálculo del parámetro de red α usando los picos $\{hkl\}$ $\{200\}$ y $\{220\}$ y su asociación con el porcentaje de carbono en la ecuación 2[45] .

$$\alpha_\gamma = 3.555 + 0.044 \%C_\gamma . \quad (\text{ecuacion 2})$$

Esta ecuación proveyó una aproximación comparativa a los valores de carbono en la austenita retenida de cada uno de los tratamientos realizados.

4.5 Propiedades mecánicas: propiedades bajo tensión, energía de impacto y dureza

Los ensayos de tracción se realizaron sobre probetas planas que fueron maquinadas después de cada uno de los tratamientos isotérmicos. Las dimensiones de las probetas se encuentran referenciados en la figura 7 y el ensayo fue realizado según los lineamientos de la norma ASTM E8 [46]. Los ensayos fueron realizados en una maquina universal marca INSTRON 5984 con una celda de carga de 150KN. Se determinó la resistencia última a la tensión, el esfuerzo de cedencia y el porcentaje de alargamiento para cada uno de los tiempos y temperaturas de transformación empleados. Se utilizaron tres probetas por cada temperatura y tiempo de transformación.

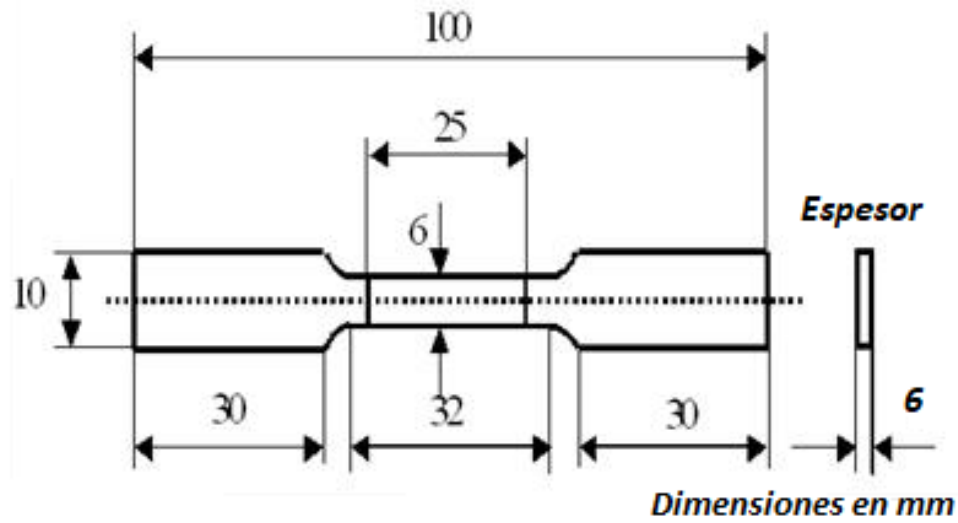


Figura 6. Dimensión de la probeta utilizada para los ensayos de tensión.

Los ensayos de impacto se realizaron siguiendo los lineamientos de la norma ASTM E23-16b [47]. Se realizaron tres ensayos por cada temperatura y tiempo de tratamiento sobre probetas de dimensiones correspondientes a la de la figura 7. Los ensayos fueron realizados en un equipo marca Karl Frank GMBH utilizando tres probetas de ensayo por cada temperatura y tiempo de transformación.

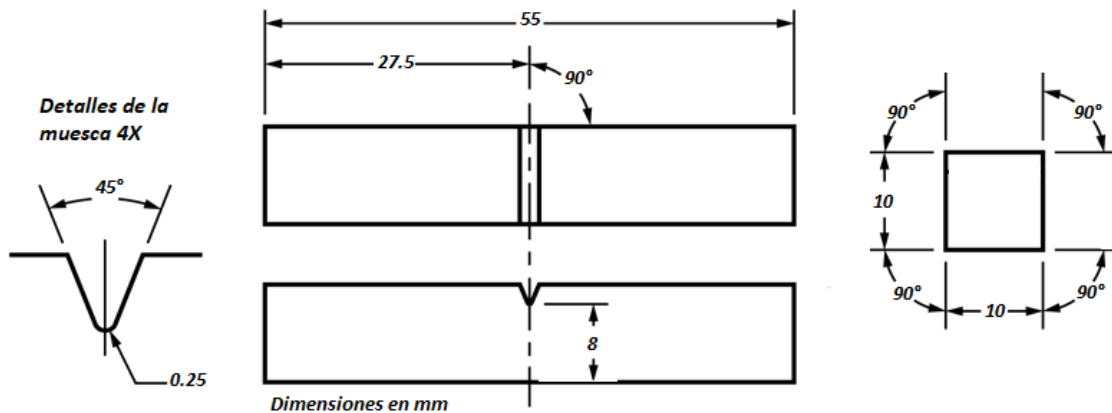


Figura 7. Dimensiones de la probeta utilizada para el ensayo de impacto Charpy.

La dureza del material fue determinada en escala Rockwell C mediante el uso de un equipo marca Harterprufer referencia Swiss Max 300 con un indentador de diamante y una carga de 150Kgf bajo la norma ASTM E18[48]. Se realizaron siete indentaciones sobre diversas probetas representativas a cada tratamiento.

4.6 Análisis de la información y elaboración de informe

Se realizaron análisis de varianza para determinar los factores más influyentes en las propiedades mecánicas y establecer en qué casos había diferencias estadísticas significativas entre las propiedades determinadas de acuerdo con los parámetros de tratamiento térmico. Para este propósito se empleó el programa Excel.

5 Resultados y análisis

5.1 Composición química del material de trabajo y microestructura y propiedades iniciales

La composición química del material obtenido por fundición se muestra en la tabla 2. La aleación obtenida se considera adecuada para el estudio, ya que las adiciones de estos elementos tienen como principal función favorecer la transformación bainítica, así como el refinamiento microestructural durante el tratamiento térmico de austemperado. El carbono, fundamental en los aceros, es el elemento que más aporta para el aumento de la resistencia mecánica, además, de favorecer en la disminución de la temperatura de inicio de la martensita lo cual beneficia la transformación a bajas temperaturas. Por su parte, el cromo, tiene un impacto positivo en el aumento de la resistencia del material, así como en la disminución de la temperatura de inicio de la bainita. El manganeso, en el rango de 0.4% a 2.0%, aumenta la capacidad de endurecimiento del acero al reducir la fuerza motriz y aumentar la energía de activación crítica para la nucleación de la ferrita, conduciendo a la supresión de la temperatura de transformación de austenita a ferrita y, por lo tanto, a un refinamiento significativo de tamaño de grano ferrítico. Por último, el silicio, favorece la no precipitación de carburos y la redistribución de carbono desde la ferrita bainítica hacia la austenita favoreciendo su estabilidad evitando su descomposición[49][50].

Este acero luego de ser homogenizado presentó una microestructura perlítica libre de carburos (ver figuras 8(a) y 8(b)). El análisis microestructura de la muestra sin atacar mostró la presencia de algunas inclusiones no metálicas (ver figura 8(c)) las cuales son comunes en aceros fundidos. Al no existir una norma para la determinación de la severidad de las inclusiones no metálicas en los aceros fundidos, se laminó en caliente

una muestra del material para establecer la naturaleza de las inclusiones a la luz de la norma ASTM E45. Se encontró que las inclusiones presentes eran sulfuros de manganeso y óxidos globulares. También se encontraron algunos carbonitruros de titanio, (ver figura 8 (d)).

Tabla 2. Composición química del acero investigado

<i>Elemento</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>Ni</i>	<i>Al</i>
<i>%P/P</i>	0,764	2,079	0,738	0,026	0,013	0,792	0,026	0,02	0,035

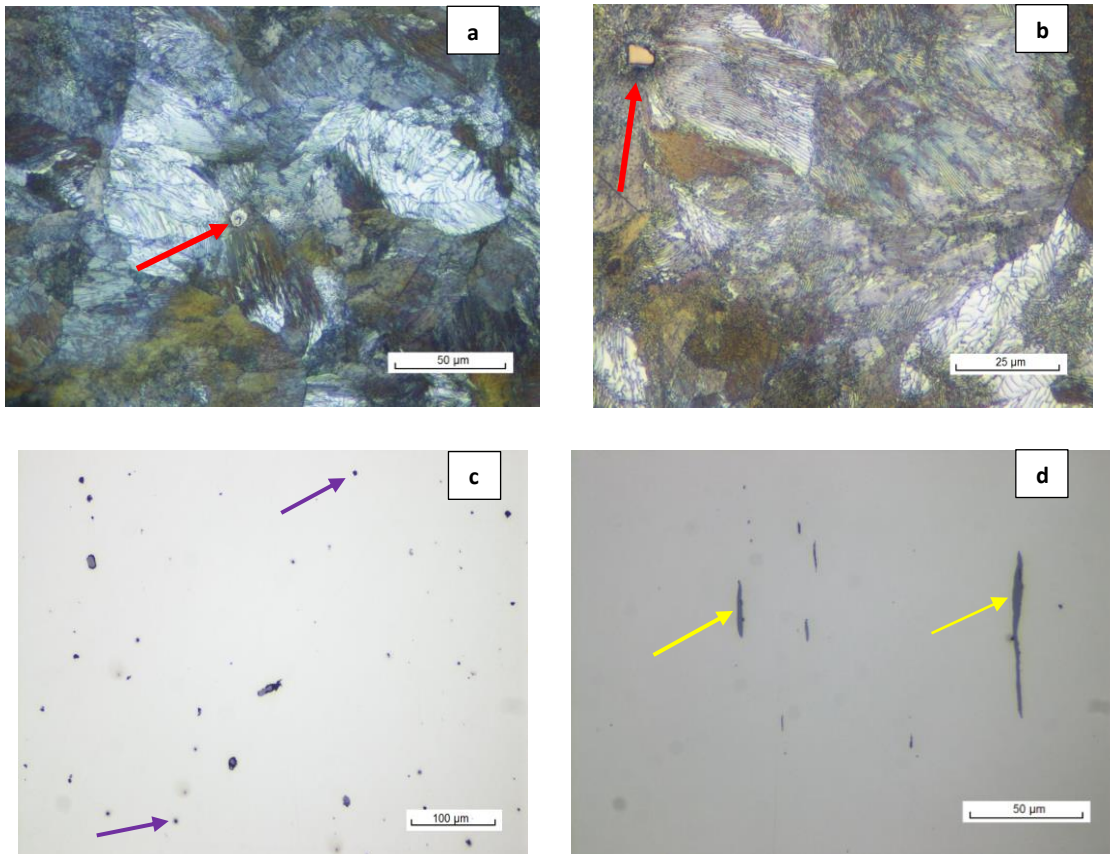


Figura 8. Micrografías del material obtenido por fundición. a) y b) corresponden al material homogenizado a un tiempo de 48 horas y atacado con Nital al 2%, c) corresponde al material sin laminación y tal cual como fue procesado durante el presente trabajo y d) corresponden al material laminado. Los carbonitruros de titanio están señalados con flechas rojas, los sulfuros de manganeso con flechas amarillas y los óxidos globulares con flechas moradas.

En cuanto a propiedades mecánicas, la tabla 4 muestra los resultados obtenidos para el material homogenizado y sin tratamiento. El propósito de evaluar el comportamiento mecánico del material antes del tratamiento es poder tener una comparación del mejoramiento en las propiedades con relación al proceso establecido en este trabajo.

Tabla 4. Propiedades mecánicas del material sin tratamiento.

Dureza (HRC)	Energía de Impacto (J)	UTS (MPa)	YS (MPa)	Elongación (%)
32.71 ± 1.46	2.00 ± 0.00	740.93 ± 17.52	602.95 ± 89.96	0.97 ± 0.06

Con la composición química del material se construyó el diagrama de fases de la aleación en función del contenido de carbono (figura 9), el cual, como se mencionó en la metodología, sirvió como insumo para determinar la temperatura de finalización de la formación de la austenita en el calentamiento, la cual en condiciones de equilibrio de acuerdo al diagrama de fase sería de aproximadamente 842°C.

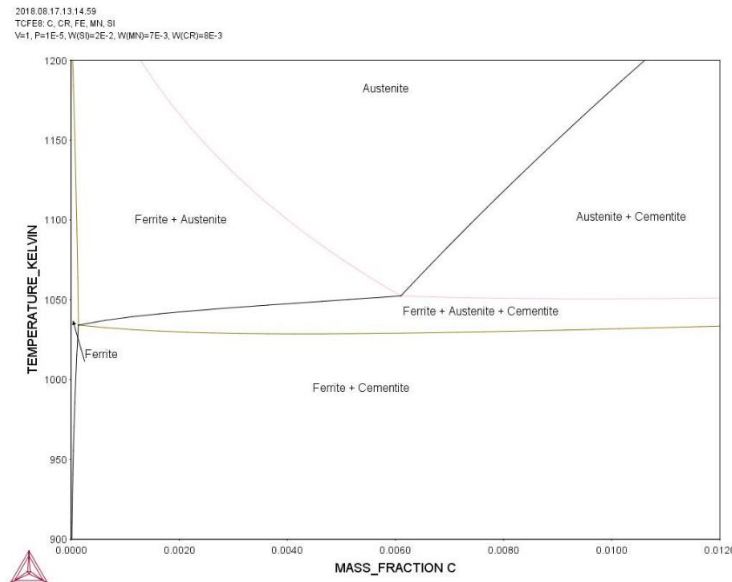


Figura 9. Diagrama de fases simulado en el programa Thermocal para el acero producido.

5.2 Establecimiento de las condiciones de tratamiento térmico

La figura 10 muestra el resultado de la dilatometría de alta resolución realizada a una muestra del material homogenizado. Inicialmente se observa una dilatación uniforme sin cambio en la pendiente que corresponde al aumento en el volumen sin cambio de fase. La primera inflexión de la curva indica el inicio de la formación de la austenita (Ac_1), la cual en este caso implica una contracción, dado que la microestructura inicial del acero es completamente perlítica y la formación de la austenita se da por la disolución de la cementita, lo cual conlleva una disminución en el volumen. La segunda inflexión corresponde a la temperatura de finalización de la austenita (Ac_3), la cual dio como resultado $837^{\circ}C$. De acuerdo con el diagrama de fases de la figura 9 la temperatura de austenización total del acero es de $842^{\circ}C$, la cual dista sólo en $5^{\circ}C$ de la determinada en el dilatómetro. Cabe anotar que las temperaturas de inicio y finalización de la austenita dependen de la velocidad de calentamiento utilizada y que el diagrama de fases indica la temperatura en condiciones de equilibrio, es decir a velocidades de calentamiento extremadamente bajas, lo cual podría explicar la diferencia. Una vez el ensayo sobrepasa la temperatura Ac_3 , el acero es completamente austenítico y el volumen aumenta de manera constante con la temperatura debido al incremento del parámetro de red por el efecto térmico.

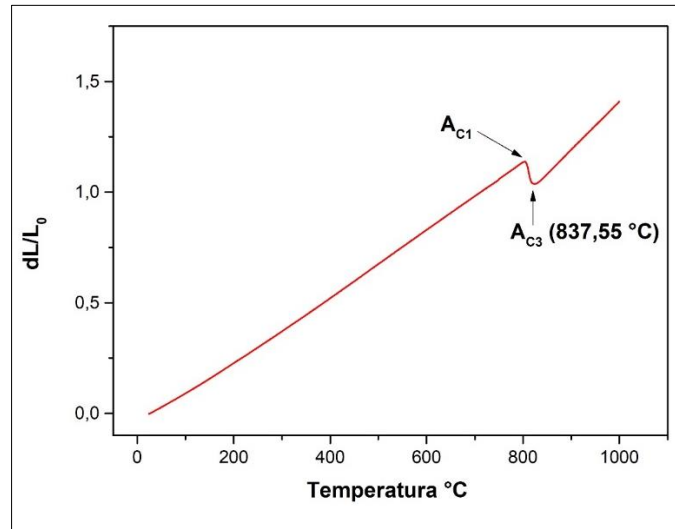


Figura 10. Dilatometría de calentamiento continuo para la determinación de la temperatura A_{c3} .

Mediante el análisis dilatométrico de alta resolución se estableció también la temperatura de inicio de la martensita M_s , la figura 11 muestra la variación de la longitud de la probeta en función de la temperatura durante el temple, en donde el primer punto de inflexión indica la temperatura M_s cuyo valor se determinó en 227°C. Como puede observarse en este punto la dilatación es positiva debido a que la martensita ocupa mayor volumen que la austenita. Finalmente, el cálculo realizado con la ecuación 2 entregó un resultado para la temperatura de inicio de la bainita de 446.8°C.

Con el fin de lograr una microestructura lo más fina posible y de acuerdo al valor de las temperaturas B_s y M_s encontrados se decidió realizar los tratamientos isotérmicos a 250°C y 300°C. Los sostenimientos isotérmicos realizados en el dilatómetro a estas temperaturas, figura 12, muestran la evolución y comportamiento del material con relación al tiempo. En la figura 12, se puede observar la dilatación que sufre el material debido al cambio microestructural por la transformación al pasar de una estructura fcc de la austenita a una estructura bcc de la ferrita bainítica. Esta transformación, esta mediada por el fenómeno de reacción incompleta dado en este tipo de tratamientos, lo

cual indica que la bainita crece hasta el punto donde la sobresaturación de carbono en la austenita la estabiliza, evitando que la transformación bainítica avance y que la transformación se complete [51]. Este fenómeno se refleja en las curvas del tratamiento realizado en el dilatómetro. La formación de ferrita bainítica se ve en la región de dilatación constante, hasta un máximo donde la curva cambia de pendiente, es allí donde el cambio microestructural de austenita a ferrita bainítica cesa o se da de una manera más lenta.

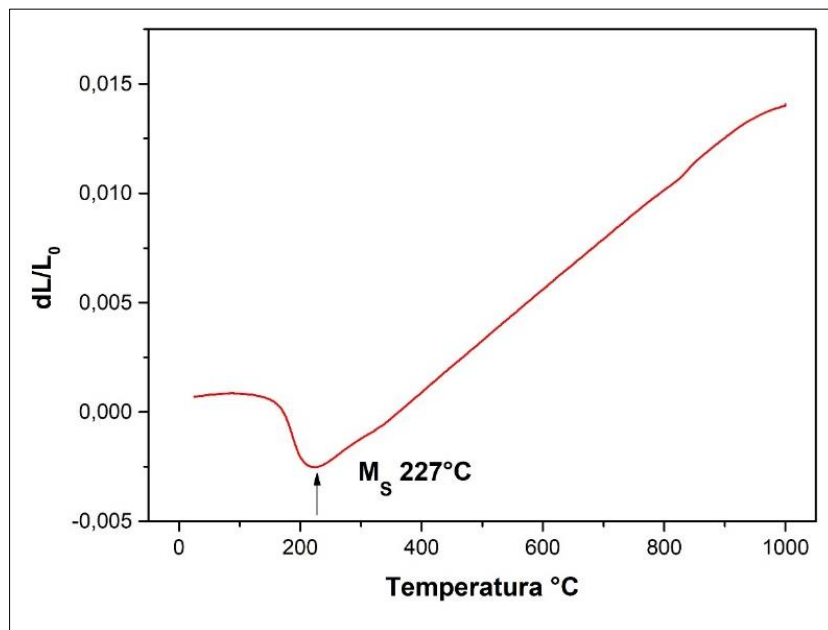


Figura 11. Análisis dilatométrico para la determinación de la temperatura de inicio de la martensita M_s

En este punto, el comportamiento de ambos tratamientos, diferenciados solamente por la temperatura, muestra una divergencia significativa en su evolución. En el tratamiento realizado a 250°C se observa que luego del punto máximo se encuentra una región que aunque sigue dilatando positivamente, presenta una pendiente mucho menor a la inicial, extendiéndose progresivamente hasta el final del análisis dilatométrico después de 12 horas, evidenciando de esta manera que el nivel máximo

de transformación no ha sido alcanzado, pero que igualmente, la caída progresiva de la pendiente denota que el sistema está próximo a estabilizarse por completo a este tiempo.

En el tratamiento a 300°C se observa que la transformación sucede de manera más rápida y logra un máximo de dilatación, que en este caso se puede considerar de máxima transformación con relación a su dilatación, en un tiempo mucho más corto comparado con el tratamiento a 250°C de aproximadamente una hora. A partir de esta primera hora de transformación se presenta una contracción del material del 1.5% hasta un tiempo de tratamiento de 2.4 horas. Este comportamiento, posiblemente se deba a que la reacción autocatalítica y el crecimiento de la ferrita bainítica en este punto es mucho más lenta en comparación con el porcentaje de carbono que se expulsa de la ferrita hacia la austenita residual, lo que tiene como consecuencia una contracción de la estructura ferrítica. Pasada la contracción del material a este tiempo, se ve que se presenta de nuevo la expansión del material con relación al avance del tratamiento en el tiempo. La mejor explicación de este comportamiento es que se debe a la descomposición de la austenita retenida, que trae como consecuencia la precipitación de carburos de tamaño nanométrico que pueden presentarse, con lo cual se aumenta el volumen de la muestra lo que se manifiesta mediante la expansión dilatométrica [52].

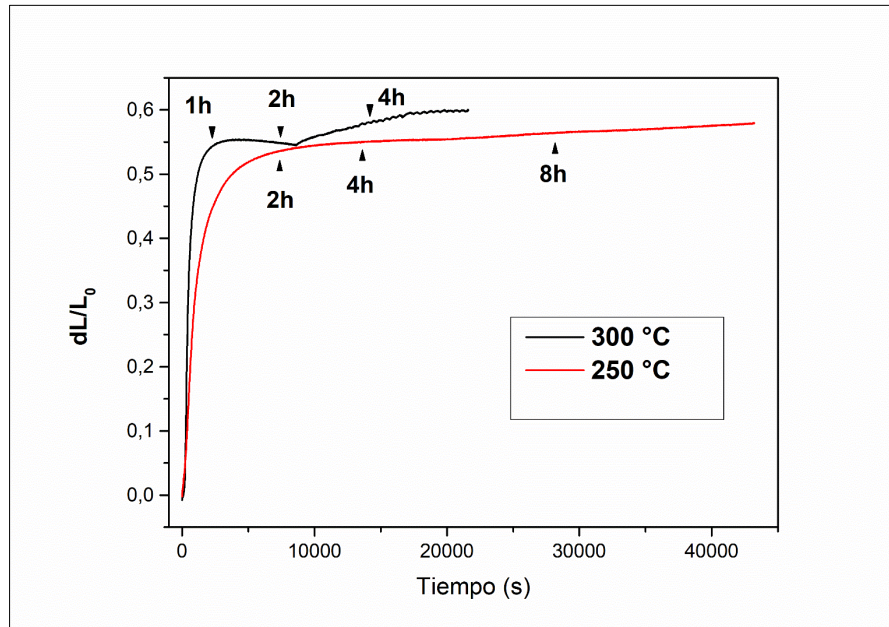


Figura 12. Análisis dilatométrico del tratamiento térmico a 250°C y 300°C.

A partir de los datos obtenidos se determinaron los tiempos de nucleación para el inicio de la transformación bainítica, calculados desde el comienzo de la expansión dilatométrica, los cuales fueron de 11 y 50 segundos para el tratamiento a 250°C y a 300°C respectivamente, lo cual favorece considerablemente el tiempo necesario para la obtención de las fases requeridas durante el tratamiento isotérmico. Este tiempo de nucleación corto puede estar asociado a una disminución en la cantidad de dislocaciones presentes en el sistema por no tratarse de un acero laminado, ya que como es sabido, la deformación plástica de la austenita antes de la transformación puede retardar la nucleación y el crecimiento de la ferrita bainítica y la ferrita Widmanstatten [53]. Teniendo en cuenta lo anterior, según García y compañía [54], la energía de activación G^* necesaria para la nucleación de la bainita está determinada por la resistencia de la red al movimiento de las dislocaciones. Según esto, se podría pensar que al no tener el acero una deformación previa, lo que disminuye considerablemente las dislocaciones presentes en el sistema, se favorece la disminución en la energía de activación necesaria para la nucleación de la ferrita bainítica. Por otra parte, se sabe experimentalmente que

la nucleación o inicio de la ferrita bainítica se da en tres sitios, por un lado, está el límite de grano austenítico que es el sitio preferente de nucleación, seguido por la reacción auto catalítica de la bainita, la cual corresponde a la nucleación de una nueva placa de ferrita bainítica catalizada o iniciada a expensas de una placa adyacente de ferrita bainítica ya formada, y por último se han determinado sitios de nucleación que no muestran un punto específico de partida con relación a las otras dos mencionadas, lo que genera una nucleación de nuevas láminas de ferrita bainítica en el interior de los granos sin un aparente sitio de nucleación generado por algún defecto o particularidad del material que aún no ha sido determinado [55]. Cabe resaltar que hasta el momento no se ha definido la injerencia en el comportamiento de la transformación bainítica que puedan tener defectos puntuales como las inclusiones no metálicas o microporosidades, tan comunes en aceros fundidos, lo cual permite tener como una posibilidad que los tiempos tan cortos de transformación exhibidos por el material, en este trabajo, puedan estar influidos por este tipo variaciones microestructurales.

Los resultados de la dilatometría permitieron establecer también los tiempos de transformación completa, debido al fenómeno de reacción incompleta que ya se explicó previamente, estos tiempos se tomaron como aquellos en donde la variación en la pendiente de la curva de dilatación era menor al 5%. El resultado fue para el tratamiento isotérmico a 300°C 1 hora y a 250°C 2 horas. Una vez establecidos estos tiempos de transformación, se realizaron tratamientos a este tiempo, a dos veces este tiempo y a cuatro veces este tiempo para cada temperatura, dando como resultados para la temperatura de 250°C 2, 4 y 8 horas y para la temperatura de 300°C 1, 2 y 4 horas, esto con el fin de evaluar la evolución microestructural del material después del primer punto de transformación máxima como se indica en la figura 12. Es de anotar que en relación con el tiempo total evaluado en la dilatometría (12 horas a 250°C) se obtiene a 250°C y 2 h un 92,2% de transformación, a 250°C y 4 horas un 97.7% de transformación y un 98.4% de transformación a 250°C y 8 horas. Esto permite evidenciar que, en los tiempos

evaluados, la transformación está cercana al nivel máximo que puede obtenerse para esta condición de temperatura. Para el caso del tratamiento a 300°C los tiempos corresponden al primer punto de máxima dilatación, seguido de un tiempo que permitiera evaluar el material en la zona de contracción de la dilatometría y por último en la región donde nuevamente se aprecia que el material vuelve expandirse.

5.3 Análisis microestructural de los aceros bainíticos

5.3.1 Espesor de placa bainítica y austenítica

La microestructura obtenida mediante los tratamientos isotérmicos de corresponden a un sistema multifásico de ferrita bainítica y austenita retenida, la figura 13 muestra micrografías representativas de los materiales obtenidas mediante microscopía óptica y atacadas con Nital al 2%, donde se reconoce la fase blanca como austenita retenida y las de color café como ferrita bainítica.

Dentro de cada temperatura de tratamiento, tanto para 250°C como para 300°C, se pudo observar una evolución en el refinamiento microestructural, el cual se evidencia en la disminución del espesor de placa promedio tanto de la ferrita bainítica como de la austenita retenida. Una observación importante es la disminución progresiva de la desviación estándar de la medida del espesor de las placas de ferrita bainítica y de austenita, lo cual indica que a medida que avanza el tiempo la microestructura se va haciendo más uniforme.

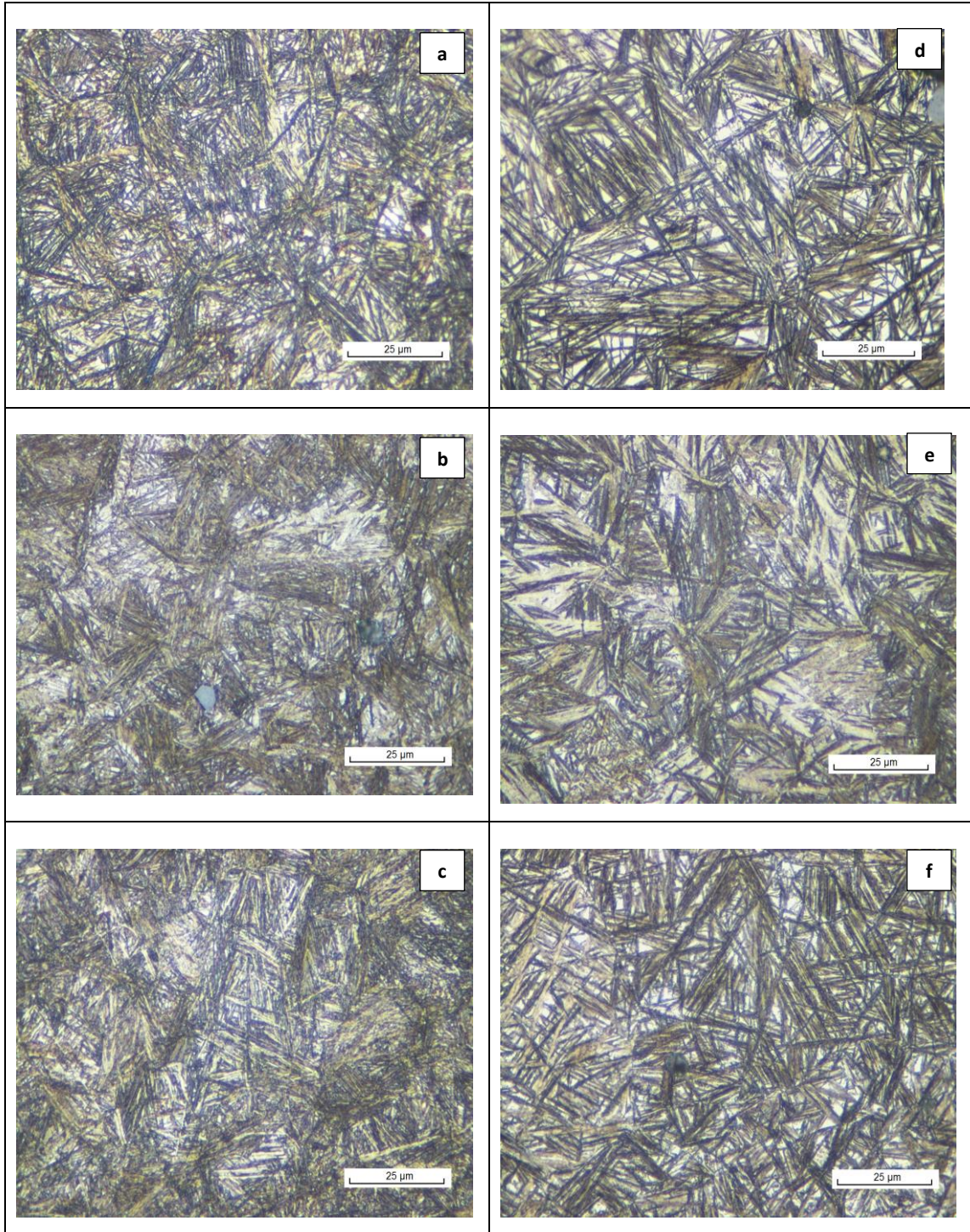


Figura 13. Micrografías tratamiento térmico a 250°C y 300°C. (a), (b) y (c) corresponden al tratamiento a 250°C a 2, 4 y 8 horas. (d), (e) y (f) corresponden al tratamiento de 300°C a 1, 2 y 4 horas respectivamente.

Los resultados muestran que desde el punto de vista del espesor de placa bainítica, para obtener una estructura nanométrica, se requiere una temperatura baja y un tiempo de tratamiento isotérmico prolongado (250°C – 8h), mientras las demás condiciones proporcionan estructuras submicrométricas, excepto la condición de 300°C y 1 hora que entrega una estructura de escala micrométrica. El mismo análisis realizado desde el punto de vista del espesor de las placas de austenita, indica que tanto a 300°C como a 250°C y tiempos prolongados (4 y 8 horas respectivamente), se obtienen estructuras nanométricas mientras las demás condiciones proporcionan estructuras submicrométricas. El análisis del espesor de las placas de austenita mostró una disminución progresiva en la cantidad de austenita en bloques que se presenta en la microestructura, definida ésta como aquella austenita con un espesor mayor a 300um[42], figuras 15 y tabla 3.

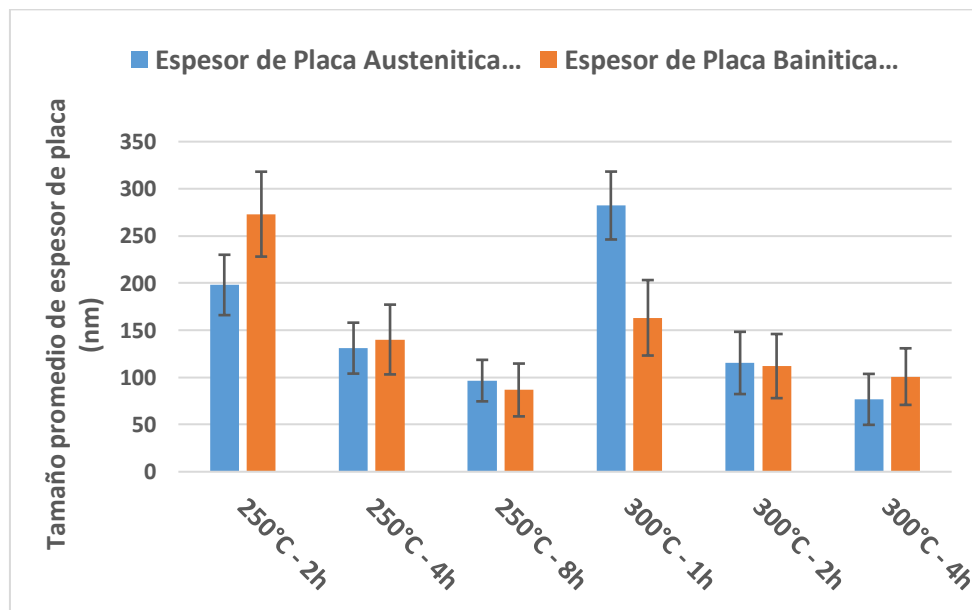


Figura 14. Tamaño de placa promedio austenítico y bainítico.

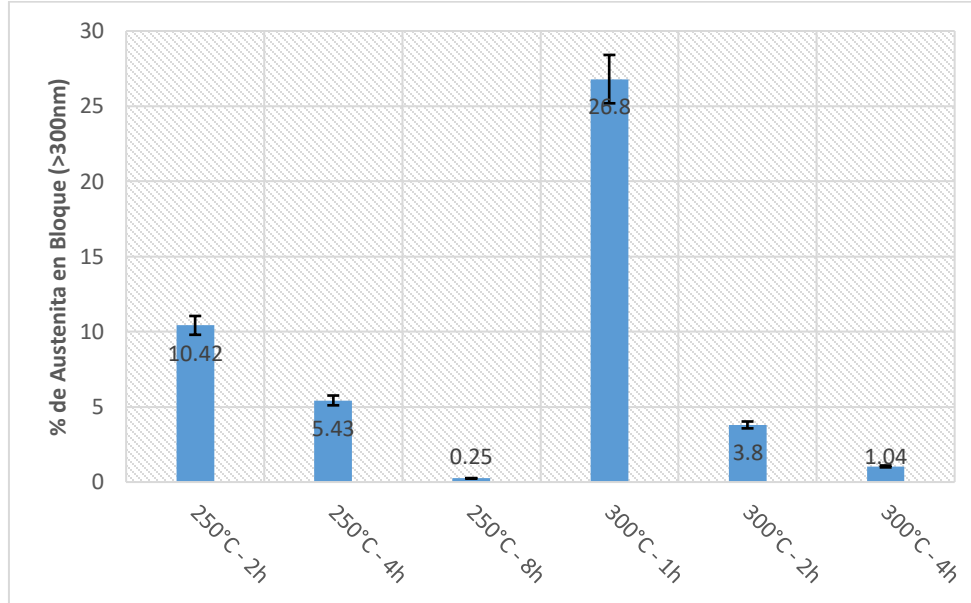


Figura 15. Variación del porcentaje de austenita en bloques (>300nm) vs. tiempo de transformación. El porcentaje de austenita en bloques fue calculado con relación al total de austenita retenida presente para cada tiempo de transformación.

Para complementar los resultados presentados hasta acá, la figura 16 muestra micrografías representativas obtenidas con electrones secundarios en el SEM y las figuras 17 y 18 muestran los histogramas de distribución de los tamaños de placa bainítica y austenítica, que evidencian como el avance de la transformación manifiesta una tendencia a dimensiones de placa más homogéneos como se mencionó antes. Estas evidencias analíticas tienen como fin, permitir apreciar de una manera más simple las diferencias entre las temperaturas y tiempos de transformación junto con su respectiva evolución microestructural. El refinamiento que presenta el material con relación al tiempo de transformación, es producido por varios factores que influyen sobre la estabilidad de la austenita retenida y el aumento de la ferrita bainítica. Por un lado, el aumento del porcentaje de carbono en la austenita con el aumento de tratamiento favorece el incremento de esta fase al final del tratamiento para cada tiempo establecido. Por otro lado, el refinamiento, así como el aumento de la ferrita bainítica se

da porque a mayores tiempos de transformación el fenómeno de auto catálisis de la ferrita bainítica se ve favorecido, produciendo más láminas de esta fase, lo que a su vez disminuye los bloques de austenita retenida, haciendo que los espesores de placa sean mucho más refinados cuando se permiten tiempos más prolongados de transformación.

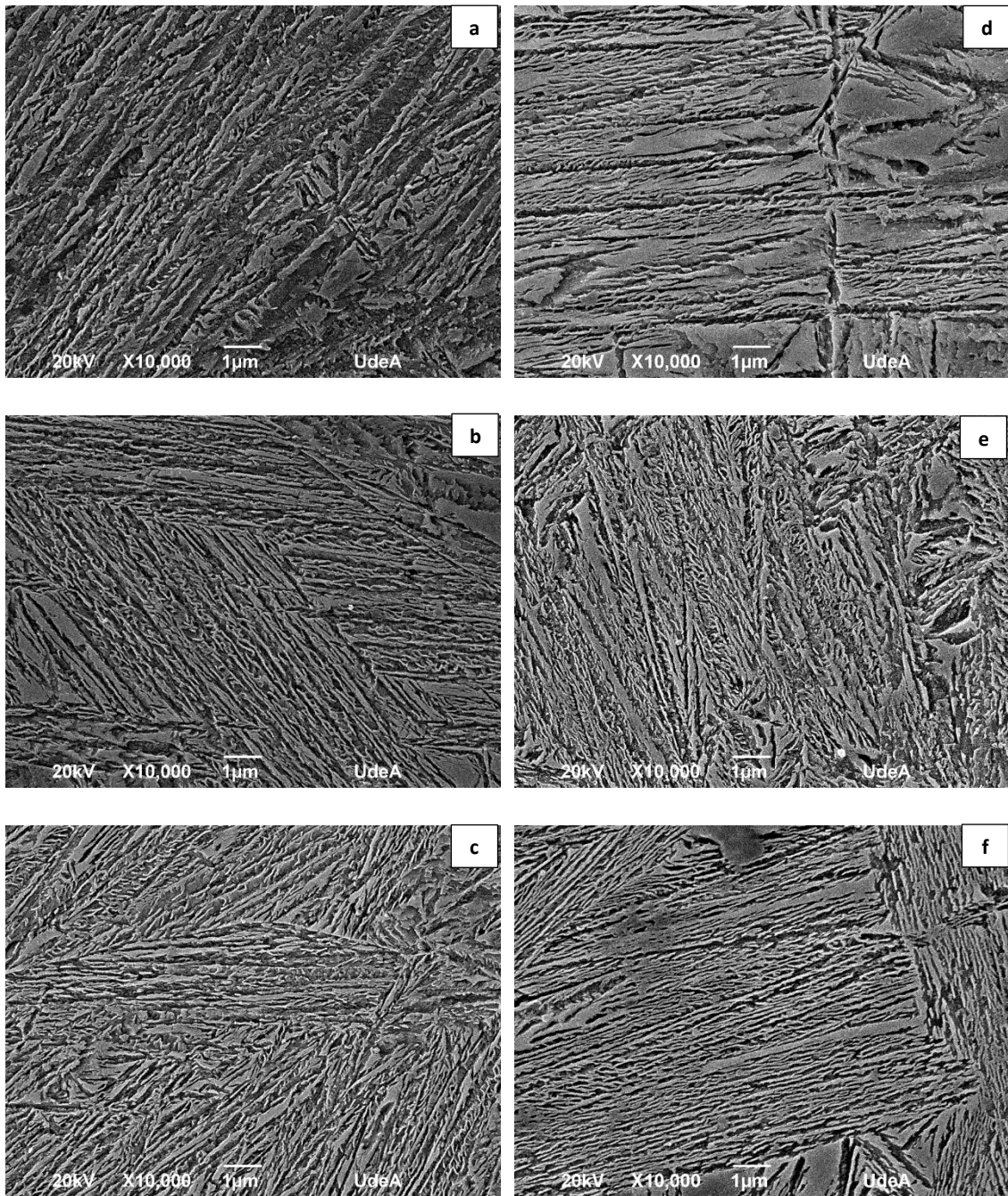


Figura 16. Micrografías SEM. (a), (b) y (c) corresponden al tratamiento a 250°C a 2, 4 y 8 horas respectivamente. (d), (e) y (f) corresponden al tratamiento de 300°C a 1, 2 y 4 horas respectivamente

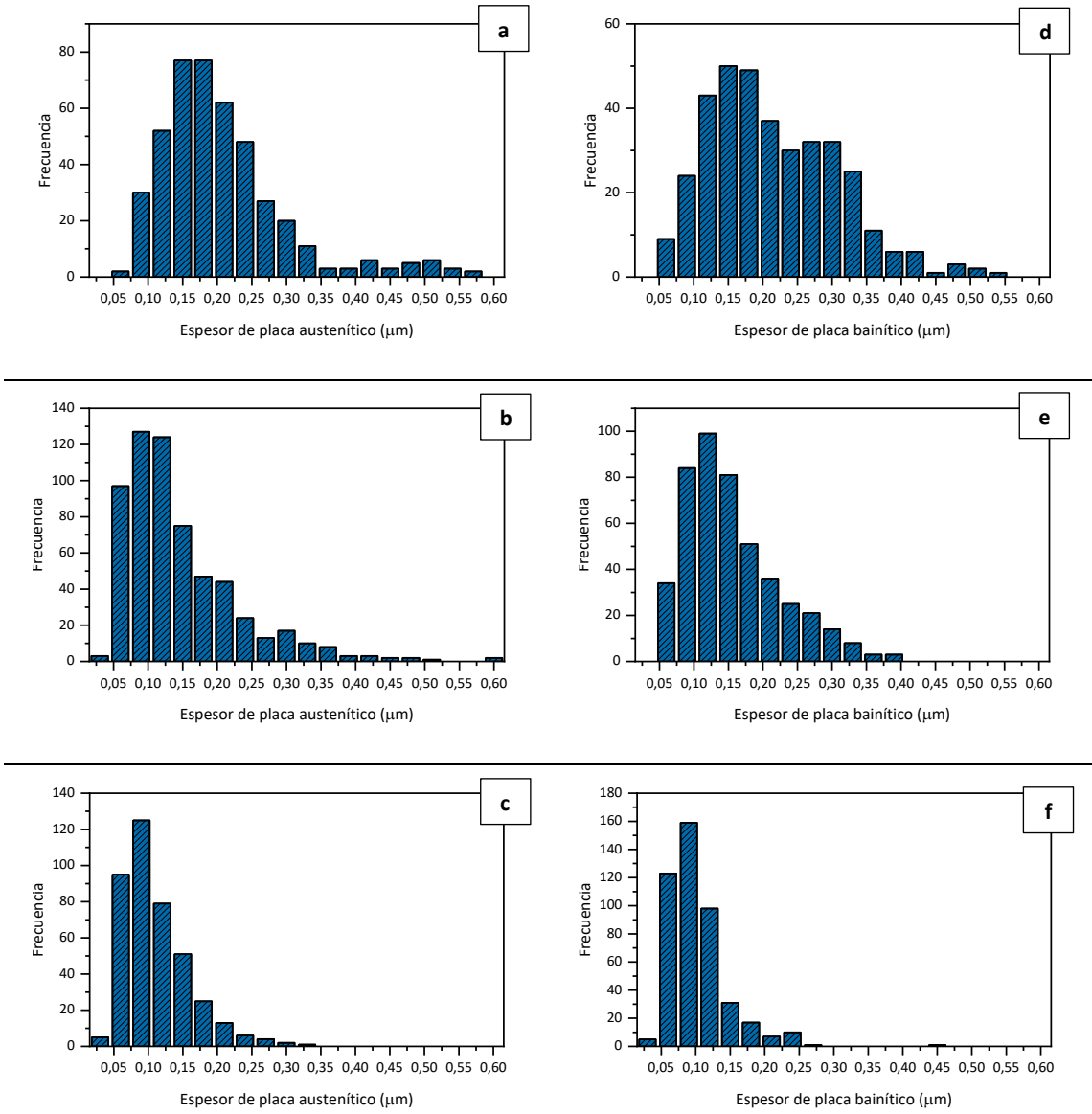


Figura 17. Espesores de placa del tratamiento isotérmico a 250°C. Las imágenes a, b y c, corresponden al espesor de placa austenítico. Las imágenes d, e y f corresponden al espesor de placa bainítico.

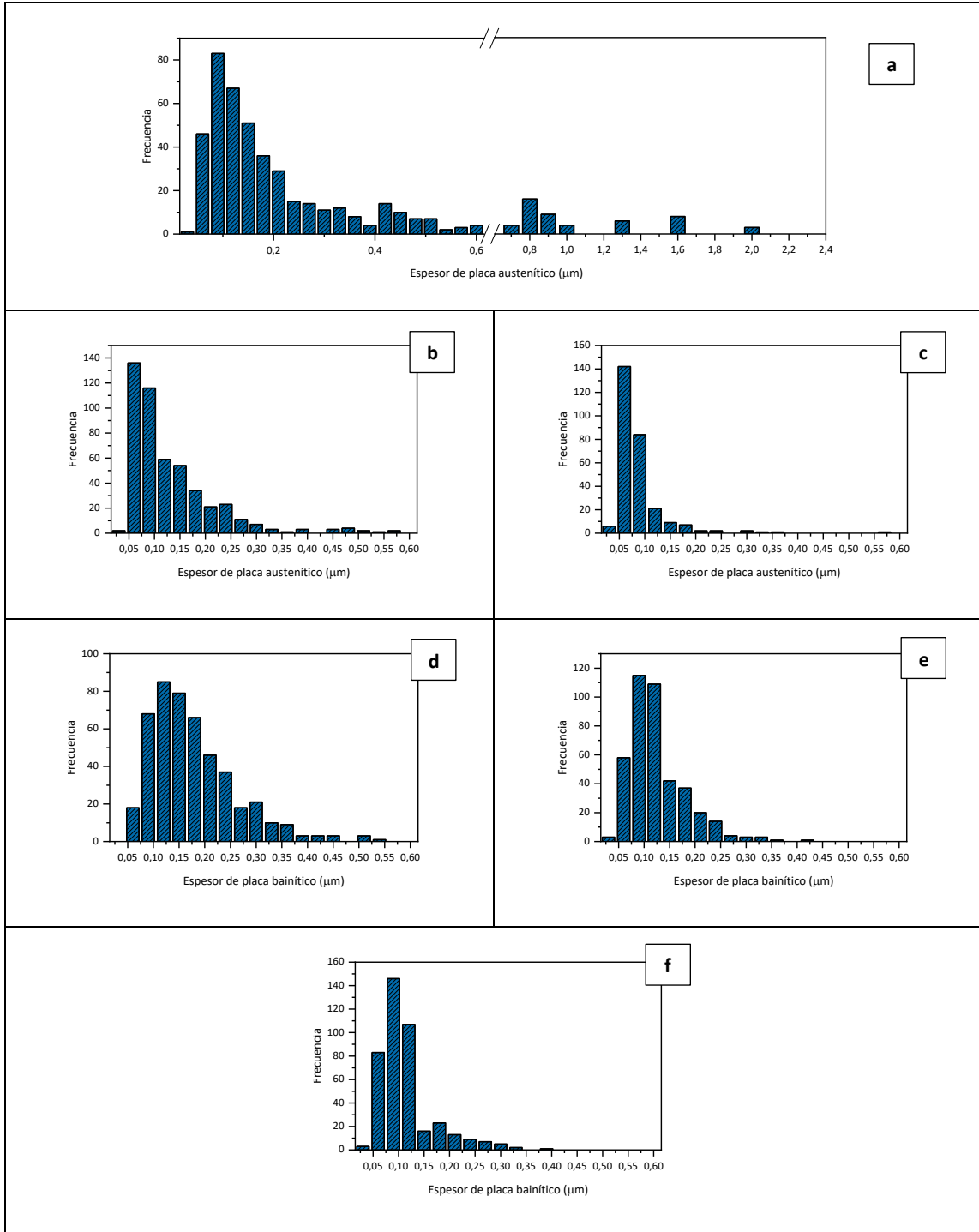


Figura 18. Espesores de placa del tratamiento isotérmico realizado a 300°C. Las imágenes a, b y c, corresponden al espesor de placa austenítico. Las imágenes d, e y f corresponden al espesor de placa bainítico.

5.3.2 Porcentaje de austenita retenida y porcentaje de carbono en la austenita

La figura 19 muestra los difractogramas obtenidos mediante XRD de las muestras. Esta información se utilizó para determinar el porcentaje de austenita retenida y su contenido de carbono. En el caso del tratamiento a 250°C, se obtuvo un aumento en el porcentaje de austenita retenida con relación con el tiempo de transformación. Para el primer tiempo establecido, de dos horas, se obtuvo un porcentaje de austenita retenida de 10.02%, llegando a un valor cercano a 15% para los tiempos de 4 y 8 horas. El aumento de esta fase cristalina, en relación con el aumento en de los tiempos de tratamiento, está mediado por un incremento del carbono presente en la austenita retenida, que va de 0.88% a 1.23% entre los tiempos de 2 a 4 horas con un valor final a las 8 horas de tratamiento de 1.31%, diferencia considerable, sobre todo entre los dos primeros tiempos de transformación, que tiene como beneficio una mayor estabilidad de la austenita retenida, permitiendo que una mayor cantidad de esta fase perdure después del temple realizado para detener la reacción en los tiempos estipulados.

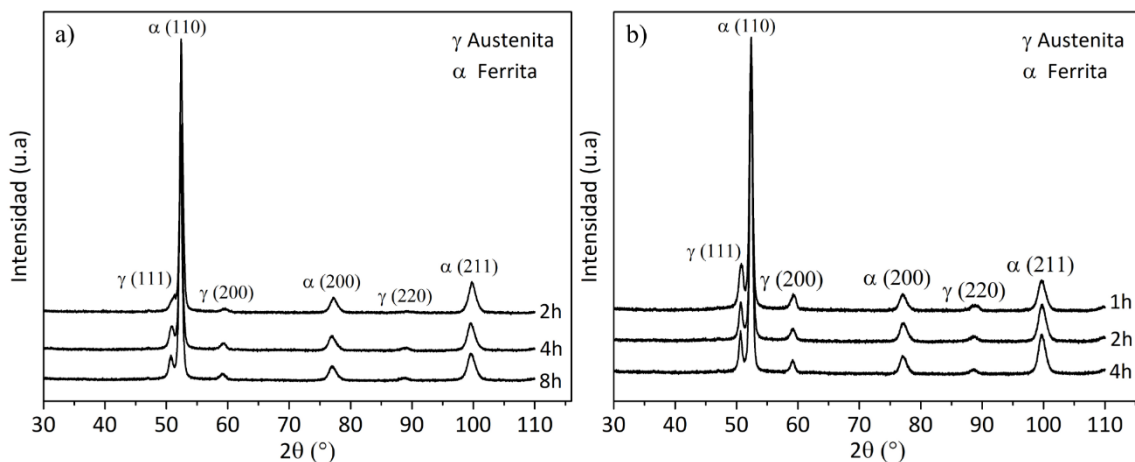


Figura 19. Espectros DRX. a) corresponde al tratamiento realizado a la temperatura de 250°C y b) corresponde al tratamiento realizado a 300°C.

Por su parte, el tratamiento realizado a 300°C reveló un comportamiento diferente al observado a 250°C. La evaluación del material a esta temperatura, mostró

que el porcentaje de austenita retenida comienza con un valor alto, disminuyendo continuamente con relación al tiempo de transformación, pasando de un valor de 26.81% de austenita retenida en la primera hora, 23.08% a dos horas de transformación y, por último, un valor de 19.88% para el tiempo máximo empleado que fue de 4 horas. La razón principal de este descenso, radica en el hecho de que el porcentaje de carbono en la austenita es considerable desde el primer tiempo de transformación a 300°C, lo que permite una mayor estabilidad de esta fase y por ende una mayor cantidad de austenita después de detenerse la reacción. Igualmente, al aumentar el tiempo y avanzar la reacción, se da un aumento en la cantidad de ferrita bainítica a expensas, sobre todo, de la austenita en bloques, la cual se ve disminuida a medida que avanza la reacción, lo que tiene como consecuencia adicional, una menor dispersión de los espesores de placa austenítica y bainítica, que ya se mencionó en la sección anterior, pues el enriquecimiento de carbono en la austenita conduce a un aumento en la energía de activación para la nucleación de la bainita lo que favorece el refinamiento de la microestructura que lleva a un aumento en la cantidad de ferrita bainítica con el aumento de los tiempos de transformación[56]. La figura 20 muestra la variación del porcentaje de austenita retenida y su contenido de carbono en función de las condiciones de tratamiento térmico.

El comportamiento del material ante el tratamiento establecido y los tiempos utilizados, confirma el hecho de que a menores temperaturas de transformación la difusión de carbono desde la ferrita bainítica hacia la austenita retenida requiere de tiempos más prolongados para tener una estabilidad considerable, sobre todo, en aleaciones que contengan valores altos de silicio [57], debido a que la entalpia de difusión aumenta considerablemente si se cuenta con contenidos altos de este elemento en el material, por ende se ve favorecida la migración del carbono, desde la ferrita bainítica hacia la austenita retenida, si se emplean temperaturas de tratamiento térmico mayores [57].

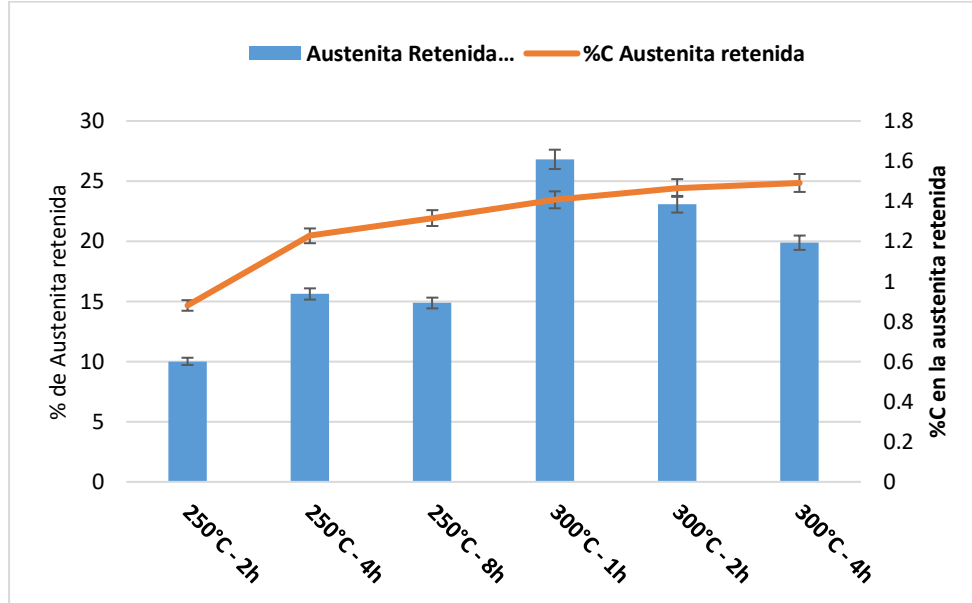


Figura 20. Variación de la austenita retenida y el porcentaje de carbono con relación al tiempo y la temperatura de transformación.

Tabla 3. Propiedades microestructurales del material estudiado a los diferentes tiempos de temperatura y transformación.

<i>Temperatura y tiempo de transformación</i>	<i>% de Austenita retenida</i>	<i>% Carbono en la austenita</i>	<i>Espesor promedio de placa bainítica (nm)</i>	<i>Espesor promedio de placa austenítica (<300nm)</i>	<i>Espesor promedio de placa austenítica (>300nm)</i>	<i>Austenita en bloques (%)</i>
250°C – 2h	10,02	0,88	137 ± 45	121 ± 32	355 ± 82	10.42
250°C – 4h	15,62	1,23	89 ± 37	90 ± 27	330 ± 71	5.43
250°C – 8h	14,87	1,32	55 ± 28	88 ± 22	305 ± 0	0.25
300°C – 1h	26,81	1,41	101 ± 40	108 ± 36	449 ± 306	26.80
300°C – 2h	23,08	1,47	71 ± 34	75 ± 33	384 ± 55	3.80
300°C – 4h	19,88	1,49	64 ± 30	62 ± 27	376 ± 157	1.04

5.4 Propiedades Mecánicas

En esta sección se presentan los resultados de los ensayos mecánicos realizados. En algunos casos el análisis está acompañado de un análisis estadístico de regresión lineal múltiple que se realizó con el fin de determinar cuáles características microestructurales tenían mayor influjo sobre cada propiedad mecánica. Para estas regresiones lineales múltiples solo se utilizaron las variables microestructurales principales y no se tuvieron en cuenta las interacciones de segundo orden o mayores, esto debido a que el propósito era el de ayudar a aclarar los factores influyentes en las propiedades mecánicas en un sistema con tantas variables microestructurales cuando un análisis de los datos no lo permitía hacer directamente. Para los análisis estadísticos se tomó un nivel de significancia de 0.05. Los resultados de estas propiedades están resumidos en la tabla No. 4.

Tabla 4. Resultado pruebas mecánicas de los tratamientos térmicos de austemperado a 250°C y 300°C.

<i>Temperatura y tiempo de transformación</i>	<i>Dureza (HRC)</i>	<i>Energía de Impacto (J)</i>	<i>UTS (MPa)</i>	<i>YS (MPa)</i>	<i>Elongación %</i>
250°C – 2h	55,10 ± 0.69	7,45 ± 1.53	1449,15 ±103.95	1394,43 ±80.20	1.72 ±0.52
250°C – 4h	55,19 ± 0.25	9,78 ± 1.73	1896,6 ±83.24	1807,7 ±47.45	3.14 ±0.99
250°C – 8h	55,38 ± 0.36	8,64 ± 0.58	1917,99 ±121.28	1859,72 ±85.11	2.55 ±0.63
300°C – 1h	51,63 ± 0.29	17,65 ± 0.58	1786,09 ±17.95	1618,82 ±3.53	7.13 ±1.86
300°C – 2h	51,53 ± 0.28	17,37 ± 2.12	1749,09 ±5.82	1629,04 ±1.95	9.32 ±2.66
300°C – 4h	51,48 ± 0.21	15,56 ± 3.46	1734,49 ±12.45	1568,30 ±0.0	8.63 ±0.96

5.4.1 Dureza

Los resultados de los ensayos de dureza HRC mostraron que la dureza de los aceros bainíticos fundidos producidos varía entre 51 y 55HRC. Este resultado es comparable con el encontrado para aceros fundidos por parte de Tenaglia et al.[34] quienes reportan valores de 49HRC en aceros fundidos con menor contenido de carbono a una temperatura de tratamiento de 300°C; igualmente García-Mateo et al. [58] en un acero laminado con porcentajes de carbono y silicio de 0.98 y 1.46 respectivamente reportan valores de dureza de 53HRC para una temperatura de 250°C y 45HRC a una temperatura de 300°C, pero a tiempos de finalización de transformación de 2 a 4 días. Desde el punto de vista de las condiciones de tratamiento térmico, se encontró que la dureza depende de la temperatura de sostenimiento isotérmico, mientras el tiempo no parece tener influencia en la dureza del material. La figura 21 muestra la variación de la dureza de acuerdo con las condiciones de tratamiento térmico.

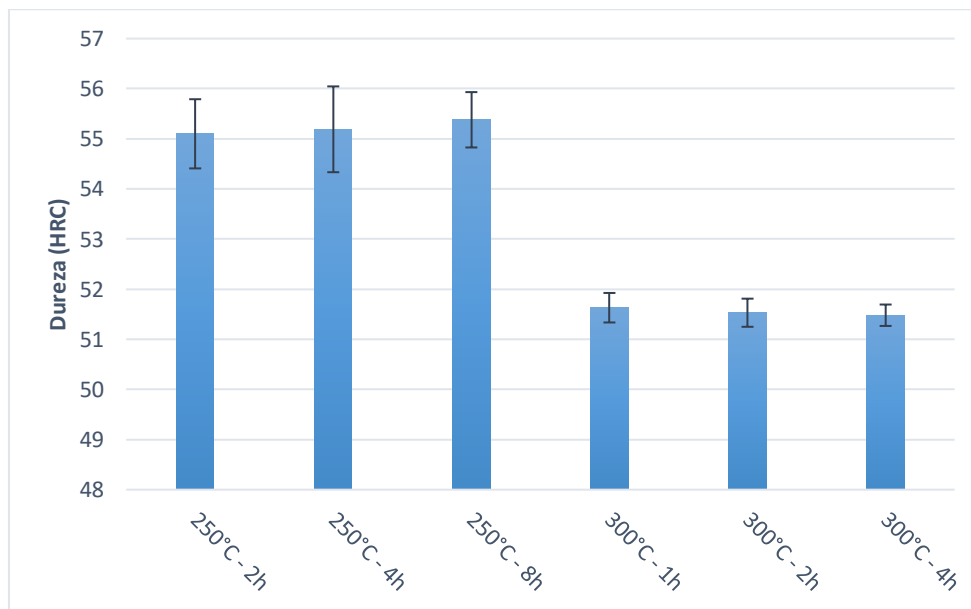


Figura 21. Condiciones de tiempo y temperatura del tratamiento isotérmico vs Dureza.

El análisis estadístico de los datos estableció que las variables microestructurales con mayor influencia en la dureza fueron el porcentaje de ferrita bainítica, el espesor de placa bainítica y el porcentaje de carbono en la austenita (figura 22). Esto permitió confirmar el hecho de que la dureza global del material depende de la dureza de las fases que lo componen y su proporción, siendo en este caso la ferrita bainítica la fase dominante, de acuerdo con el análisis estadístico, tanto en proporción como en tamaño.

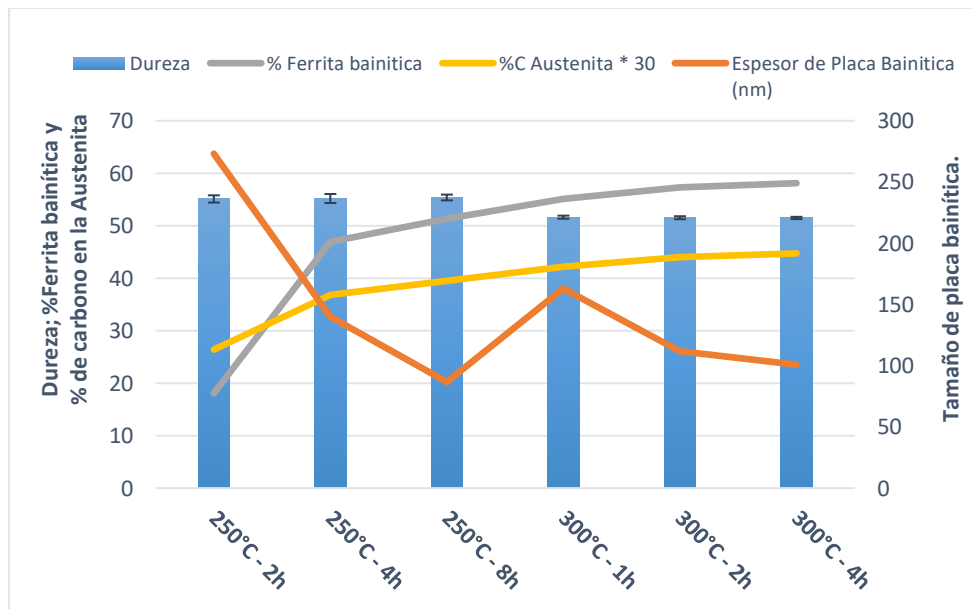


Figura 22. Relación de tiempo y temperatura de transformación con el porcentaje de ferrita bainítica, espesor de placa bainítica y porcentaje de carbono en la austenita.

5.4.2 Energía de impacto Charpy

La energía de impacto Charpy, al igual que la dureza mostró depender principalmente de la temperatura del tratamiento isotérmico, figura. A 250°C se obtuvieron valores entre 7 y 10 J, mientras a 300°C la energía de impacto varió entre 15 y 18 J, mostrando el análisis de varianza de los datos que no se encuentra una diferencia

estadísticamente significativa que muestre un cambio debido al aumento de los tiempos de transformación.

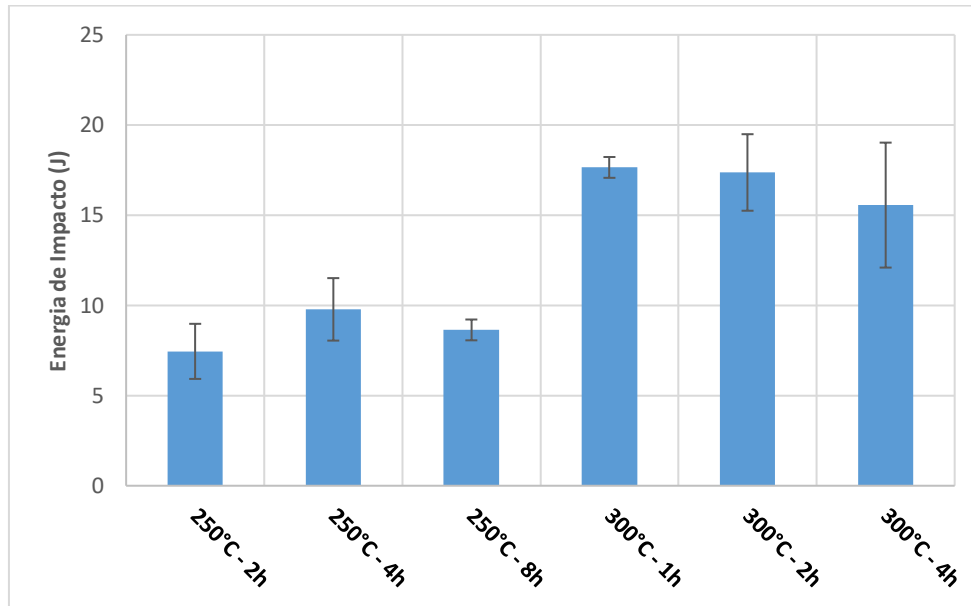


Figura 23. Condiciones de tiempo y temperatura del tratamiento isotérmico vs Energía de Impacto.

Se encontró que los factores que mejor explican su comportamiento son el porcentaje de austenita retenida y el espesor de placa austenítico. De estos parámetros se puede decir que tanto la austenita retenida, como el espesor de placa austenítico, operan de manera positiva dentro del comportamiento del material ya que la ductilidad que pueda presentar la aleación esta mediada por la cantidad de austenita retenida y la resistencia de esta fase es dependiente del espesor de placa que presenta, por lo tanto, un aumento en el porcentaje de austenita retenida con una disminución en el tamaño de placa confieren una buena resistencia al impacto.

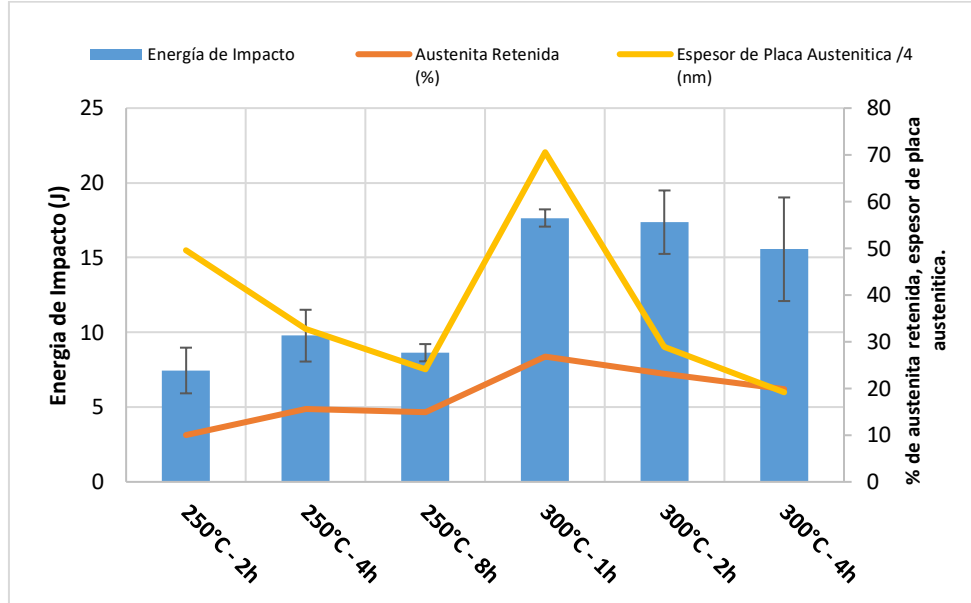


Figura 24. Relación de tiempo y temperatura de transformación con el porcentaje de austenita retenida y espesor de placa austenítica.

5.4.3 Resistencia última a la tensión (UTS)

Las UTS variaron desde 1449MPa hasta 1859MPa a 250°C y desde 1786Mpa hasta 1735Mpa a 300°C, figura 25. Estas resistencias se consideran altas comparadas con el material antes del tratamiento térmico y son similares los obtenidos a las obtenidas en aceros bainíticos libres de carburos fabricados desde materiales laminados a una temperatura de 250°C (1828-1893MPa) pero superiores para este mismo tipo de aceros a 300°C (1592-1639MPa) [59], destacando que el tiempo requerido de tratamiento, en estos aceros laminados, es considerablemente mayor. Frente la UTS encontrada en aceros fundidos, con porcentajes de carbono similares, se tiene que los resultados de resistencia, mostrados por el acero tratado isotérmicamente en el presente trabajo, los superan en valores de hasta 1000MPa en condición de no tratamiento y de aproximadamente de 500MPa si han sido templados y revenidos, lo que muestra el avance significativo que, en cuanto a esta propiedad, presenta el material [60][61].

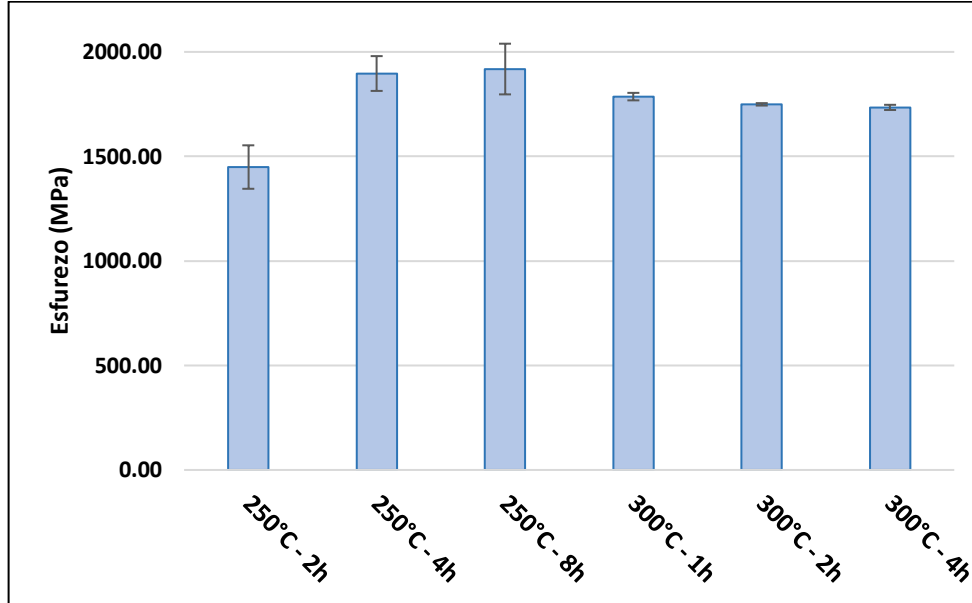


Figura 25. Condiciones de tiempo y temperatura del tratamiento isotérmico vs Resistencia Última a la Tensión (UTS).

El comportamiento de la aleación tratada frente a la UTS se encontró diferenciado entre las dos temperaturas de tratamiento y las figuras 26 y 27 muestran la variación de las propiedades con relación a la UTS. Por un lado, para la temperatura de 250°C, la UTS aumento entre los dos primeros tiempos de tratamiento, pasando de 1449.15 MPa en las dos primeras horas a 1896.6MPa a cuatro horas de tratamiento. Este aumento del 30% en esta propiedad, está fuertemente influenciada por un incremento considerable del porcentaje de austenita retenida, ferrita bainítica y de carbono en la austenita además del refinamiento de placa tanto austenítica como bainítica. Todos estos cambios microestructurales en conjunto aportan de manera positiva para un mejoramiento de las propiedades mecánicas ya que los mecanismos como el endurecimiento por deformación y el aumento de energía necesario para el movimiento de las dislocaciones son dependientes del mejoramiento en conjunto de estas propiedades microestructurales. Por otro lado, la diferencia en la UTS para los tiempos de 4 a 8 horas, la cual va de 1896,6 a 1917.99MPa y representa solamente un 1% de aumento, no mostró un cambio apreciable desde el punto de vista estadístico; esto,

posiblemente se deba al hecho de que, aunque propiedades como el porcentaje de carbono en la austenita y de bainita aumentan, lo hacen en una proporción mucho menor al mostrado entre los dos primeros tiempos de transformación. De igual manera se aprecia una disminución en el porcentaje de austenita retenida en el material, lo cual enfatiza el hecho de que el mejoramiento del comportamiento mecánico en este tipo de estructuras se debe a un efecto cooperativo de los parámetros microestructurales del material.

En el caso del tratamiento isotérmico realizado a 300°C la UTS descendió con relación al avance del tiempo, comenzando en un valor de 1786,09MPa para la transformación a una hora, 1749,09MPa a dos horas, hasta 1734,49MPa a 4 horas de transformación. Como se puede observar, la diferencia en los valores de son cercanos, con apenas un 3% entre el valor máximo y el mínimo, pero estadísticamente se determinó que los valores son diferentes entre sí, evidenciando que, bajo las condiciones de tratamiento utilizadas el comportamiento del material frente a la UTS tiene una tendencia a disminuir con relación al aumento del tiempo de transformación. Esta disminución progresiva puede estar mediada por la disminución considerable en el porcentaje de austenita retenida con un aumento escaso del porcentaje de carbono en esta fase, ya que desde el primer tiempo de transformación de una hora se tiene un porcentaje elevado de carbono, razón por la cual la resistencia desde ese primer tiempo de transformación es tan alta, producto de la alta estabilidad del sistema al movimiento de las dislocaciones al igual que el comportamiento ante el endurecimiento por deformación plástica. Igualmente, como se dijo desde el análisis microestructural hay una contracción desde la primera hora de transformación hacia adelante, producto posiblemente, de la disminución en los parámetros de red de la ferrita bainítica a causa de la expulsión de carbono por lo cual la resistencia de esta fase se vea disminuida. Ya para el último tiempo de transformación, aparte de que el comportamiento anterior se sigue presentando, tenemos que la posible precipitación de carburos de tamaño

nanométrico pueden actuar como puntos de nucleación de esfuerzos y por tanto generar una fragilización del material teniendo como consecuencia la disminución mostrada en la resistencia.

Para el caso de la resistencia última a la tracción el análisis estadístico mostró que los factores determinantes son el porcentaje de ferrita bainítica junto con el porcentaje de carbono en la austenita retenida. Estos parámetros son coherentes en relación con el comportamiento esperado del material ya que el aumento en ferrita bainítica, la cual crece a expensas de la austenita retenida, favorece los adelgazamientos de placas tanto bainíticos como ferríticos, los cuales hacen que el movimiento de las dislocaciones requiera de más energía, lo que manifiesta en el comportamiento del material como una mayor resistencia al esfuerzo. Así mismo, el aumento en el contenido de carbono en la austenita retenida hace que esta fase se estabilice aún más, aportando de manera positiva al endurecimiento por deformación lo que aumenta la resistencia por el efecto TRIP.

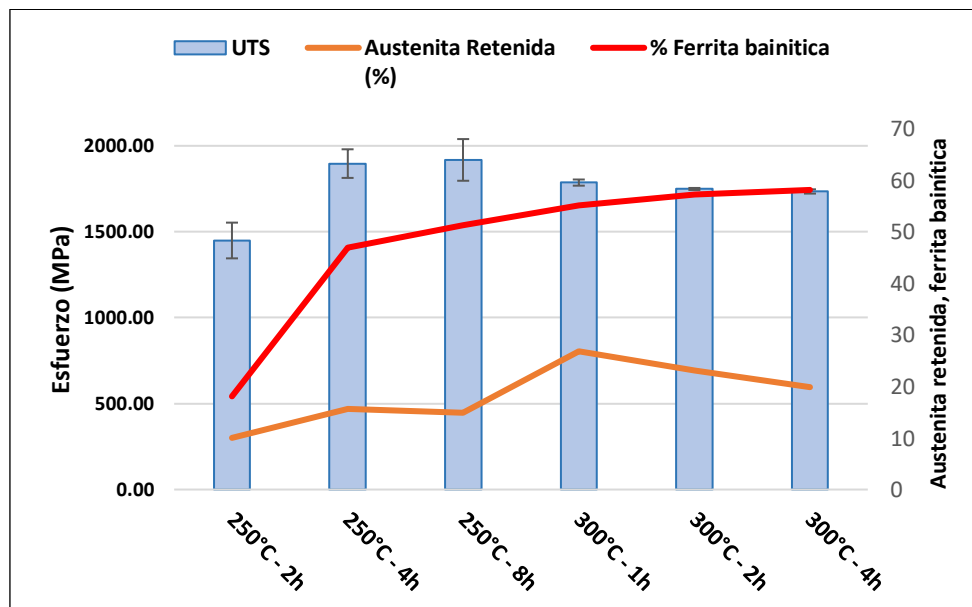


Figura 26. Relación UTS frente al % de austenita retenida y % de ferrita bainítica.

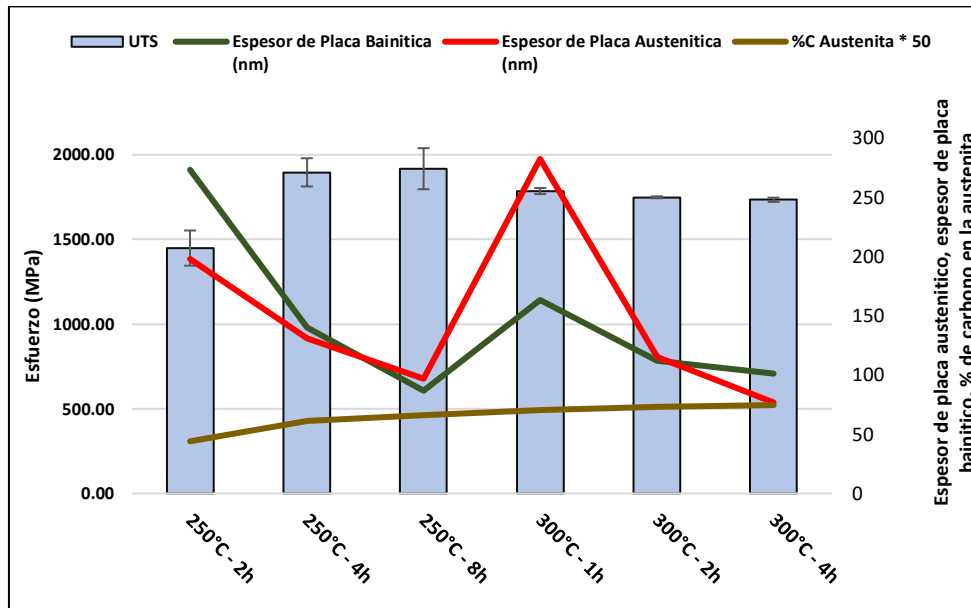


Figura 27. Relación UTS frente al % carbono en la austenita, espesor de placa bainítica y espesor de placa austenítica.

5.4.4 Esfuerzo de cedencia (YS)

El esfuerzo de cedencia mostrado por la aleación es considerablemente alto comparado con el mostrado en aceros fundidos ya que en su condición *as cast* el aumento es de hasta 1000MPa y en condición templado y revenido de 400MPa, comparando con un acero que posea un valor similar de carbono[61]. En relación con aceros bainíticos laminados, se ha encontrado que aceros con 0.98% de carbono y 2.90% de silicio y con tiempos de sostenimiento isotérmico de 16 horas a 250°C, tienen una YS de 1698MPa que es un valor inferior al encontrado en la aleación estudiado en el presente trabajo con tiempos mucho menores [31]. Igualmente en aceros laminados y tratados a 300°C se han encontrado valores de YS que van de 1592 a 1639MPa los cuales son similares a los encontrados en el presente trabajo [59].

En este parámetro, el comportamiento es similar al establecido para la UTS con un aumento considerable de YS entre los dos primeros tiempos de transformación a 250°C, pasando de 1394.43 a 1807.7MPa, consecuencia igualmente, del aumento en conjunto de las propiedades microestructurales, % de ferrita bainítica, % de austenita retenida, % de carbono en la austenita junto con el refinamiento de la microestructura. Ya, entre los tiempos de 4 y 8 horas, se encuentra que hay un aumento, que estadísticamente no es significativo ya que, aunque hay una disminución promedio de placa tanto austenítica como bainítica los cambios en otros parámetros permanecen estadísticamente iguales teniendo como resultado que los esfuerzos requeridos para que el material comience a alongarse sean similares, figuras 28 y 29 y tabla 4.

Igualmente, para el límite de cedencia, el modelo de regresión muestra que los factores determinantes son el % de austenita retenida y el % de carbono en la austenita. Si bien la austenita se considera una fase dúctil, el aumento en el contenido de carbono en ella hace que el esfuerzo necesario para que comience su deformación se incremente debido a que su alta estabilidad mecánica se ve favorecida por el incremento de carbono, llegando incluso, a niveles en los cuales su ductilidad se disminuye considerablemente.

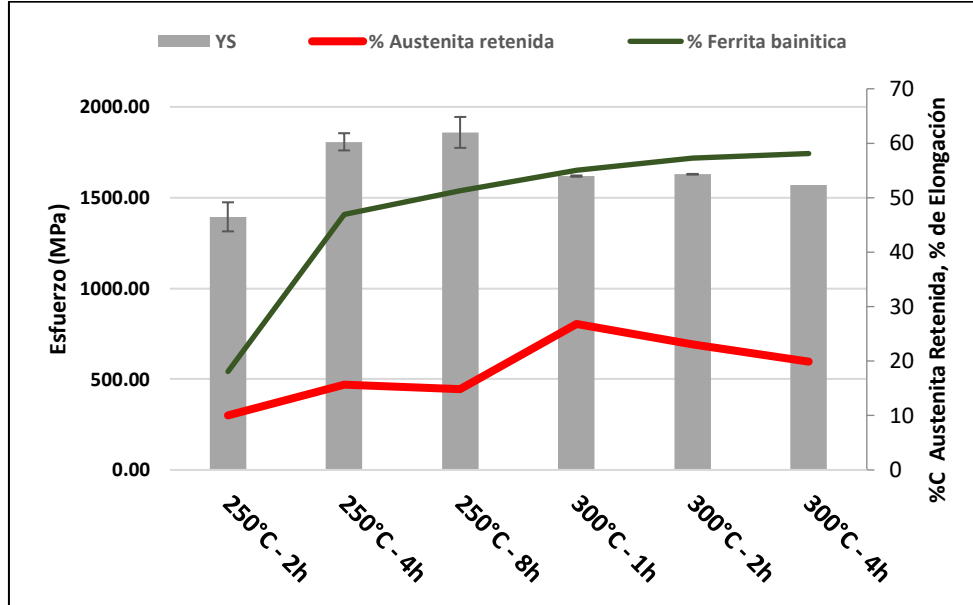


Figura 28. Relación YS frente al % de austenita retenida, % de ferrita bainítica y % martensita.

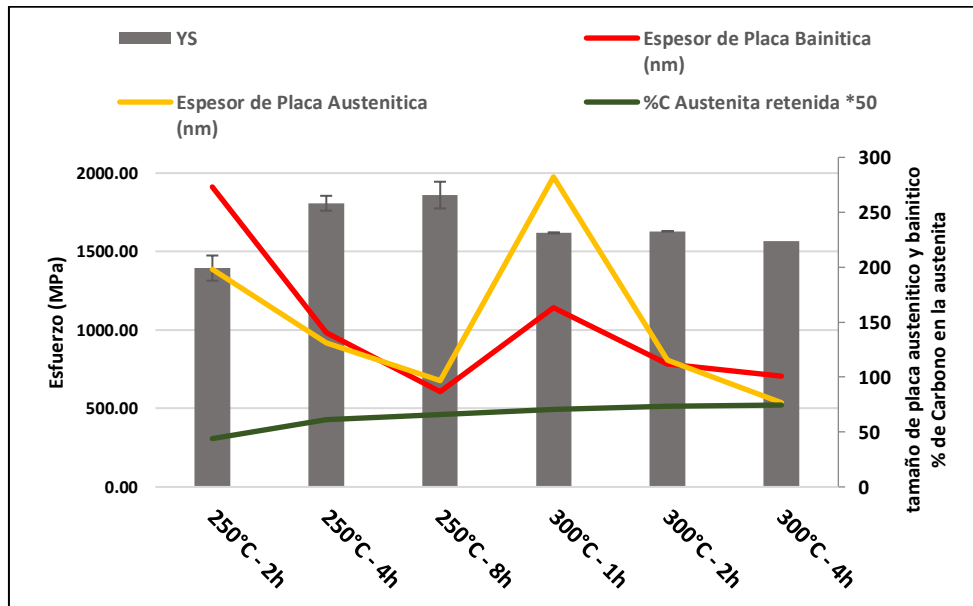


Figura 29. Relación YS, espesor de placa bainítico, espesor de placa austenítico, y %C en la austenita.

5.4.5 Elongación

La elongación mostrada por el material con relación a aceros fundidos con porcentajes de carbono similar y sin tratamiento, son menores ya que estos poseen un valor de elongación aproximado del 20%. en relación con el mismo tipo de aceros, pero, templados y revenidos el porcentaje de elongación de estos es de aproximadamente de un 2 a 3%, valores similares a los encontrados en el tratamiento realizado a 250°C, pero inferiores a los mostrados por la aleación tratada a 300°C que tuvo valores de mayor elongación cercanas al 9% [61]. En relación con aceros bainíticos laminados se tiene que estos presentan una mayor elongación pues alcanzan valores entre 14 y 32% [59]. Esta diferencia puede estar marcada por el hecho de que los tiempos largos de transformación de los aceros laminados, permiten que el refinamiento microestructural presente menores desviaciones teniendo, por lo tanto, una microestructura más ordenada y homogénea, además, la presencia de microporosidades e inclusiones metálicas en el acero fundido son sitios que pueden desfavorecer la elongación del material permitiendo un temprano agrietamiento y por ende una baja elongación.

El análisis de regresión lineal mostró que los factores que más influyen en la elongación del material son los espesores de placa bainítico y austenítico y el porcentaje de carbono en la austenita, figura 30. Igualmente, se puede observar que entre ambas temperaturas hay una diferencia significativa en los valores de elongación lo cual debe estar relacionado a diferencias importante en el porcentaje de austenita retenida, que, con el aumento de carbono que sufre al haber un aumento del tiempo de transformación, junto el refinamiento microestructural de la aleación se favorecen los mecanismos de endurecimiento por deformación del material antes de su ruptura.

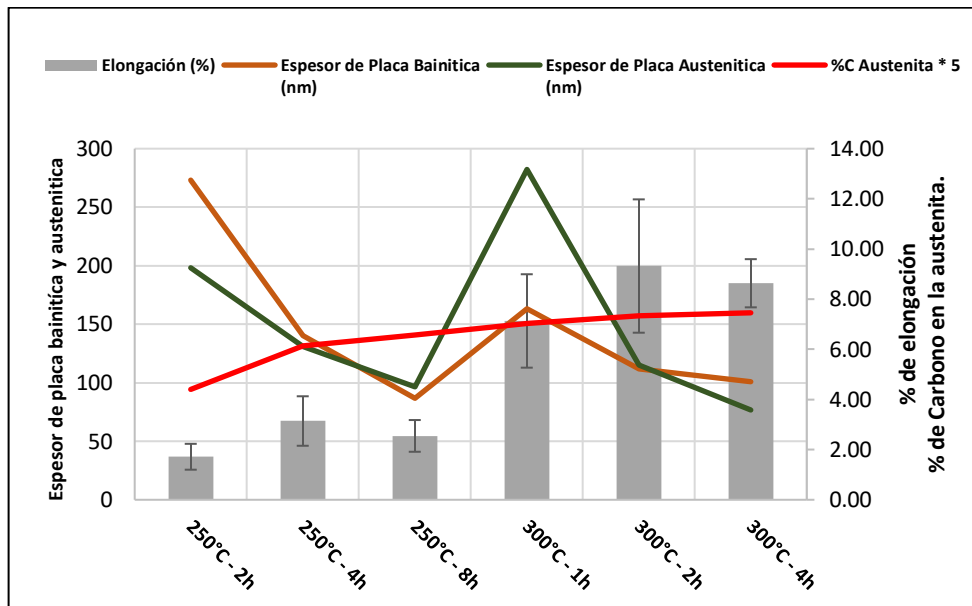


Figura 30. Relación entre el % de elongación el espesor de placa bainítica, espesor de placa austenítica y % de carbono en la austenita.

6 Conclusiones.

En esta investigación se desarrolló un acero fundido y se determinaron las condiciones de procesamiento necesarias para producir estructuras bainíticas libres de carburos. Los resultados obtenidos y su análisis permitieron concluir que:

1. Los aceros bainíticos libres de carburos fundidos obtenidos presentaron durezas entre 51 y 55 HRC, energía de impacto Charpy entre 7 y 18 J, UTS entre 1449-1917MPa, YS entre 1394MPa y 1859MPa y elongación entre 1.72% y 9.32%. Estas propiedades son excepcionales para un acero fundido y son comparables con las que se obtienen en aceros bainíticos libres de carburos producidos a partir de materiales laminados, lo cual abre un potencial de aplicación para la fabricación de piezas de acero fundidas sometida a condiciones extremas de carga mecánica.

2. Las condiciones de tratamiento térmico necesarias para obtener una estructura bainítica libre de carburos en un acero alto carbono-alto silicio fundido estudiado incluyen:

- Homogenización a 1100°C por 48 horas.
- Austenización a 900°C por 0.75h seguida de temple a la temperatura de tratamiento isotérmico en el rango entre 447°C (Bs) y 227°C (Ms). En el caso presente se encontró que la transformación avanzaba de manera considerable en 2 y 1 h a 250°C y 300°C, pero la mejor combinación de propiedades mecánicas se encontró entre 1 y 2h a 300°C y entre 4 y 8h a 250°C. Estos tiempos de transformación isotérmica son menores a los reportados en la literatura para aceros bainíticos libres de carburos, lo que ofrece una ventaja comparativa en el procesamiento. La determinación de las razones para la disminución de estos tiempos en este trabajo se encuentra por fuera de su alcance.

3. Los tratamientos isotérmicos proporcionaron estructuras de orden micrométrico, submicrométrico y nanométrico. Se encontró evidencia de que la estructura se hace más homogénea a medida que avanza el tiempo de sostenimiento durante la transformación bainítica y que se forman estructuras de orden micrométrico a 300°C en la primera hora de transformación, de orden submicrométrico para las condiciones de 250°C a 2 y 4 horas y 300°C a 2 y 4 horas y de orden nanométrico para la condición de 250°C y 8 horas, es decir que temperaturas bajas y tiempos prolongados favorecen la formación de estructuras nanométricas.

4. Se corroboró en este estudio que la resistencia mecánica y la dureza aumentan al disminuir la temperatura de transformación isotérmica y que la elongación y la energía de impacto se favorecen a temperaturas isotérmica mayores. También que el tiempo de tratamiento isotérmico depende de la temperatura y debe seleccionarse adecuadamente para mantener un balance adecuado de las propiedades mecánicas. Desde el punto de vista microestructural se encontró que el porcentaje de austenita retenida y el porcentaje de carbono en la austenita son las variables con mayor influencia en las propiedades mecánicas asociadas a la ductilidad (elongación y energía de impacto), mientras los espesores de placa y la cantidad de ferrita bainítica presentan mayor influencia en las propiedades asociadas a la resistencia mecánica. Sin embargo, las interacciones microestructurales son muy complejas en el sistema, por lo que una buena combinación de las propiedades depende del buen balance de todas las características microestructurales.

7 Bibliografía

- [1] “ABOUT STEEL | worldsteel,” 2019. [Online]. Available: <https://www.worldsteel.org/about-steel.html>. [Accessed: 31-May-2019].
- [2] Y. Huang, X. L. Zhang, W. N. Liu, X. M. Wang, and J. K. Han, “Microstructure and Mechanical Properties of NANOBAIN Steel,” *J. Iron Steel Res. Int.*, vol. 23, no. 3, pp. 253–260, 2016.
- [3] S. Keeler, M. Kimchi, and P. J. Mooney, “Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0,” no. September, p. 314, 2017.
- [4] C. Hofer, F. Winkelhofer, H. Clemens, and S. Primig, “Morphology change of retained austenite during austempering of carbide-free bainitic steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 664, pp. 236–246, 2016.
- [5] F. Technology, “Bainite in Steels,” *Evolution (N. Y.)*, pp. 2–9.
- [6] R. Lawrence, “The Effect of Phase Morphology and Volume Fraction of Retained Austenite on the Formability of Transformation Induced Plasticity Steels,” *Master Thesis*, vol. Kingston, no. January, 2010.
- [7] L. H.K.D.H. Bhadeshia, 2nd ed., The Institute of Materials, *Bainite in Steels*. 2001.
- [8] C. G. Mateo, H. K. D. H. Bhadeshia, P. Street, and C. Cb, “Nucleation Theory for High – Carbon Bainite,” *Mater. Sci.*, pp. 289–292, 2004.
- [9] F. G. Caballero, H. K. H. H. Bhadeshia, K. J. A. Mawella, D. G. Jones, and P. Brown, “Diseño de nuevos aceros bainíticos,” *Rev. Metal.*, vol. 38, pp. 3–13, 2002.
- [10] M. Takahashi and H. K. D. H. Bhadeshia, “Model for transition from upper to lower bainite,” *Materials Science and Technology*, vol. 6, no. 7. pp. 592–603, 1990.
- [11] F. G. Caballero, M. K. Miller, and C. Garcia-Mateo, “Carbon supersaturation of ferrite in a nanocrystalline bainitic steel,” *Acta Mater.*, vol. 58, no. 7, pp. 2338–

2343, 2010.

- [12] H. K. D. H. Bhadeshia, *Bainite in Steels*, 2nd ed. IOM Communications Ltd, 2001.
- [13] M. Soliman and H. Palkowski, "Development of the low temperature bainite," *Arch. Civ. Mech. Eng.*, vol. 16, no. 3, pp. 403–412, 2016.
- [14] M. J. Santofimia N., *La Transformación Bainítica Sin Formación De Carburos En Aceros*. 2009.
- [15] C. Garcia-Mateo, F. G. Caballero, and H. K. D. H. Bhadeshia, "Development of Hard Bainite," *ISIJ Int.*, vol. 43, no. 8, pp. 1238–1243, 2003.
- [16] C. Y. Kung and J. J. Rayment, "An examination of the validity of existing empirical formulae for the calculation of ms temperature," *Metall. Trans. A*, vol. 13, no. 2, pp. 328–331, 1982.
- [17] J. Wang and S. van der Zwaag, "Stabilization Mechanisms of Retained Austenite in Transformation-Induced Plasticity Steel," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 32, no. 6, pp. 1527–1539, 2001.
- [18] P. J. Jacques, "Transformation-induced plasticity for high strength formable steels," *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.*, vol. 8, no. 3–4, pp. 259–265, 2004.
- [19] L. Alloyd *et al.*, "The Modeling of Retained A u s t e n i t e in," pp. 62–66, 1997.
- [20] D. Vanderschueren, M. De Meyer, B. C. De Cooman, and K. E. Y. Wor, "The influence of the substitution of Si by Al on the Properties of Cold Rolled C-Mn-Si TRIP Steels," *ISIJ Int.*, vol. 39, no. 9, pp. 813–822, 1999.
- [21] F. G. Caballero and H. K. D. H. Bhadeshia, "MECHANICAL PROPERTIES OF LOW-TEMPERATURE BAINITE 1 Introduction 2 Material and experimental procedure," vol. 501, 2005.
- [22] N. Jin and P. Clayton, "Effect of microstructure on rolling/sliding wear of low carbon bainitic steels," *Wear*, vol. 202, no. 2, pp. 202–207, 1997.

- [23] S. Das Bakshi, A. Leiro, B. Prakash, and H. K. D. H. Bhadeshia, "Dry rolling/sliding wear of nanostructured bainite," *Wear*, vol. 316, no. 1–2, pp. 70–78, 2014.
- [24] A. Leiro *et al.*, "Wear of nano-structured carbide-free bainitic steels under dry rolling-sliding conditions," *Wear*, vol. 298–299, no. 1, pp. 42–47, 2013.
- [25] R. Rementeria *et al.*, "On the role of microstructure in governing the fatigue behaviour of nanostructured bainitic steels," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 630, pp. 71–77, 2015.
- [26] J. Yang, T. S. Wang, B. Zhang, and F. C. Zhang, "Sliding wear resistance and worn surface microstructure of nanostructured bainitic steel," *Wear*, vol. 282–283, pp. 81–84, 2012.
- [27] K. Davut and S. Zaeferrer, "The effect of texture on the stability of retained austenite in al-alloyed TRIP steels," *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, vol. 1296, no. August, pp. 62–67, 2011.
- [28] F. Lani, Q. Furnémont, T. Van Rompaey, F. Delannay, P. J. Jacques, and T. Pardoen, "Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: II. Micromechanical modelling," *Acta Mater.*, vol. 55, no. 11, pp. 3695–3705, 2007.
- [29] P. Jacques *et al.*, "Bainite transformation of low carbon Mn–Si TRIP-assisted multiphase steels: influence of silicon content on cementite precipitation and austenite retention," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 273, pp. 475–479, 1999.
- [30] D. De, "DEVELOPING HIGH TOUGHNESS IN A BAINITE 38MNV7 STEEL," no. May 2015, 2014.
- [31] C. Garcia-Mateo *et al.*, "Tensile behaviour of a nanocrystalline bainitic steel containing 3wt% silicon," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 549, pp. 185–192, 2012.
- [32] A. International, *No Title*, 6th ed. Ohio, 1995.
- [33] N. E. Tenaglia, A. L. Rivas, R. E. Boeri, J. M. Massone, and A. D. Basso, "Study of austempering kinetics of high silicon bainitic cast steels," *Int. J. Cast Met. Res.*,

- vol. 32, no. 1, pp. 21–30, 2019.
- [34] N. E. Tenaglia, R. E. Boeri, A. D. Basso, and J. M. Massone, “Macro and microstructural characterisation of high Si cast steels–Study of microsegregation patterns,” *Int. J. Cast Met. Res.*, vol. 30, no. 2, pp. 103–111, 2017.
- [35] Z. L. Zhang, K. K. Zhang, Y. Yue, N. Ma, and Z. W. Xu, “Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ultrahigh Carbon Steel 1.4%C,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 682, pp. 97–101, 2011.
- [36] Calcom SA, “Casting vs Forging,” *Parc Sci. EPFL*.
- [37] S. T. Methods, “Standard Test Methods for Chemical Analysis of Carbon Steel , Low-Alloy Steel , Silicon Electrical Steel , Ingot Iron , and Wrought Iron 1,” pp. 1–64, 2019.
- [38] A. A. Gorni, “STEEL FORMING AND HEAT TREATING HANDBOOK,” no. January, 2018.
- [39] C. Garcia-mateo, S. National, and L. Morales-rivas, “Analyzing the scale of the bainitic ferrite plates by XRD , SEM and TEM,” no. October, 2016.
- [40] L. C. Chang and H. K. D. H. Bhadeshia, “Austenite films in bainitic microstructures,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 11, no. September, pp. 874–882, 1995.
- [41] W. S. Rasband, “ImageJ.” Maryland, USA.
- [42] B. Avishan, C. Garcia-Mateo, L. Morales-Rivas, S. Yazdani, and F. G. Caballero, “Strengthening and mechanical stability mechanisms in nanostructured bainite,” *J. Mater. Sci.*, vol. 48, no. 18, pp. 6121–6132, 2013.
- [43] L. Micro- *et al.*, “E45 Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel 1,” *Astm*, pp. 1–19, 2007.
- [44] Astm, “Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel

- with Near Random Crystallographic Orientation 1," *Astm*, vol. 03, no. Reapproved 2008, pp. 1–7, 2009.
- [45] L. I. U. Cheng, C. M. Brakman, B. M. Korevaar, and E. J. Mittemeijer, "The Tempering of Iron-Carbon Martensite ; Dilatometric and Calorimetric Analysis," vol. 19, no. October, 1988.
- [46] S. Steel, M. Products, C. Axial, and F. Application, "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials 1," pp. 1–30, 2019.
- [47] ASTM, "ASTM E23-16b: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials," *ASTM B. Stand.*, vol. i, pp. 1–26, 2016.
- [48] A. American, N. Standard, R. Hardness, S. Machines, T. Piece, and C. Surfaces, "Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials 1 , 2," pp. 1–39, 2019.
- [49] C. Mesplont, T. Waterschoot, and S. Vandeputte, "Development of High-Strength Bainitic Steels for Automotive Applications," vol. 37, no. May 2016, pp. 515–524, 1999.
- [50] K. Sugimoto and M. Mukherjee, *TRIP aided and complex phase steels*. Elsevier Ltd, 2016.
- [51] L. C. D. Fielding, "The Bainite Controversy," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 29, no. 4, pp. 383–399, 2014.
- [52] A. Varshney, S. Sangal, Gouthama, A. K. Pramanick, and K. Mondal, "Microstructural evidence of nano-carbides in medium carbon high silicon multiphase steels," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 708, pp. 237–247, 2017.
- [53] H. K. D. H. Bhadeshia, "Some phase transformations in steels," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 15, no. 1, pp. 22–29, 1999.
- [54] C. Garcia-Mateo and H. K. D. H. Bhadeshia, "Nucleation theory for high-carbon bainite," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 378, no. 1-2 SPEC. ISS., pp. 289–292, 2004.

- [55] S. Sainis, H. Farahani, E. Gamsjäger, and S. van der Zwaag, "An In-Situ LSCM Study on Bainite Formation in a Fe-0.2C-1.5Mn-2.0Cr Alloy," *Metals (Basel)*, vol. 8, no. 7, p. 498, 2018.
- [56] A. M. Ravi, J. Sietsma, and M. J. Santofimia, "Bainite formation kinetics in steels and the dynamic nature of the autocatalytic nucleation process," *Scr. Mater.*, vol. 140, pp. 82–86, 2017.
- [57] S. Sampath, R. Rementeria, X. Huang, J. D. Poplawsky, and C. Garcia-mateo, "The role of silicon , vacancies , and strain in carbon distribution in low temperature bainite *," *J. Alloys Compd.*, vol. 673, pp. 289–294, 2016.
- [58] C. García-Mateo, F. G. Caballero, and H. K. D. H. Bhadeshia, "Superbainita. Una nueva microestructura bainítica de alta resistencia Superbainite," *Rev. Metal.*, vol. 41, no. 3, pp. 186–193, 2005.
- [59] B. Avishan, S. Yazdani, F. G. Caballero, T. S. Wang, and C. Garcia-Mateo, "Characterisation of microstructure and mechanical properties in two different nanostructured bainitic steels," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 31, no. 12, pp. 1508–1520, 2015.
- [60] W. J. Jackson, "The design and properties of steel castings. Part III - Properties," *Mater. Des.*, vol. 2, no. 6, pp. 310–323, 1981.
- [61] D. Poweleit and R. Monroe, "Steel Casting Mechanical Properties," pp. 1–6, 2006.