

UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID
FACULTAD DE CIENCIAS QUÍMICAS



TESIS DOCTORAL

**Nuevo Tratamiento Térmico de Recocido Intercrítico de
Aceros Resistentes al Desgaste con Boro de Bajo Impacto
Medioambiental**

MEMORIA PARA OPTAR AL GRADO DE DOCTOR

PRESENTADA POR

Growene Will Queirós Mugas

DIRECTORES

Antonio José Criado Portal
Laura García Sánchez

Madrid

UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID
FACULTAD DE CIENCIAS QUÍMICAS
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA QUÍMICA Y DE MATERIALES



TESIS DOCTORAL

*Nuevo Tratamiento Térmico de Recocido Intercrítico de Aceros
Resistentes al Desgaste con Boro de Bajo Impacto Medioambiental.*

GROWENE WILL QUEIRÓS MUGAS

Directores
Prof. Dr. Antonio José Criado Portal
Dra. Laura García Sánchez

Madrid, 2020

UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID
FACULTAD DE CIENCIAS QUÍMICAS



TESIS DOCTORAL

*“Nuevo Tratamiento Térmico de Recocido Intercrítico de Aceros
Resistentes al Desgaste con Boro de Bajo Impacto Medioambiental.”*

MEMORIA PARA OPTAR AL GRADO DE DOCTOR

PRESENTADA POR

GROWENE WILL QUEIRÓS MUGAS

DIRECTOR

Profesor Dr. Antonio José Criado Portal.

Dra. Laura García Sánchez

*A mi madre Ruth,
esperanza de vida e inspiración.*

La vida es como una leyenda:

no importa que sea larga,

sino que esté bien narrada.

L.A. Séneca

Agradecimientos.

A mi director, el profesor Dr. Antonio José Criado Portal, por dirigirme, enseñarme e inspirarme en mi carrera en el mundo de la ciencia. Gracias a su sabiduría y paciencia ha sido, además, un maestro de vida para mí.

A mi directora, la Dra. Laura García Sánchez, por inculcarme disciplina, rigor y la búsqueda de la perfección en la realización de este trabajo, así como, en cualquier ámbito de mi vida.

Al catedrático Dr. José M^a Gómez de Salazar y Caso de los Cobos por su dedicación, orientarme y brindarme sus medios cuando lo necesité.

Al Gobierno de Mozambique, en especial, al Instituto de Bolsas de Estudios de Mozambique por concederme la financiación necesaria para llevar a cabo esta investigación.

Al Departamento de Ingeniería Química y de Materiales de la Universidad Complutense de Madrid, por aceptarme en su programa de doctorado y poner a mi disposición todos los medios necesarios para poder llevar a cabo esta investigación.

A los técnicos del Centro Nacional de Microscopía Electrónica y del Centro de Asistencia a la Investigación de Difracción de Rayos-X, ambos de la Universidad Complutense de Madrid, por su dedicación y profesionalidad.

A los miembros del Taller Mecánico, por su esmero y calidad en los trabajos encargados.

A mis compañeros y amigos de la facultad y de mi grupo de investigación de Tecnología Mecánica y Arqueometalurgia, por su ayuda y por los momentos compartidos tanto dentro como fuera del laboratorio.

A toda mi familia, en particular, a mis hermanos Nhull Tchesman, Muali Yassura, Laonora Mugas, y Edmundo Mugas y Aly Muadica, así como a mi prima Elvina Faria y mi cuñado Zeca, por su apoyo y fortaleza que siempre me han mostrado en los momentos más delicados y difíciles de mi trayectoria científica.

Y, en especial, a mi madre Ruth, por sus oraciones, bendiciones, sacrificios y buenos consejos, siendo un referente de esperanza de vida para mí.

índice	página
I. RESUMEN	11
I.1 ABSTRACT	12
II. <u>INTRODUCCIÓN</u>	13
II. 1.- Materiales metálicos.	15
II. 2.- Producción mundial del acero.	18
II. 3.- Clasificación de los aceros.	22
II.3.a.- Según el contenido en carbono.	22
II.3.b.- Según el contenido en elementos de aleación.	23
II.3.c.- Según su utilización.	24
II.3.d.- Según el método de fabricación o manufactura.	25
II. 4.- Propiedades físico-químicas de los aceros.	25
II. 5.- Aceros duales y de fases múltiples.	25
II.5.a.- Aceros duales.	27
II.5.b.- Propiedades químicas.	27
II.5.c.- Aplicaciones.	29
II. 6.- Aceros al boro.	31
II.6.a.- Antecedentes.	32
II.6.b.- Obtención.	37
II.6.c.- Propiedades.	38
II.6.d.- Composición química.	39
II.6.e.- Tratamientos térmicos.	40
II.6.f.- Aplicaciones.	42
II. 7.- Análisis del ciclo de vida.	43
II.7.a.- Antecedentes.	49
II.7.b.- Procedimientos y metodología.	50
II.7.c.- Aplicaciones.	54
III. <u>OBJETIVOS</u>	55
IV. <u>TÉCNICA EXPERIMENTAL</u>	57
IV. 1.- Material de partida	57

índice	página
IV.1.a.- Selección del material.	57
IV.1.b.- Preparación de las muestras.	59
IV. 2.- Tratamientos térmicos.	61
IV.2.a.- Recocido intercrítico.	61
IV.2.b.- Temple.	62
IV.2.c.- Recocido.	62
IV. 3.- Caracterización superficial de los aceros.	62
IV.3.a.- Preparación metalográfica.	62
IV.3.b.- Observación metalográfica y difracción de Rayos-X.	64
IV. 4.- Ensayos fratrográmicos.	66
IV.4.a.- Ensayo de tracción.	66
IV.4.b.- Ensayo de dureza Vicker.	66
IV.4.c.- Ensayo de microdurezaVicker.	66
IV.4.d.- Ensayo de dureza Rockwell C.	67
IV. 5.- Ensayo tribológico.	67
IV. 6.- Método estadístico.	68
V. <u>RESULTADOS</u>	69
V. 1.- Estudio metalográfico.	69
V.1.1.- Caracterización microestructural.	69
V.1.1.a.- Microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido del acero al boro 30MnB5 de recepción.	69
V.1.1.b.- Microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido del acero RAEX450 de recepción.	70
V.1.1.c.- Microsopia óptica y microscopía electrónica de barrido del acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente.	72
V.1.1.c.1) Acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente, a 770°C de temperatura durante 10 minutos.	73
V.1.1.c.2) Acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente, a 770°C de temperatura durante 15 minutos.	75
V.1.1.c.3) Acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente, a 770°C de temperatura durante 20 minutos.	76
V.1.2.- Estudio y caracterización porcentual de la estructura dual.	77
V.1.3.- Ensayos con lupa confocal.	79
V.1.4.- Microscopía electrónica de transmisión.	80

índice	página
V. 2.- Estudio de las propiedades mecánicas.	83
V.2.1.- Ensayos de dureza y microdureza.	83
V.2.2.- Ensayos de tracción.	90
V.2.3.- Ensayos tribológicos.	94
V.2.4.- Ensayos de difracción de Rayos-X.	104
V. 3.- Estudio del análisis del ciclo de vida.	111
VI. <u>CONCLUSIONES</u>	116
VII. <u>APÉNDICE</u>	119
VIII. <u>BIBLIOGRAFÍA</u>	134

I. RESUMEN Y PALABRAS CLAVE

En la actualidad, las tecnologías de fabricación deben aplicarse teniendo en cuenta su impacto medioambiental. Esto debe ser un requisito imprescindible. Si la disminución del impacto medio ambiental viene asociado a una reducción de costes y tiempo de producción, estamos frente a una clara mejora del proceso. Los tratamientos térmicos convencionales, para los aceros al boro-manganeso 30MnB5, según la norma UNE-EN 10083-3: 2006, de bajo coste y resistentes al desgaste, consiste en temple en agua, desde una temperatura de recocido de 850°C, seguido de un tratamiento de revenido a temperatura y tiempo convenientes. Igual tratamiento es el que se aplica en los aceros al boro aleados: RAEX400, RAEX450 y RAEX500. El tratamiento térmico alternativo propuesto consiste en un recocido intercrítico, desde una temperatura inferior a la antes citada, de entre (750-770)°C con tiempo más reducido, y posterior temple en agua. La temperatura de recocido más baja, temple en agua y eliminación de la etapa de revenido supone un ahorro energético, reducción de tiempo de producción y un impacto medioambiental más favorable que el tratamiento convencional. Frente a los aceros al boro-manganeso aleados, nuestro acero bajo en carbono y sin elementos de aleación, presenta la ventaja indudable de una mejora sustancial en su ACV (Análisis del Ciclo de Vida), al no contener elementos aleantes. Con el tratamiento térmico propuesto, se obtiene una estructura dual ferrita-martensita, en distintas proporciones, según la temperatura del recocido intercrítico empleada y el tiempo de duración, lo que permite una amplitud de prestaciones muy interesantes y competitivas.

Palabras Claves: Estructura dual; Acero al boro; Tratamientos térmicos; Impacto medioambiental; Estructuras metalográficas; Propiedades mecánicas.

I. ABSTRACT & KEY WORDS

At present, manufacturing technologies must be applied taking into account their environmental impact. This must be an essential requirement. If the reduction of environmental impact is associated with a reduction of costs and production time, we are facing a clear improvement of the process. The conventional heat treatments for boron-manganese steels 30MnB5, according to the UNE-EN 10083-3: 2006 standard, low cost and wear resistant consists of quenching in water, from an annealing temperature of 850°C, followed by a Suitable temperature tempering treatment. The same treatment is applied to alloyed boron steels: RAEX400, RAEX450 and RAEX500. The proposed alternative heat treatment consists of a subcritical annealing, from a lower temperature than that mentioned above, between (750-770)°C with reduced time, and later quenching in water. The lower annealing temperature, quenching in water and elimination of the tempering stage entails energy savings, reduced production time and a favorable environmental impact than conventional treatment. Compared to alloyed boron-manganese steels, our low carbon steel, non-alloy steel has the undoubted advantage of a substantial improvement in its LCA (Life Cycle Analysis), as it does not contain alloying elements. With the proposed thermal treatment, a dual ferrite-martensite structure is obtained, in different proportions, according to the temperature of the subcritical annealing used and the duration time, which allows a very interesting and competitive range of performance.

Key Words: Dual structure; Boron steel; Heat treatment; Environmental impact; Metallographic structures; Mechanical properties.

II. INTRODUCCIÓN

La existencia humana siempre estuvo dependiendo de las riquezas de la naturaleza, desde las fuentes de supervivencia hasta las tendencias del desarrollo de tecnologías de innovaciones. Los avances más significativos de los últimos años están totalmente relacionados con los materiales, es decir, “estamos en una era de los materiales”, donde el desarrollo de la ciencia moderna favorece el acercamiento entre el rigor científico y su aplicación en la industria. La definición de los materiales es muy diversa, pero tiene un punto en común con la descripción textual. Para la Encyclopedia of Materials Science and Engineering, de 1986, los materiales son la materia física que es manipulada y utilizada por el hombre sin que su uso dé lugar a una reacción química [1]. Se puede ver que esta definición no incluye una serie de materiales como: medicamentos, reactivos industriales, combustibles, alimentos, etc., que por su naturaleza en su aplicación ocurren reacciones químicas, desde la obtención hasta la aplicación. Con el desarrollo tecnológico y la necesidad de obtener nuevos tipos de materiales compatibles con las exigencias del mercado, los investigadores de hoy día, definen los materiales como “toda aquella materia útil a la humanidad para sus aplicaciones tecnológicas de alto valor añadido” [2]. Se puede decir con propiedad que el hecho que da paso a la cuarta revolución industrial (industria 4.0), es dependiente de la investigación, desarrollo, innovación y tecnología (I+D-I*T) de los materiales. Una parte importante del proceso económico y técnico-social de un país depende de su nivel de conocimiento y aplicación de la ciencia e ingeniería de materiales, junto con el desarrollo de su capacidad energética y de las ciencias de la información [3-4].

Cabe aclarar cómo, los materiales en cuanto a su origen, pueden ser naturales, artificiales o sintéticos, dependiendo de su forma de obtención. Hoy en día, tenemos miles de materiales que poseen innumerables aplicaciones industriales. Por mencionar un ejemplo, dentro de los materiales metálicos, concretamente, los aceros, se han registrado hasta el día de hoy, 450.000 tipos diferentes. El diagrama de flujo siguiente (Figura.1) hace una descripción detallada de los productos tecnológicos desde la forma más amplia hasta los

tipos de aceros que estudiamos en esta investigación científica, que son los aceros RAEX450 y los aceros al boro (30MnB5).

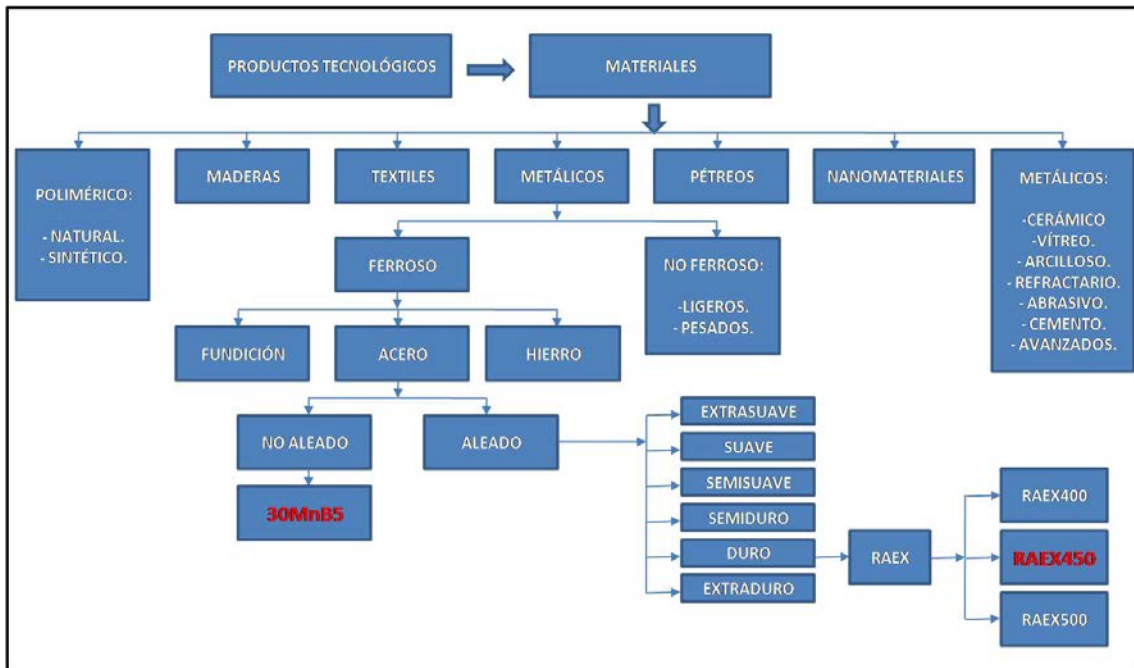


Figura.1: Diagrama de flujo de los productos tecnológicos.

El conocimiento básico sobre las estructuras, las propiedades y el procesado de los materiales, es la base de la ciencia de los materiales; con ella se estudia la forma en cómo están conformados los materiales y cuáles son sus propiedades. En particular, en este trabajo de investigación, estudiamos cómo cambiar las propiedades mecánicas de un material metálico, un acero al boro, el 30MnB5, solamente con un tratamiento térmico alternativo, obteniendo resultados iguales o mejores que los de un acero aleado, el RAEX450.

II. 1.- Materiales Metálicos

La historia de la humanidad viene marcada por la prevalencia en el uso de los diversos materiales utilizados. Los períodos Paleolítico, Mesolítico y Neolítico vienen señalados por el uso abundante de materiales pétreos, mientras que el periodo Calcolítico, Edad de Bronce y Edad del Hierro por el uso muy abundante de esos metales como el cobre, el bronce y el hierro.

La evolución de los aceros en la industria ha sido enorme, pudiéndose afirmar que existe un tipo de acero específico, para cualquier tipo de aplicación, convirtiéndose en unos materiales de importancia vital en nuestro mundo actual [5-6].

Los aceros al boro resistentes al desgaste (30MnB5), que son los estudiados en esta investigación, se basan en la norma UNE 10083-3:2006 [7]. Los aceros al boro y manganeso, de bajo impacto medioambiental (30MnB5), aportan una nueva posibilidad en el proceso de tratamiento térmico, con la reducción de tiempos de fabricación, ahorro energético y disminución de los impactos medioambientales.

El diagrama de equilibrio hierro-carbono representa las transformaciones que sufren los aceros al carbono con la temperatura, en condiciones de equilibrio (Figura.2).

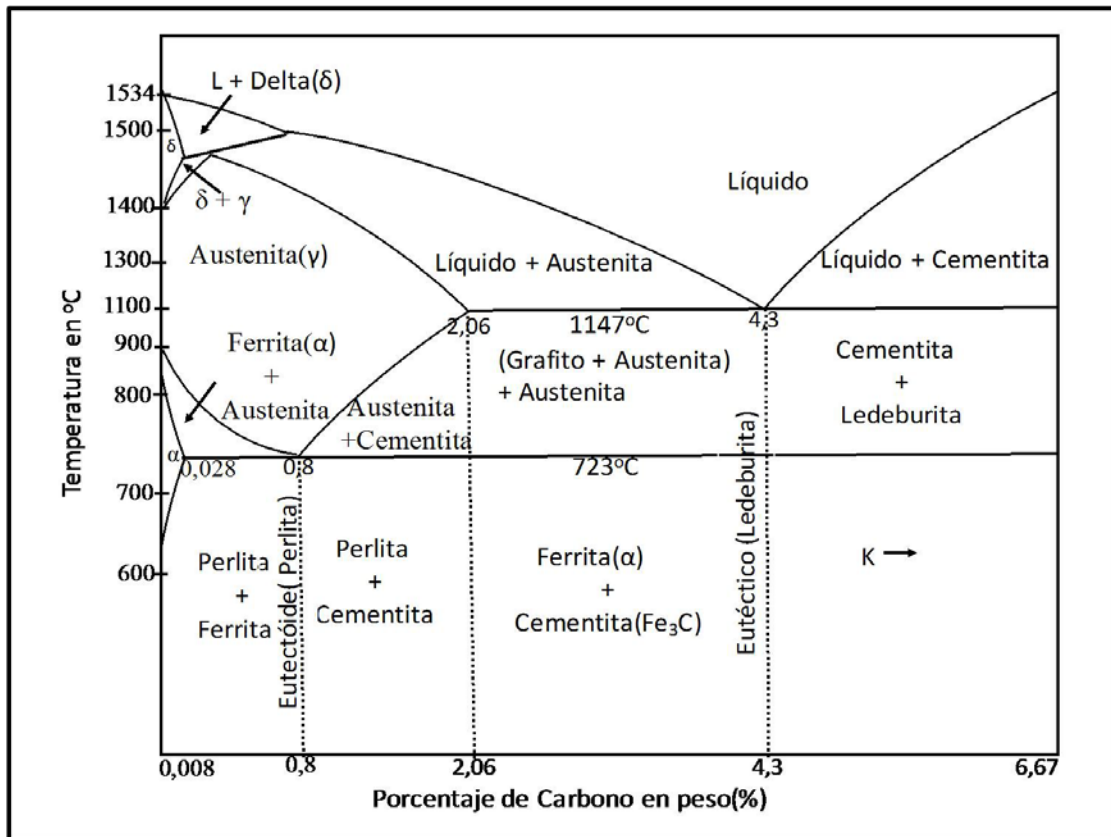


Figura.2: Diagrama de fases de equilibrios estables Hierro – Carbono [8].

El diagrama de fases Fe-Fe₃C de la figura.2 presenta tres reacciones invariantes cuyas ecuaciones se pueden escribir de la siguiente forma:

- a la temperatura de 1495°C, tiene lugar una reacción peritética:
líquido (0.53%C) + ferrita-δ (0.09%C) → austenita (γ) (0.17%C)
- a la temperatura de 1147°C, tiene lugar una reacción eutética:
líquido (4.3%C) → austenita (γ) (2.08%C) + cementita (6.67%C)
- a la temperatura de 723°C, tiene lugar una reacción eutectoide:
austenita (γ) (0.8%C) → ferrita-α (0.02%C) + cementita (6.67%C)

En este trabajo estudiamos un acero hipoeutectoide, de matriz ferrítica, con perlita, con 0.25%C de masa, calentado intercríticamente (770°C) para obtener una microestructura dual constituida por martensita y ferrita.

En el mundo contemporáneo, la tendencia es el desarrollo de técnicas sencillas de mejora de propiedades mecánicas de aceros con bajo contenido en carbono. Ésta es una prioridad de las líneas de investigación de aceros

avanzados de alta resistencia (AHSS). Se suelen obtener excelentes propiedades de resistencia y tenacidad para aplicaciones en la industria automotriz, bélica, naval, aeronáutica y de generación de energía. Eso permite disminuir el peso de los componentes y sustituir a aceros tradicionales de contenidos mayores en carbono y de aleantes, por aceros poco aleados, de bajo contenido en carbono y bajo coste económico en el mercado internacional. Además, estos aceros, permiten un ahorro en el tiempo de procesado y una disminución del impacto medioambiental.

Los aceros al boro aleados, RAEX400, RAEX450 y RAEX500, han sido muy utilizados en la industria para la fabricación de máquinas agrícolas y de minería. En este trabajo, hemos hecho un estudio comparativo de las propiedades mecánicas de estos aceros aleados RAEX y los aceros al boro no aleados (30MnB5).

Los aceros RAEX con un tratamiento térmico convencional clásico de temple desde 900°C, durante 30 minutos de calentamiento y revenido a 500°C durante 120 minutos, frente a los aceros (30MnB5), con un recocido intercrítico a 770°C con una duración de 10, 15, 20, 25 y 30 minutos, sucesivamente, y posterior temple en agua. Además, proponemos una forma de mejorar las propiedades del RAEX450, teniendo en cuenta su forma tradicional de tratamiento térmico industrial.

Los estudios clásicos de aceros aleados y con carbono no han tenido en cuenta el peligro medioambiental de sus aleantes como Ni, Mo, Cr, Mn, Si, o P, en su composición. Así mismo, no se tenía en cuenta el tiempo de vida de estos aceros aleados. Es decir, cuando estudiamos los aceros hay que pensar en su desarrollo completo, desde su fabricación, utilización, reutilización y su reciclaje; así como en la obtención de otros aceros, a partir de chatarras del acero anterior, como forma de minimizar la contaminación medioambiental, lo que se denomina "economía circular". Los estudios realizados por científicos sobre las tecnologías para la innovación en manufacturas de los aceros al boro han revelado que cuando se utiliza la simulación por elementos finitos, el hacer suposiciones adecuadas sin tener en cuenta los efectos de algunos de los parámetros de

menor importancia puede ayudar a acortar el tiempo necesario para obtener resultados razonablemente precisos [9]. Las propiedades esenciales de los aceros al boro incluyen la resistencia al desgaste, resistencia mecánica y tenacidad [10]. El uso de estos aceros permite reducir el peso de estructuras considerables, hasta en un 40% en peso, en comparación con varios tipos de aceros, entre otros, frente a los HSLA (High Strength Low Alloy). Su resistencia a la fatiga también es mucho más alta que en los HSLA, de un 40% a un 60%. Tienen un excelente comportamiento para el temple en agua. Además, presenta buenos resultados en cuanto a impacto medioambiental, en comparación con otros aceros al carbono [11-12].

Estas propiedades hacen que la propuesta de tratamiento térmico del recocido intercrítico al 30MnB5, sea exitosa y tenga una reducción de etapas de tratamiento, más templabilidad y maquinabilidad, y mejores o iguales propiedades mecánicas que los aceros aleados (RAEX450). Este estudio tiene un impacto técnico y tecnológico muy elevado en la industria actual.

II. 2.- Producción Mundial del Acero

La producción de acero llevada a cabo por la reducción de mineral de hierro y la posterior conversión del hierro en acero en un alto horno integrado (Integrated Blast Furnace, BF) y en un horno de oxígeno básico (Basic Oxygen Furnace, BOF), utilizan el acero reciclado como materia prima [13]. El acero primario también es producido aún en hornos de solera abierta (Open Hearth Furnace, OHF). El acero secundario se produce mediante el reciclaje de acero en un horno de arco eléctrico (Electric Arc Furnace, EAF) que utiliza, principalmente, acero reciclado o hierro de reducción directa (Direct Reduced Iron, DRI), y electricidad [14-15].

Al operar cerca de los límites establecidos para las tecnologías de producción de acero, la industria ha planteado cinco nuevas tecnologías de producción para disminuir más su impacto medioambiental y alcanzar mayores niveles de reducción de las emisiones de gases de efecto invernadero (GEI), estas tecnologías son: captura y almacenamiento de CO₂, utilización de hidrógeno

como agente reductor del mineral de hierro, utilización de electrodos como agentes reductores del mineral de hierro, utilización de biomasa para generar el agente reductor (carbón o gas de síntesis), uso de tecnologías para la captura y almacenamiento del CO₂ de combustibles fósiles para transformarlo en carbonatos (almacenamiento mineralógico) [16].

El mineral de hierro es uno de los más abundantes en la corteza terrestre, aun así, necesita de grandes cantidades de energía para la fabricación de hierro y aleaciones (Figura.3).

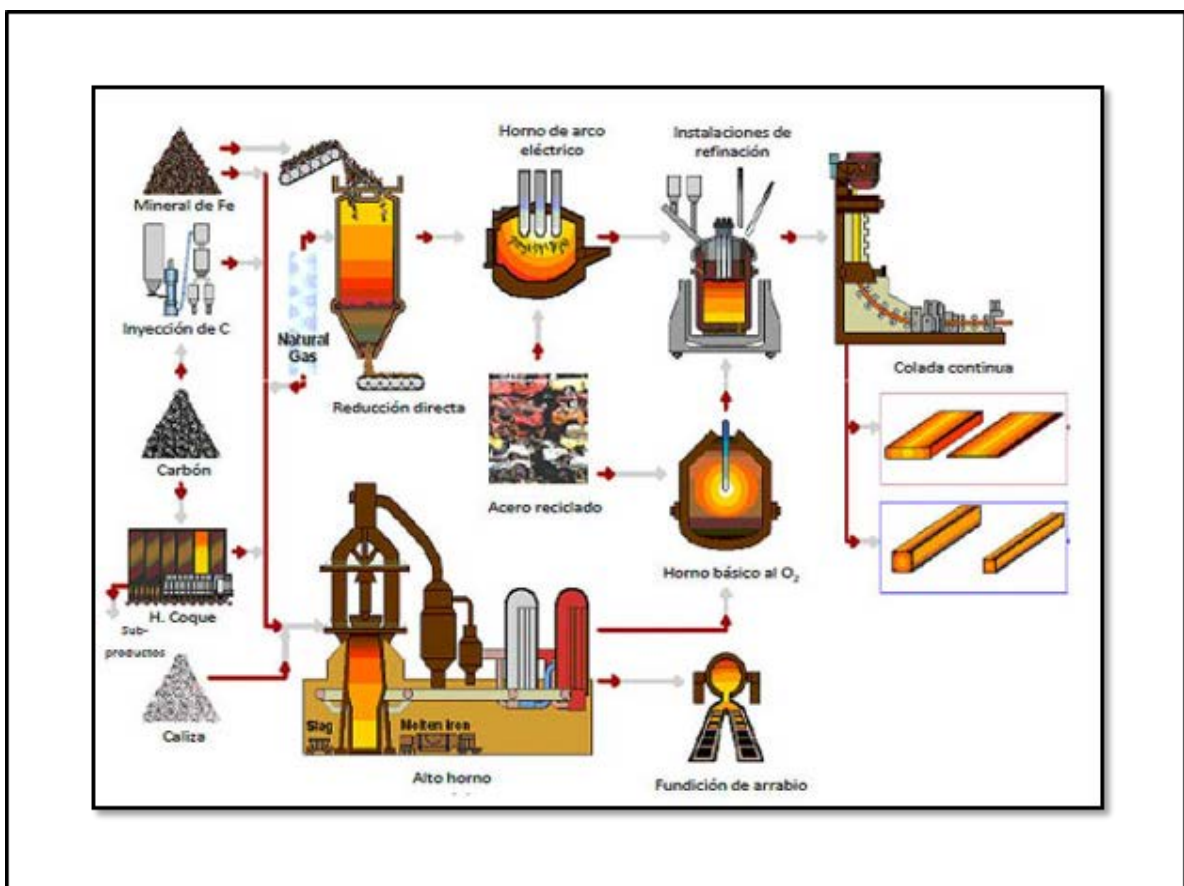


Figura.3: Etapas y procedimientos para la producción de aceros [17].

La ruta de fabricación de acero integrada, basada en el BF y el BOF, utiliza 1400kg de mineral de hierro, 770kg de carbón, 150kg de piedra caliza y 120kg de acero reciclado, para producir una tonelada de acero crudo. La ruta de fabricación basada en el EAF que utiliza acero reciclado, DRI y electricidad, utiliza 880kg de acero reciclado, 150kg de carbón y 43kg de piedra caliza, para

producir una tonelada de acero crudo.

Los EAF pueden ser cargados con un 100% de acero reciclado y los BOF hasta un 30% [18]. Anualmente la producción de acero es creciente, frente a otros materiales; eso se debe a la gran diversidad de utilización de los aceros. En la tabla.1 están representadas las cantidades de aceros en miles de toneladas que son producidas cada año en el mundo.

AÑO	2000	2001	2002	2003	2004	2005
PRODUCCIÓN MUNDIAL (Mill. Toneladas)	850	852	905	971	1063	1148
AÑO	2006	2007	2008	2009	2010	2011
PRODUCCIÓN MUNDIAL (Mill. Toneladas)	1250	1348	1343	1239	1433	1538
AÑO	2012	2013	2014	2015	2016	2017
PRODUCCIÓN MUNDIAL (Mill. Toneladas)	1560	1650	1670	1620	1630	1647

Tabla.1: Variación de la producción mundial de acero por año, en millones de toneladas [19].

En la tabla.1, se muestra la producción mundial de acero de los últimos años, donde puede observarse cómo se ha pasado de producir 752 Mt en 1995 a 1.518 Mt en 2011, con un incremento del 202%; mientras que el incremento en la producción mundial entre 2010 y 2011 fue del 6.22%.

En las últimas tres décadas la producción de acero a nivel mundial ha tenido una enorme expansión, facilitada en parte por el crecimiento económico de las denominadas economías emergentes, (Brasil, China, India, Rusia y Sudáfrica). El fuerte incremento en la producción también ha sido influenciado por el modelo económico chino, que subvenciona a la industria siderúrgica, por lo que China representa casi la mitad de la producción mundial de acero.

En la tabla.2, donde se muestra la variación de la producción de acero por países, entre los años 2015 y 2017, se observa que el continente asiático es el mayor productor, participando en el año 2011 con el 64.3% del acero mundial. El consumo per cápita de acero en el mundo ha aumentado en 65kg por habitante durante los últimos 10 años, pasando desde los 150kg en el año 2001 hasta los 215kg en el año 2011 [20].

POSICIÓN	2015		2016		2017	
	PAÍS	PRODUCCIÓN	PAÍS	PRODUCCIÓN	PAÍS	PRODUCCIÓN
		ACERO		ACERO		ACERO
1	CHINA	803,8	CHINA	808,4	CHINA	831,7
2	JAPÓN	105,1	JAPÓN	104,8	JAPÓN	104,7
3	INDIA	89	INDIA	95,6	INDIA	101,4
4	EEUU	78,8	EEUU	78,5	EEUU	81,6
5	RUSIA	70,9	RUSIA	70,8	RUSIA	71,3
6	KOREA DEL SUR	69,7	KOREA DEL SUR	68,6	KOREA DEL SUR	71
7	ALEMANIA	42,7	ALEMANIA	42,1	ALEMANIA	43,4
8	TURQUÍA	33,3	TURQUÍA	33,2	TURQUÍA	37,5
9	BRASIL	31,5	BRASIL	31,3	BRASIL	34,4
10	UKRANIA	23	UKRANIA	24,2	ITALIA	24,1
11	ITALIA	22	ITALIA	23,4	TAIWAN.CHINA	22,4
12	TAIWAN.CHINA	21,4	TAIWAN.CHINA	21,8	UKRANIA	21,3
13	MÉXICO	18,2	MÉXICO	18,8	IRÁN	21,2
14	IRÁN	16,1	IRÁN	17,9	MÉXICO	19,9
15	FRANCIA	15	FRANCIA	14,4	FRANCIA	15,5
16	ESPAÑA	14,8	ESPAÑA	13,6	ESPAÑA	14,5
17	CANADÁ	12,5	CANADÁ	12,6	CANADÁ	13,6
18	POLONIA	9,2	POLONIA	9	VIETNAM	11,5
19	VIETNAM	7,5	VIETNAM	7,8	POLONIA	10,3
20	BÉLGICA	5,6	BÉLGICA	7,7	AUSTRIA	8,1
21	REINO UNIDO	10,9	REINO UNIDO	7,6	BÉLGICA	7,8
22	AUSTRIA	7,7	AUSTRIA	7,4	REINO UNIDO	7,5

POSICIÓN	2015		2016		2017	
	PAÍS	PRODUCCIÓN ACERO	PAÍS	PRODUCCIÓN ACERO	PAÍS	PRODUCCIÓN ACERO
	23	PAISES BAJOS	7	PAISES BAJOS	6,9	EGIPTO
24	SUDÁFRICA	6,4	SUDÁFRICA	6,1	HOLANDA	6,8
25	ARABIA SAUDÍ	5,2	ARABIA SAUDÍ	5,5	SUDÁFRICA	6,3
26	R. CHECA	5,3	R. CHECA	5,3	AUSTRALIA	5,3
27	AUSTRALIA	5,5	AUSTRALIA	5,3	ESLOVAQUIA	5
28	EGIPTO	4,9	EGIPTO	5	PAKISTÁN	5
29	INDONESIA	4,9	INDONESIA	5	ARABIA SAUDÍ	4,8
30	OTROS	72,5	OTROS	38,6	OTROS	13,4
	-	1.620	-	1.629,6	-	1.689,4

Tabla2.: Variación de la producción mundial de acero por países, en millones de toneladas, durante los años 2015 y 2017 ^[21].

II. 3.- Clasificación de los Aceros

Los aceros pueden ser clasificados según varios criterios ^[22]:

II.3.1.a) Según el contenido en carbono.

En función del contenido en carbono de los aceros, éstos pueden ser:

- *Hipoeutetoide*, que son aquellos que tienen un bajo contenido en carbono, el cual, puede variar entre el 0,002% y el 0,8%, en masa.
- *Eutetoide*, que son aquellos que tienen un contenido en carbono que llega al 0,8%, en masa.
- *Hipereutetoide*, que son aquellos que tienen un alto contenido en carbono, el cual, puede variar entre el 0,8% y el 2%, en masa.

II.3.1.b) Según el contenido en elementos de aleación.

En función del contenido en elementos de aleación o aleantes, éstos pueden clasificarse en:

- *Aceros al carbono*, son aceros que sólo tienen hierro y carbono en su estructura; no poseen otros elementos de aleación (en proporciones significativas).

- *Aceros de muy baja aleación*, son aceros con muy bajo contenido en elementos aleantes; son adecuados para soldadura y para brazing. Su maquinabilidad se mejora mediante el estirado en frío. Son susceptibles al crecimiento del grano, y a fragilidad y rugosidad superficial, si después del formado en frío, se los calienta por encima de 600°C.

- *Aceros de baja aleación*, son aceros que presentan una mayor resistencia a la corrosión, una templabilidad mayor, y son difíciles de soldar. También permiten la fabricación de piezas de gran espesor manteniendo la dureza superficial, brindando una mayor tenacidad y es por eso que se utilizan para herramientas de máquinas, turbinas, etc.

La tendencia a utilizar estos aceros se debe a que son livianos. Tienen valores de fluencia, deformación por estiramiento en lugar de rotura, mayor del 50% frente a los aceros al carbono; y UTS (Ultimate Tensile Strength), tensión de rotura de un 40% más que los aceros al carbono, por lo que también se les pueden llamar aceros de baja aleación y de alta resistencia.

- *Aceros de media aleación*, son aceros utilizados en amplia variedad de piezas sometidas a cargas dinámicas. El contenido de C y Mn, depende de una serie de factores. Por ejemplo, cuando se desea incrementar las propiedades mecánicas, la sección o la templabilidad, normalmente se incrementa el % de C, de Mn o de ambos. Los de menor % de carbono se utilizan para piezas deformadas en frío, aunque los estampados se encuentran limitados a

plaqueados o doblados suaves, y generalmente llevan un recocido o normalizado previo.

- *Aceros de alta aleación*, son aceros que tienen un porcentaje mayor al 5% en peso de elementos aleantes y, según esa cantidad de elementos adicionales, se producen aceros como los aceros inoxidable, aceros para herramientas y súper aleaciones. Este tipo de material es utilizado para la fabricación de piezas para maquinaria. Los RAEX son un ejemplo de aceros de alta aleación, ya que son aceros al boro aleados.

La tabla.3 muestra un resumen de clasificación de los aceros con elementos de aleación en función del contenido en carbono

TIPO DE ACERO	EXTRA DULCE	DULCE	SEMIDURO	TENACES	DUROS	ALTA RESISTENCIA
%C (en masa)	≤ 0.14	0.15-0.3	0.3-0.5	0.5-0.7	0.7-1.0	1.0-1.4

Tabla3.: Clasificación de los aceros con aleantes en función del contenido en carbono ^[23-24].

II.3.1.c) Según su utilización.

En función de su utilización, los aceros pueden ser de fácil deformación en frío, para tratamientos térmicos, aceros estructurales de alta resistencia mecánica, para herramientas y matrices, y aceros inoxidable. Son aceros que se utilizan para maquinaria, para resorte, para calderas, estructural o de herramientas.

II.3.1.d) Según el método de fabricación o manufactura.

En función de su método de fabricación o manufactura los aceros pueden ser de hogar abierto, aceros Bessemer, de horno eléctrico, de crisol y acero al oxígeno.

II. 4.- Propiedades físico-químicas de los aceros

Las propiedades físico-químicas de los aceros vienen en gran parte de la existencia del enlace metálico, que consiste en una red de núcleos positivos, rodeados de una nube electrónica común a todos ellos. Los aceros son buenos conductores del calor y la electricidad, presentan una buena plasticidad, son sólidos a temperatura ambiente (excepto el mercurio) y tienen brillo metálico en el corte reciente [25-26].

II. 5.- Aceros duales y de fases múltiples

El alto nivel de exigencia de los mercados, constituye un gran elemento para la creciente mejora de propiedades de los aceros, en particular, los que presentan dos o más fases.

En la actualidad una familia de materiales muy utilizada en la fabricación de vehículos es la familia de los aceros avanzados de alta resistencia, AHSS (Advanced High Strength Steel). Este grupo de aceros está constituido por los aceros DP (fase dual), CP (fase compleja), TRIP (transformación plástica inducida), MS (martensítico) y TWIP (transformación plástica inducida por maclado).

Los AHSS se caracterizan por tener una mayor resistencia a la fluencia que los HSS y, en algunos casos, una elongación mayor [27-28]. En la figura.4 se muestra la variación de la resistencia a la tracción, frente al alargamiento, de distintos aceros de alta resistencia.

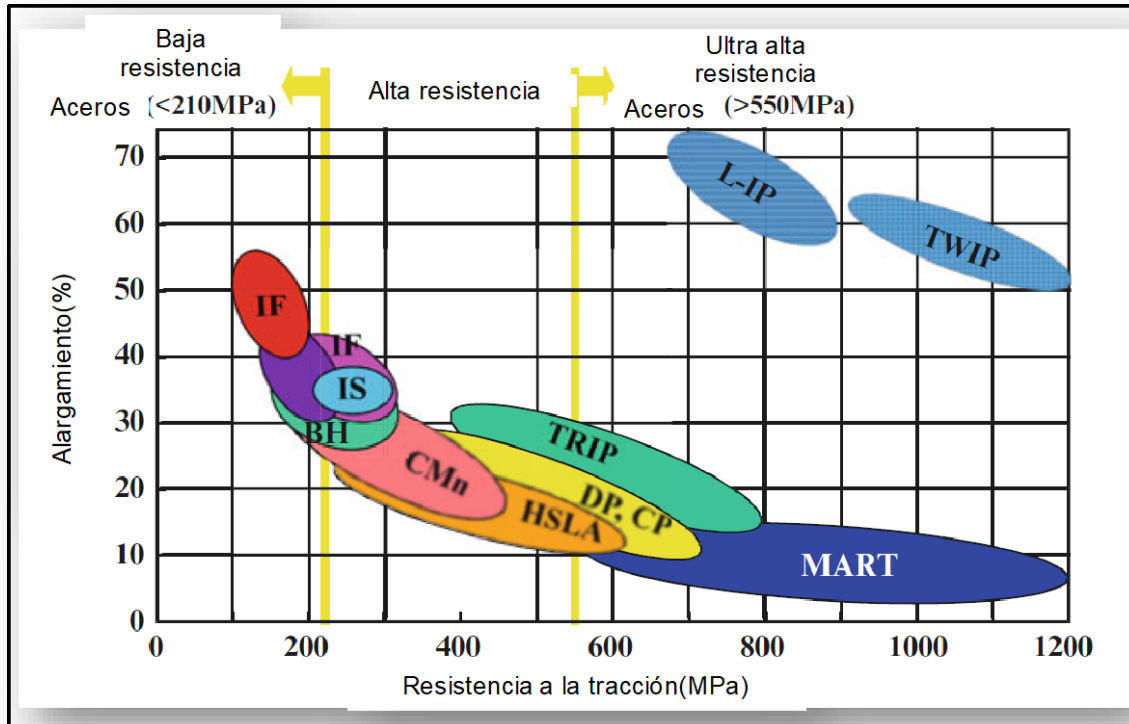


Figura.4: Esquema de la variación de la resistencia a la tracción frente al alargamiento, de aceros avanzados de alta resistencia [28-29].

Mecánicamente los valores de la resistencia a la tracción de los aceros de alta resistencia (AHSS) son superiores a 780MPa; sin embargo, hoy en día, hay aceros de alta resistencia (AHSS) de fase múltiple con resistencias a la tensión tan bajas como 440MPa, por lo que usar la resistencia como umbral para determinar si un acero se califica como "AHSS" ya no es adecuado, y tampoco, creíble.

La principal diferencia entre los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA) convencionales y los aceros de alta resistencia (AHSS) es su microestructura. Los aceros HSLA convencionales son aceros ferríticos monofásicos con lagunas de perlita; mientras que los AHSS son principalmente aceros con una microestructura multifásica que contiene una o más fases distintas de ferrita, perlita, cementita, martensita, bainita, austenita y, a veces, presentan austenita retenida en cantidades suficientes para producir propiedades mecánicas únicas [30-31].

Algunos tipos de aceros de alta resistencia (AHSS) tienen una mayor capacidad de endurecimiento por deformación, lo que da como resultado un equilibrio resistencia-ductilidad superior a los aceros convencionales.

Análogamente a los aceros duales (DP), los aceros de alta resistencia (AHSS) tienen un efecto de endurecimiento de horneado que es un beneficio importante en comparación con los aceros convencionales de mayor resistencia. El efecto de endurecimiento de la cocción es el aumento en el límite elástico resultante del envejecimiento a temperatura elevada (creado por la temperatura de curado de los hornos de pintura) después del pre-esfuerzo (generado por el endurecimiento del trabajo debido a la deformación durante el estampado u otro proceso de fabricación) [32-33].

II.5.1.a) Aceros duales.

Los aceros duales son aquellos cuya microestructura está compuesta, principalmente, por dos fases: una fase de ferrita y la otra fase de martensita. Sin embargo, algunas veces se pueden encontrar pequeñas porciones de bainita y austenita estabilizada que son debidas al tratamiento térmico.

II.5.1.b) Propiedades químicas.

Los aceros duales son aceros que muestran un excelente equilibrio entre resistencia y ductibilidad, tras la conformación, por lo que presentan, por ejemplo, un mejor comportamiento ante una colisión, buena capacidad para la distribución de las deformaciones que favorece una buena estampabilidad, así como unas características en tubo, muy superiores a las del metal sin conformar [34-35].

De entre las propiedades químicas, hay que mencionar la composición química, que es un factor muy importante a la hora de utilizar el acero. En la Tabla.4 se muestra la composición química de un acero dual.

ELEMENTO	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ni
% EN PESO	0,232	1,55	1,653	0,01	0,001	0,041	0,036	0,036
ELEMENTO	Cr	Mo	V	Ti	Sn	Cu	B	
% EN PESO	0,033	0,018	0,006	0,004	0,006	0,033	0,002	

Tabla.4.: Composición química de un acero dual ^[36].

El paso fundamental en la obtención de un acero dual (DP), consiste en calentar el acero dentro de un rango de temperatura intercrítico definido en los aceros hipoeutectoides, como la región entre las temperaturas críticas Ac1 y Ac3, del diagrama TTT (figura.5); donde se producirá la formación de una fase inestable de austenita, que se transformará en martensita ^[36-37].

Normalmente, una de las características de los aceros duales es la presencia de cantidades elevadas de manganeso, lo que favorece la templabilidad del acero a lo largo de la austenización, favoreciendo los cambios de la microestructura inicial. El efecto se atribuye a la cantidad del elemento de aleación Mn, así como al Nb. En cantidades suficientes, el manganeso forma microsegregaciones durante el proceso de fundición de acero, lo que produce una estructura, más o menos, en bandas (martensita en bandas) después del laminado en frío y el recocido ^[38-39].

En los aceros de doble fase producidos por calentamiento intercrítico, la velocidad de calentamiento, el tiempo de inmersión y la velocidad de enfriamiento son parámetros importantes. La figura.10, presenta un diagrama de transformación, temperatura y tiempo (TTT) de los aceros duales.

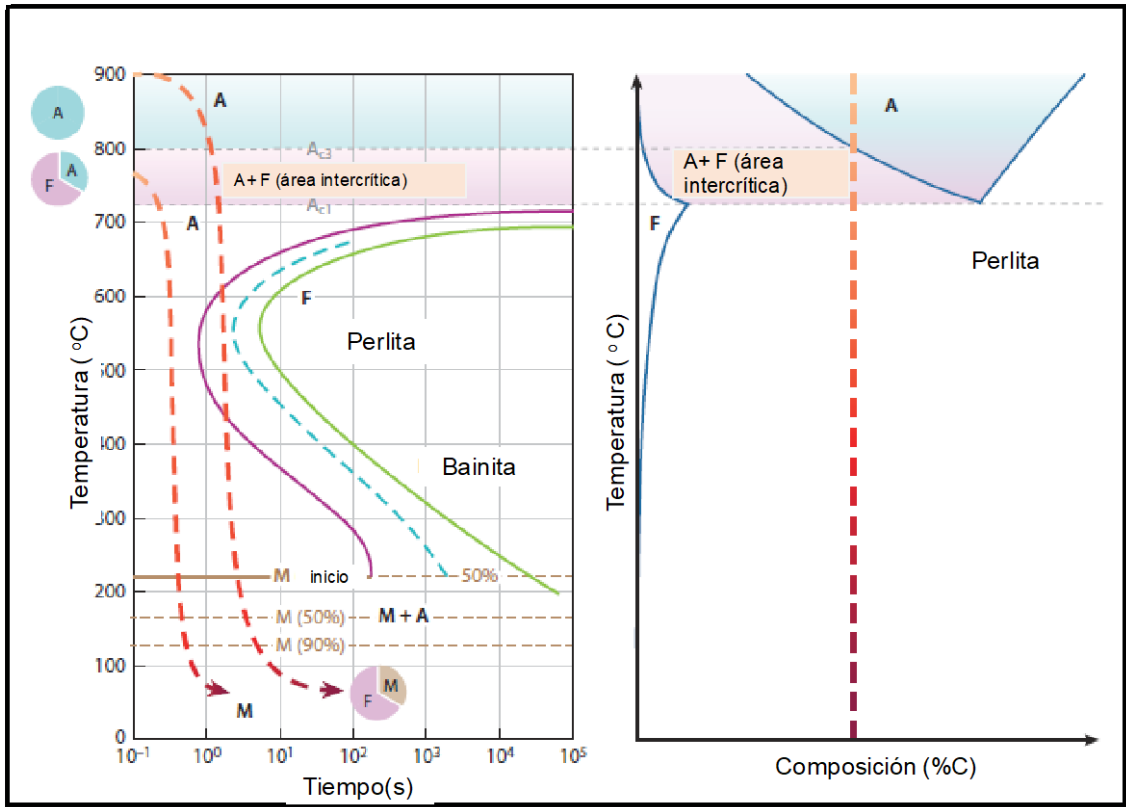


Figura.5: Diagrama TTT de un acero con poco contenido en carbono, sometido a un recocido intercrítico y posterior templado en agua [38-39].

La Figura.5 presenta de forma más clara la formación de un acero con estructura dual, de ferrita y martensita. La fase ferrítica es blanda y generalmente continua, presentando una excelente ductilidad. El contenido de carbono, la presencia de los elementos de aleación, los tamaños de grano y la fracción de martensita, entre otros aspectos, determinarán las propiedades finales de un acero dual.

El desarrollo de estos aceros cuenta ya con varias décadas, sin embargo, en los últimos años se han incorporado intensamente para la fabricación de partes estructurales en la industria automotriz, en buena medida por el desarrollo de procesos para su obtención y soldadura [38-39].

II.5.1.c) Aplicaciones.

Los aceros duales (DP) son una herramienta indispensable en la moderna

industria de la automoción, de casi todo el mundo. Su facilidad a la conformación, su resistencia al desgaste, lo tornan más aplicado en el mundo de la fabricación de accesorios de automóviles. Gracias a su gran capacidad de absorción de energía y a su buena resistencia a la fatiga, los aceros duales laminados en frío son especialmente adecuados para la fabricación de piezas estructurales y de seguridad para el automóvil, como largueros, travesaños y refuerzos [40-41].

Gracias a sus altas propiedades, el acero dual laminado en caliente permite aligerar las estructuras mediante la disminución de los espesores. En el automóvil es particularmente útil para su fabricación [42].

Estos aceros son empleados en la fabricación de distintas piezas de los automóviles, como las llantas, los perfiles ligeros, asientos de muelles de amortiguadores, elementos de fijación, parachoques, etc. (Figura.6).



Figura.6: Piezas de automóviles fabricadas en acero dual [43].

Como se mencionó, dentro de los aceros de alta resistencia (AHSS), se encuentra el acero dual (DP), el que según la ULSAB-AVC (Ultra Light Steel Auto

Body – Advance Vehicle Concept), es el material más utilizado para fabricar la mayor cantidad de piezas de automoción; hasta un 74% de la estructura de un vehículo se encuentra elaborada con este acero [44].

La razón de su uso se debe a que el acero de fase dual es capaz de cumplir con los requerimientos propios de una pieza automotriz, teniendo una combinación excepcional entre resistencia y ductilidad [45]. Esto es debido a que la fase martensítica existente brinda una alta resistencia y la fase ferrítica ofrece una buena ductilidad [46].

Los aceros de doble fase con bajo contenido en carbono tienen aplicación en la fabricación de tuberías para el transporte de lechada mineral y otras aplicaciones que requieren resistencia al desgaste, así como para fabricación de implementos agrícolas donde la resistencia y el desgaste se convierten en una gran preocupación [47- 48].

II. 6.- Aceros al boro

Los aceros al boro, aunque tengan otros elementos de aleación, tienen al boro como uno de los principales constituyentes. Son aceros hipoeutectoides, de matriz ferrítica y con perlita en su constitución, con cerca de un 0,25% de carbono en masa. La presencia del boro en este tipo de aceros es muy importante para la templabilidad. El boro incrementa la templabilidad de los aceros hipoeutectoides al retardar la nucleación de ferrita proeutectoide en los límites de grano austenítico, y en menor extensión, la transformación de bainita superior, que es nucleada por ferrita, sin afectar apreciablemente la tasa de crecimiento de estos compuestos^[49]. Poca cantidad de boro tiene un poderoso efecto en la templabilidad y aumenta la capacidad de endurecimiento del acero [50-51]. La influencia en la templabilidad varía sustancialmente con el contenido de carbono en el compuesto. El boro es un elemento intersticial y tiene una solubilidad muy baja en la solución de α -sólido (<0.003%) [52-53].

Estos aceros, en esta investigación, se consideran viables para la industria

de tornillería, para la industria del automóvil y para la industria bélica, por tener un bajo coste en el mercado internacional y tener bajo impacto medioambiental.

Los aceros al boro coalescen a muy elevadas temperaturas, y estos aceros conjugan la resistencia al desgaste con una elevada resistencia a temperatura media y alta ^[54]. Existen otros factores que influyen en la efectividad del boro, tales como: la influencia del contenido de nitrógeno, la influencia de desoxidantes y el efecto negativo de la alta temperatura de austenización sobre el efecto del boro en la templabilidad ^[55].

Los aceros al boro, son aceros de alta resistencia al desgaste. Tal como sucede con el carbono, el boro es soluble sólo a escala atómica en la red del hierro ^[56].

Los aceros al boro al igual que los otros tipos de acero, han requerido una evolución histórica en su conocimiento con el tiempo.

II.6.1.a) Antecedentes.

Los aceros al boro, en el caso concreto de este trabajo, son aleaciones hipoeutetoides, de matriz ferrítica con perlita y de gran resistencia al desgaste. Los mismos aceros (30MnB5), han sido tema de estudio debido a su relativo bajo coste de fabricación, bajo precio en el mercado internacional y sus posibles aplicaciones industriales. Gracias a esto, en muchos países se han fabricado distintos aceros con estas microestructuras a los cuales se les ha cambiado el porcentaje de distintos aleantes, sin tener en cuenta los problemas medioambientales.

En 1952, los trabajos de Grange y Garve ^[57] han establecido los efectos del boro en la templabilidad, que están recogidos por Siembert. Los resultados logrados por esos científicos siguen siendo válidos a día de hoy en los desarrollos tecnológicos de los aceros al boro. Posteriormente, Sharma y Purdy ^[58] demuestran que el mecanismo actuante está asociado a una disminución de

la energía interfacial, en lugar de una disminución de energía libre propuesta por Grossman ^[59]. Años después, Masakatsu ^[60], afirma que este cambio de energía obedece a la precipitación de átomos de boro en los límites de grano puestos en evidencia mediante la técnica de rastreo alfa. En consecuencia, descarta el efecto de compuestos de boro con oxígeno, nitrógeno y carbono.

La necesidad de traer resultados más fieles y aplicables del uso de los aceros al boro, seguía siendo la prioridad de los científicos de esta década, igual que en la actualidad, continúa siéndolo. Maitrepierre ^[61] presentó en 1975, evidencia del efecto de estos boro-carburos en la transformación de la austenita, obtenida mediante microscopía electrónica de transmisión en película delgada. La misma observación fue hecha por Coldren en ese mismo año, que utilizó la espectroscopia electrónica Auger para identificar boro-carburos, y quien también encontró, boro atómico; ambos en los límites de grano ^[62].

Las investigaciones hechas en este tiempo no eran capaces de describir con precisión el poder templante que hay en el boro; esto es, los científicos no tenían informaciones detalladas sobre la templabilidad de un acero al boro y por tanto, la influencia que tiene en las propiedades mecánicas de los aceros.

En el año de 1977, Kapadia ^[63] y sus colaboradores, determinaron la interacción existente entre el boro y los elementos titanio y circonio para controlar el nitrógeno y propuso el concepto de boro efectivo que, actualmente se utiliza ^[63].

En 1987, Miihkinen y Edmonds ^[64-65] realizaron investigaciones sobre dos aceros bainíticos con alto contenido en silicio, de composición nominal Fe-0.2C-2Si-3Mn y Fe-0.4C-2Si-4Ni, en porcentaje en peso; ambas aleaciones presentaban niveles de resistencia y tenacidad cercanos al de los aceros comerciales martensíticos de alta resistencia cuando se trataban isotérmicamente a las temperaturas de transformación bainítica. Aunque este tipo de aleaciones se hicieron con fines meramente académicos y no con algún enfoque industrial.

La propuesta de Kapadia aclaró la influencia del contenido de carbono en el efecto del boro sobre la templabilidad del acero. Sin lugar a dudas, el boro es, a día de hoy, uno de los mejores elementos químicos templantes del acero y uno de los más aplicados en la industria bélica y del automóvil, así como el máspreciado en la industria de la maquinaria pesada. Se mostró, claramente, cómo el boro tiene un efecto más marcado en los aceros de bajo contenido en carbono (<0.4%C, hipoeutectoides), mientras que en los aceros con mayor cantidad de carbono, en los aceros hipereutectoides, el efecto de la templabilidad del boro se reduce significativamente. Para porcentajes superiores, el efecto del boro decrece, llegando a ser nulo entre 0.8%C y 1.2%C, en masa. Y para porcentajes superiores a 1.2%C en masa, se presenta un decrecimiento en la templabilidad y propuso una relación para establecer el factor de templabilidad del boro; factor que revisó ^[66-67] y propone en términos del diámetro ideal: $F_B = 1 + 1.6/D_1$, donde D_1 es para acero libre de boro.

De acuerdo a este autor, el efecto del carbono, al menos, hasta 0.4% tiene poco efecto en la relación propuesta. Se requiere mayor trabajo para esclarecer el efecto del carbono en contenidos mayores. Desde el 2004 se registran estudios en los cuales se hacen comparaciones de los aceros bainíticos aleados con boro respecto a los aceros perlíticos, en los cuales se muestra cómo varían las propiedades mecánicas, tales como la resistencia mecánica y el esfuerzo de fluencia, entre otros (Figura.5).

La tabla.5 que se muestra a continuación, presenta una comparativa de las propiedades mecánicas más relevantes de un acero perlítico y un acero bainítico. A la vista de los valores se observa un incremento del 36%, en la resistencia mecánica, del 77%, en el esfuerzo de fluencia y del 15%, en la deformación, de los aceros bainíticos respecto a los aceros perlíticos; esto hace que el campo de aplicación de los aceros bainíticos sea mayor ^[68].

PROPIEDADES MECÁNICAS	ACERO PERLÍTICO	ACERO BAINÍTICO
RESISTENCIA MECÁNICA (MPa)	1.114	1.513
ESFUERZO DE FLUENCIA (MPa)	624	1.109
ELONGACIÓN (%)	11,1	12,8
TENACIDAD DE FRACTURA (MPa)	95	150

Tabla.5: Tabla comparativa de propiedades mecánicas relevantes entre un acero perlítico y un acero bainítico ^[69].

En 2009, el Dr. Bedolla ^[70], analizó la variación de las propiedades mecánicas de aceros aleados con boro respecto a dos medios de enfriamiento distintos, aire y agua. En este trabajo observa que las estructuras bainíticas fueron generadas a raíz del enfriamiento al aire, tras el proceso de laminación; mientras que, en el caso del acero enfriado en agua predominó la presencia de martensita. El estudio demostró un efecto favorable del boro en la formación de bainita superior y concluyó que la mejor combinación de propiedades mecánicas se obtuvo cuando el acero presentaba 76ppm de boro y un enfriamiento al aire. En estas condiciones, los valores obtenidos fueron 830MPa para el esfuerzo máximo, de 750MPa para el esfuerzo de fluencia, del 15% de elongación y una dureza promedio de 40HRC.

En el año 2011, en la Universidad Nacional de Colombia, Mauricio A. Sierra Cetina ^[70] en su tesis de maestría publicada realiza todo el proceso, tanto metalúrgico como de caracterización, comenzando desde la obtención de la aleación, pasando por el tratamiento termo-mecánico hasta la caracterización mecánica y microestructural, utilizando técnicas como la microscopía óptica y la microscopía electrónica de barrido (SEM). De esta forma los resultados fueron correlacionados con el objetivo de conocer la influencia del elemento boro tanto en el desarrollo microestructural como en el comportamiento mecánico de la aleación. Adquirió aceros fundidos al vacío con distintos porcentajes de boro, 0ppm, 10ppm y 20ppm, realizando ensayos de dureza, ensayos de tensión, ensayos de impacto, fractografía y difracción de Rayos-X, a cada una de las composiciones con el objeto de poder hacer una comparativa de dichas

propiedades en función de la variación en el porcentaje de boro.

Los científicos Hande Güler, Rukiye Ertan y Reoat Özcan (2012) ^[70], de la universidad de Uludag, han estudiado los efectos del tratamiento térmico sobre la microestructura y las propiedades mecánicas del acero al boro 30MnB5 y han llegado a la conclusión que un aumento en la temperatura de tratamiento térmico hacia que el tamaño y forma promedio de la estructura de martensita cambiara. Por encima de 850°C, la dureza aumentó y la resistencia a la tracción disminuyó. El acero 30MnB5 no tratado presentó una fractura dúctil, mientras que la muestra tratada a 850°C, después de un tiempo de permanencia de 15min, mostró fractura frágil.

En ese mismo, los científicos M. Mamdouh, S. Hoday N. Saeed ^[71] del Development Institute of El Cairo, estudian y publican un trabajo sobre la influencia del boro en las propiedades mecánicas de aceros al carbono. En él llegan a la conclusión que una mejora de la calidad de acero AISI 1536, puede llevarse a cabo por adición de boro. Esto es, la adición de boro hasta 0,00230% aumenta bruscamente tanto el rendimiento como la resistencia a la tracción final. El alargamiento del acero también aumenta a medida que lo hace el contenido en boro, hasta llegar a un 0,0055%. Así mismo, la adición de boro mejoró la resistencia al impacto, a 25°C, y la formación de martensita. Las energías de activación de la migración de carbono a través de la fase de martensita disminuyen con el aumento del contenido en boro, debido a su efecto positivo sobre la cristalinidad de la fase martensita ^[71].

En el año de 2015, Galeano hizo un estudio en la Universidad Nacional de Colombia, sobre la influencia del boro en las propiedades mecánicas de aceros bainíticos avanzados. En ese estudio llegó a la conclusión que en los aceros bainíticos con composición base Fe-0.32C-1.45Si-1.97Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.10V y bajas partes por millón de boro, el porcentaje de área con microcavidades presentes en la fractura transversal del ensayo, aumenta conforme se incrementa la cantidad de boro presente, hasta llegar cerca de las 60ppm, revelando un incremento en la ductilidad y por ende, en la tenacidad ^[72].

En Septiembre de 2015 y octubre de 2018, en la Universidad Complutense de Madrid, se realizaron estudios de investigación sobre acero al boro con estructura dual para tornillos de automóvil con reducción de costos de fabricación e impacto ambiental, por parte de los científicos Dra. Laura García, Growene W. Queirós y Dr. Antonio J. Criado. En esos estudios se observó cómo los aceros al boro y manganeso hipereutectoides presentan un estructura dual, después de un temple subcrítico desde 700°C, tras calentamiento de 10 a 15 minutos [73-74]. Actualmente, los estudios van dirigidos al estudio de la mejoría de las propiedades mecánicas de los aceros al boro, teniendo en cuenta la preservación del medioambiente.

En esta tesis nos centramos en los estudios del acero al boro no aleado (30MnB5), con bajo contenido en carbono y resistentes al desgaste. Con él realizamos tratamientos térmicos de recocido intercrítico, ensayos metalográficos, ensayos de dureza, ensayos de resistencia al desgaste, ensayos de resistencia a la fractura y difracción de Rayos-X, proponiendo así aplicaciones novedosas, no sólo en la industria de la automoción, sino también, en la industria bélica y de maquinaria pesada.

II.6.1.b) Obtención.

El acero dual que estudiamos en la presente tesis, el acero 30MnB5, presenta una elevada templabilidad por contener boro y manganeso en su composición. Tal y como se ha comentado, el boro es soluble sólo en escala atómica en la red del hierro. Debido a la presencia del boro en su estructura, los aceros al boro tienen otros procedimientos técnicos y tecnológicos de obtención. La afinidad del boro por el oxígeno y el nitrógeno es importante en el control de la producción, mediante los procesos de desoxidación utilizando silicio o aluminio antes de agregar el boro para control del primero, además, de la adición de elementos como titanio y circonio que forman nitruros para control del segundo [75]. Es decir, al obtener aceros al boro es muy importante, y técnicamente necesario, la retirada total y completa del oxígeno y nitrógeno en el proceso. Los aceros al boro son obtenidos en sistemas aislados de oxígeno y nitrógeno.

Adicionalmente, es necesario el control de otros elementos tales como manganeso y cromo, ya que en contenidos altos producen una pérdida del efecto del boro, incluso para bajos contenidos de carbono. El molibdeno y el niobio, producen una mejora en la templabilidad; ambos tienen efectos sinérgicos con el boro. En el caso del molibdeno, la reacción sinérgica con el boro se traduce en una alta templabilidad bainítica para aceros de 0.5% Mo - B. Con el niobio, a bajas temperaturas de austenización, el efecto sinérgico no se observa y, en su defecto, se produce una precipitación de carburos de niobio en el límite de grano que restringen algo la templabilidad [76-77].

II.6.1.c) Propiedades.

Las propiedades de los aceros al boro son un parámetro muy importante en los procesos de producción e innovación tecnológica de los mismos, teniendo en cuenta la finalidad y aplicabilidad de los aceros. El conocimiento de las propiedades de estos aceros ayuda a desarrollar procesos de tratamientos térmicos, químicos y termoquímicos con el fin de mejorar las características mecánicas de los mismos.

Dentro de las propiedades que presentan, la más relevante es la templabilidad, ya que ayuda a obtener buenas propiedades mecánicas en un acero teniendo en cuenta su necesidad y utilidad en la industria. Así, el diámetro Jominy influye en la precisión tecnológica de los tratamientos térmicos y termoquímicos de estos aceros al boro. Por eso, para templar un acero al boro, hay que tener en cuenta los valores que se exponen en la tabla.6.

	DIÁMETRO (mm)
TEMPLABILIDAD MÍNIMA JOMINY: J ₄₅	15
DIÁMETRO CRÍTICO NORMAL EN ACEITE: J ₃₇	64

Tabla.6: Templabilidad de los aceros al boro (30MnB5) [78].

Los aceros al boro tienen un estado de recepción, en bruto de laminación, hipoeutectoide, de matriz ferrítica, con un porcentaje de carbono muy bajo; con un temple en agua o aceite, desde una temperatura entre 900°C y 950°C, y revenido a una temperatura que oscila entre 200°C y 500°C de este acero al boro, se consigue una mejora en sus propiedades mecánicas. A veces, se puede hacer un recocido convencional, a una temperatura de 850°C, seguido de un temple en agua o aceite, con el mismo fin.

II.6.1.d) Composición Química.

Uno de los componentes más importantes de los aceros al boro es este elemento. En realidad, los elementos de aleación de los aceros incrementan las propiedades y características de los mismos, para que puedan ser empleados según las necesidades industriales. El boro tiene un efecto potenciador al ser añadido a una base de acero adecuadamente protegida. La adición de sólo un 0,001% de boro soluble produce un aumento del endurecimiento comparable al obtenido con 0,5% de manganeso, cromo o molibdeno [79].

Además de proporcionar un endurecimiento mayor al acero, el boro afecta muy poco a la ductilidad o a la dureza recién laminado, facilitando los procesos de conformado, troquelado y el embutido en frío, sin necesidad de recocido. En la tabla.7, se representa la composición química y la respectiva norma aplicada en diferentes tipos de acero al boro.

Marca	Designación		Norma Vigente	Elementos de Aleación						Resistencia (N/mm ²)	Dureza (HRC)
	Simbólica	Númérica		C	Mn	Cr	B	Ni	Mo		
TKMI 30MB5	30MnB5	1.5531	EN 10083-3	0,30	1,30	-	0,0030	-	-	1400	50
TK36CrNiMo4	27MnB3-2	1.7183	EN 10163-2	0,30	1,7	1,50	0,0030	1,0	0,5	1200	48
TKMI 27MCB5-2	27MnCrB5-2	1.7182	EN 10083-3	0,27	1,25	0,45	0,0030	-	-	1400	50
TKMI 33MCB5-2	33MnCrB5-2	1.7185	EN 10083-3	0,3	1,35	0,45	0,0030	-	-	1400	50

Tabla.7: Composición química y norma vigente de los diferentes tipos de aceros al boro [80-81].

Con frecuencia se agrega boro a aceros de bajo contenido en carbono para tener mayor dureza y mayor formabilidad. En aceros con mucho contenido en carbono, el boro no tiene efecto en la templabilidad. Sin embargo, las propiedades mecánicas de aceros laminados en frío y destemplados, producidos a partir de rollos laminados en caliente que contengan boro, se ven afectados por su presencia [82]. Las diferencias pueden ser o no deseadas, pero los efectos son importantes y los fabricantes de acero laminado en frío necesitan estar informados de la presencia de boro.

II.6.1.e) Tratamientos térmicos.

Los tratamientos térmicos son una de las etapas fundamentales en la producción de los aceros. Los tratamientos térmicos permiten los cambios de la microestructura, contribuyendo a la generación de buenas propiedades mecánicas.

Al aplicar calor a la pieza y posteriormente enfriarla, se reducen tensiones internas, se alinea el grano, se forman compuestos diversos entre los elementos presentes en el material, se difunden estos compuestos, se mezclan mejor, se homogeneiza la composición y las propiedades a lo largo de la pieza, y se definen estructuras cristalinas [83-84].

Los tratamientos térmicos son el conjunto de operaciones de calentamiento

y enfriamiento, bajo condiciones controladas de temperatura, tiempo de permanencia, velocidad y presión de los metales o las aleaciones en estado sólido, con el fin de mejorar sus propiedades mecánicas, especialmente la dureza, la resistencia y la elasticidad [85].

Los tratamientos térmicos modifican la estructura cristalina que conforman a los aceros sin variar la composición química de los mismos. En la tabla.8, se presentan los valores de la temperatura empleada en los diferentes tipos de tratamientos térmicos característicos de los aceros al boro (30MnB5).

TRATAMIENTO TÉRMICO	TEMPERATURA (°C)
FORJA	850 - 1.100
NORMALIZADO	900
RECOCIDO	850
CEMENTACIÓN	-
TEMPLE	820 – 900 (EN ACEITE)
REVENIDO	650 (TENAZ) (ENFRIAMIENTO AL AIRE)
	500 (DURO) (ENFRIAMIENTO AL AIRE)

Tabla.8: Tratamientos térmicos de aceros al boro [86-87].

Uno de los tratamientos térmicos que hemos realizado es el recocido intercrítico, que consistió en calentar el acero al boro hasta una temperatura situada en el campo de la austenita + perlita y después templamos en agua. El ritmo de ablandamiento, frente al tiempo de permanencia a la temperatura fijada, es rápido al principio y decrece asintóticamente. Al cabo de un cierto tiempo, por mucho que se prolongue el tratamiento, llega a ser casi nulo el ablandamiento que se consigue [88]. Este tratamiento térmico permite un ahorro de tiempo importante en la duración del proceso de calentamiento, reduciendo así el impacto medioambiental y se obtienen buenas propiedades mecánicas.

II.6.1.f) Aplicaciones.

Son muy variadas las aplicaciones de los aceros resistentes al desgaste y, en particular, de los aceros al boro, entre las que se encuentran (Figura.7) ^[89-90]:

- Las obras públicas, donde se empleará para la fabricación de piezas que requieran una mayor aptitud al conformado, para elevadas durezas finales.
- En la industria minera, aplicado a la fabricación de piezas resistentes al desgaste como hormigoneras, plataformas y estructuras, tolvas, alimentadores y volquetes, etc.
- En la industria pesada, para la fabricación de remolques y contenedores, palas para excavadoras y máquinas de movimiento de tierras.
- En la industria agrícola, para la fabricación de discos, rejas de arado, moldeadoras, etc.
- En la industria del automóvil, en fabricación de tornillería, entre otros.
- En la industria bélica, para la fabricación de cañones y sus propelentes.



Figura.7: Aplicaciones de los aceros al boro.

II. 7.- Análisis de Ciclo de Vida

El análisis del ciclo de vida (ACV) es una herramienta que se usa para evaluar el impacto potencial sobre el medioambiente de un producto, proceso o actividad a lo largo de todo su ciclo de vida mediante la cuantificación del uso de recursos "entradas" (energía, materias primas, agua) y emisiones ambientales "salidas" (aire, agua y suelo), asociados con el sistema que se esté evaluando ^[91].

Para un estudio de sostenibilidad ligado a los aceros, hay que predecir de forma ecológica el tipo de alcance, la cadena cerrada del análisis de ciclo de vida ^[92-93]. En la norma UNE-EN ISO 14040: Gestión Ambiental. Análisis del Ciclo de Vida. Principios y marco de referencia, se define el análisis de ciclo de vida como una técnica que trata los aspectos medioambientales y los impactos ambientales potenciales a lo largo del ciclo de vida de un producto, mediante ^[94-95]:

- la recopilación de un inventario de las entradas y salidas relevantes del sistema del producto (producto/proceso en estudio).
- la evaluación de los potenciales impactos medioambientales asociados con las entradas y salidas identificadas en inventario.
- interpretación de los resultados de las fases de análisis de inventarios.
- y evaluación de impactos de acuerdo con los objetivos del estudio.

El análisis del ciclo de vida del acero al boro (30MnB5), tiene en cuenta el suministro de las materias primas (minerales) necesarias para fabricarlo, transporte de los mismos, la propia fabricación del acero, la tecnología de mejora de propiedades químicas y mecánicas, por medio de varios procesos, incluyendo los tratamientos químicos, la utilización del producto, la reutilización del acero o chatarra y el reciclaje de los residuos generados por su uso.

El análisis del ciclo de vida es una herramienta de diseño ecológico, que

investiga y evalúa los impactos ambientales de un proceso o producto, a lo largo de todas las etapas de su vida útil. Estudiar el análisis del ciclo de vida del acero es describir sus etapas desde la extracción, producción, distribución, uso, reutilización, reciclaje y desecho. La técnica del análisis del ciclo de vida sigue siendo la más aplicada en todos los procesos de análisis de economía circular.

Vivimos en la era de la “Industria 4.0”, donde la necesidad de reducir los impactos medioambientales es una prioridad universal. El crecimiento industrial tiene que ser proporcional al crecimiento de las tecnologías limpias, que mantiene un ecosistema más saludable y equilibrado. El pensamiento del ciclo de vida es la clave para todos los aspectos de la sostenibilidad ecológica y económica de un producto o servicio industrial.

Actualmente, nos encontramos en una era de “economía circular”, donde todo el proceso de producción tiene que respetar de manera reglada el tiempo de vida de los productos y la posible reducción del impacto medioambiental. La economía circular es un modelo económico basado en el principio de “cerrar el ciclo de vida” de los recursos, de forma que se produzcan los bienes y servicios necesarios al tiempo que se reduce el consumo y el desperdicio de energía, agua y materias primas ^[96].

Todos los materiales y productos tienen un origen y un tiempo útil de uso o aplicación, pero con el desarrollo de la tecnología y el exceso de la demanda de consumo, las industrias no tienen un cuidado riguroso de hacer un recorrido del producto: “de la tumba a la cuna”, como forma de relatar el análisis de ciclo de vida (ACV). La ganancia económica y capitalista es un auténtico peligro para la sostenibilidad del ecosistema, por eso, hoy día, es muy frecuente la utilización de modelos lineales de los productos, en la cadena general de los productos y servicios. Este modelo lineal es, en realidad, una antítesis del modelo circular de la economía; es una implícita negación a los problemas reales creados por el uso y la explotación de los recursos y materiales. El clásico esquema lineal, según el cual se desarrollan etapas sucesivas de extracción, procesamiento, utilización y eliminación de productos y materiales, no es sostenible de modo indefinido, con el agravante que durante el proceso, se originan residuos y

subproductos susceptibles de ser retornados al circuito productivo o al ciclo natural; pero que, en cambio, son despreciados y destinados a su eliminación por incineración, destrucción o depósito en vertederos [97].

En esta investigación se llevará a cabo el estudio del acero al boro 30MnB5 sometido a un tratamiento intercrítico para demostrar que puede ser un ejemplo práctico de sostenibilidad económica y medioambiental de un producto industrial. El tratamiento intercrítico propuesto pretende la reducción de una etapa de tratamiento térmico, el ahorro de energía y la disminución del tiempo del procedimiento; sin perder de vista el objetivo de conseguir determinar unas propiedades mecánicas iguales o superiores a las que ofrece un acero al boro RAEX450, cuyo tratamiento térmico consiste en temple y revenido convencionales.

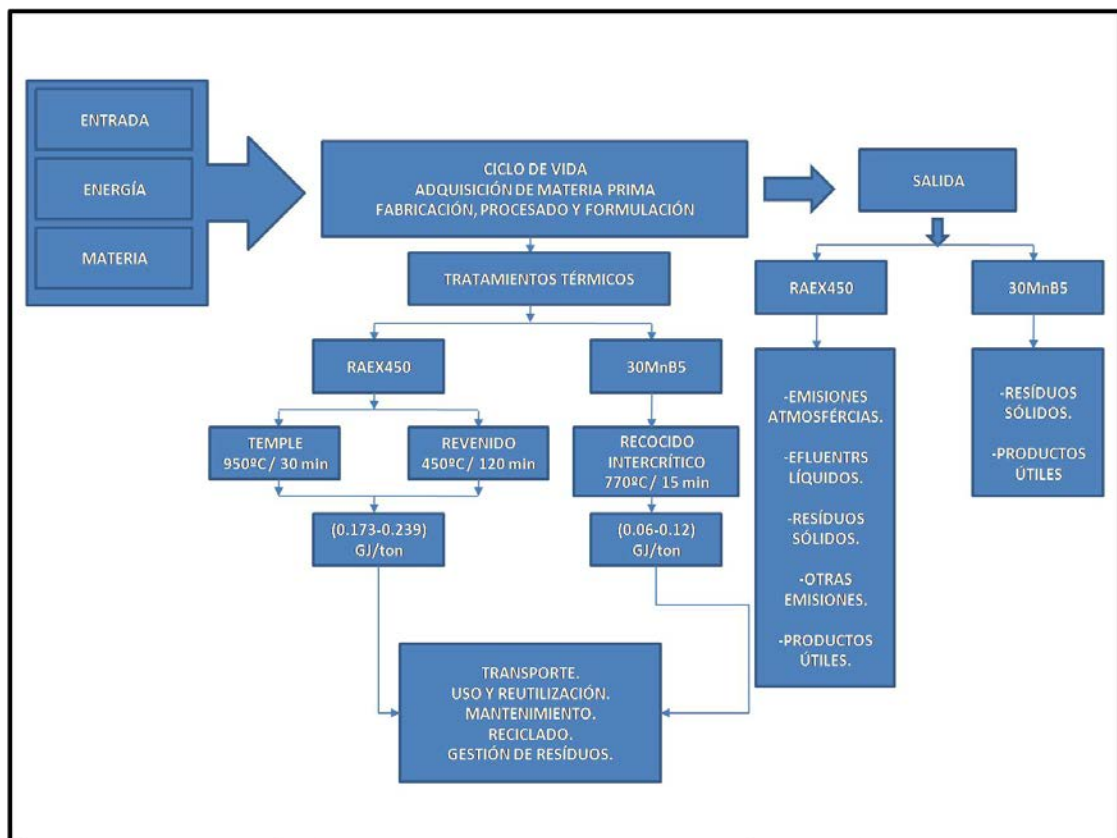


Figura.8: Diagrama de flujo de ACV de los aceros al boro objeto de estudio.

El diagrama de flujo del análisis del ciclo de vida (ACV) del acero al boro 30MnB5, poco aleado, presenta un ciclo cerrado; desde la entrada, las transformaciones, el transporte, la utilización, la reutilización, la reducción, el

reciclaje hasta el tiempo final de vida del material. Existen muchos modelos de implementación del ACV, que pueden ser “de la cuna a la tumba”; este modelo consiste en la contemplación de la extracción de materias primas, manufactura de las materias primas para obtener los productos, transporte, almacenaje, distribución, uso del producto, reciclaje y disposición final. Cuando el procedimiento del ACV a estudiar se limita a las entradas/salidas desde que se obtienen las materias primas hasta que el producto sale de la línea de producción, se le denomina “de la cuna a la puerta”. Pero este sistema puede ocurrir con entradas/salidas del proceso productivo lo que se renombra por “de la puerta a la puerta” [98]. En este trabajo se aplica el modelo “de la puerta a la puerta”, y se ajusta en base a nuestra investigación, sacando de forma concreta y ecológica datos tendentes a la preservación del medioambiente, ahorro de energía, aumento de la rentabilidad económica y disminución del tiempo del proceso.

La elección de este método de “la cuna a la tumba”; este estudio, ofrece la posibilidad de certificar sus productos mediante las llamadas “Eco-etiquetas”; siendo una de estas la Declaratoria Ambiental de Producto (DAP), también llamadas “Eco-etiqueta tipo III”. Una DAP describe a un producto de forma científica, transparente y fiable, con todas sus propiedades a lo largo del sistema y ofrece al proyectista y al contratista facilidad en la toma de decisiones por criterios ambientales que se basan en las normas ISO y están precedidas por los ACV; además proporcionan datos comparables sobre el impacto medioambiental del producto contra otros productos que cumplan su misma función [99].

El tratamiento de recocido requiere de energía eléctrica para el calentamiento inicial del material en el horno y de maquinaria para mover el material de un lugar al otro, para inyectar gases. Además, requiere de gases, hidrógeno y nitrógeno (3 a 7% de H₂ en N₂ o 100% H₂), así como de una etapa previa de desengrasado y limpieza alcalina y/o electrolítica para poder llevarlo a cabo, lo cual consume fosfatos, silicatos, sosa cáustica y disolventes orgánicos diversos [100].

Por otro lado, para el tratamiento de recocido de aceros al carbono, por lotes, suponen los siguientes consumos, por tonelada de acero procesado:

- energía eléctrica: de 0.06 a 0.12 GJ/ton.
- energía calórica: de 0.62 a 0.75 GJ/ton.
- agua de refrigeración: de 5 a 10 m³/ton.

De acuerdo con estos consumos se tienen las siguientes salidas y emisiones [101], por tonelada de acero procesado:

- agua de refrigeración (se recicla toda): de 5 a 10 m³/ton.
- agua de desecho: de $2.04 \cdot 10^{-4}$ m³/ton.
- gas residual: de 200 a 250 m³/ton.
- emisiones al aire: SO₂ de 0 a 41 g/ton; NO_x de 9 a 900 g/ton.

La norma ISO 50001, propone un sistema de ahorro de energía, hasta 20Gwh/año, que permitirá la reducción de CO₂. Matemáticamente, la propuesta de hacer un recocido intercrítico al acero al boro 30MnB5, cumple totalmente con esta norma, desde el punto de vista del ahorro energético, sin tener en cuenta las mejoras de las propiedades mecánicas del material. Por otra parte, esto no se puede decir con el tratamiento de temple y revenido del acero RAEX450.

En el tratamiento de recocido continuo o clásico los consumos por tonelada de acero procesado son:

- energía eléctrica: de 0.173 a 0.239 GJ/ton.
- energía calórica: de 0.775 a 1.483 GJ/ton.
- agua de refrigeración: de 23.529 m³/ton.
- además de gas inerte, agentes anticorrosivos, agentes de laminación, ...

De acuerdo con estos consumos se tienen las siguientes salidas y emisiones [102-103], por tonelada de acero procesado:

- gas de horno de recocido: de 350 a 400 m³/ton.
- energía residual (recuperable): de 0.037 a 0.078 GJ/ton.

- gas residual: de 0.118 m³/ton.
- emisiones al aire: SO₂ de 0 a 194 g/ton; NO_x de 9 a 900 g/ton.
- lodos aglutinados: de 0.18 a 0.47 Kg/ton.

En el presente trabajo se llevará a cabo la comparativa de consumo de tiempo, energía y temperatura de los tratamientos térmicos de los aceros al boro, 30MnB5 y RAEX450, propuestos para esta investigación.

II.7.1.a) Antecedentes.

Los estudios de la técnica del análisis del ciclo de vida (ACV) se remontan a finales de la década de los 60 y principios de los 70, cuando se usaba como herramienta en estudios enfocados en la evaluación de ciertas etapas de los sistemas de producción extensiva, considerando el análisis de la eficiencia en el consumo de la energía y sus fuentes, el consumo de materias primas y la descomposición final de los residuos generados ^[104].

Los estudios del análisis del ciclo de vida empezaron cuando los analistas de la dirección de logística del departamento de defensa de los Estados Unidos, en Washington D.C., prepararon un informe administrativo para el asistente del secretario de defensa sobre las instalaciones y la logística en las fuerzas armadas. Este informe fue titulado, "Ciclo de vida de los costos en la compra de equipos"; la metodología del ciclo de vida se utilizó para justificar los costes operativos y de mantenimiento asociados a la compra de sistemas y equipos, lo que condujo posteriormente a una revolución en las directrices para la adquisición de los sistemas de defensa y equipos militares en los Estados Unidos ^[105].

El estudio del análisis de ciclo de vida es muy delicado y sensible, y para profundizaren él, es necesario crear un protocolo que se ajuste al material en estudio. De entre los diferentes modelos elaborados para un estudio con criterio del análisis del ciclo de vida, hay que destacar el protocolo de la Organización Internacional de Normalización (ISO), aprobado por el comité técnico de normalización ambiental (T207), que hoy día se han resumido en cuatro normas relacionadas con el análisis de ciclo de vida:

- ISO 14040 (1997): especifica el marco general, principios y necesidades básicas para realizar un estudio de análisis de ciclo de vida, no describiéndose la técnica de análisis de ciclo de vida en detalle.

- ISO 14041 (1998): en esta normativa se especifican las necesidades y procedimientos para elaborar la definición de los objetivos y el alcance de los estudios, y para realizar, interpretar y elaborar el informe del análisis del inventario de ciclo de vida, ICV (LCI).
- ISO 14042 (2000): esta normativa describe y establece una guía de estructura general de la fase de análisis de impacto, AICV (LCIA). Se especifican los requerimientos para llevar a cabo un AICV y se relacionan con otras fases del análisis de ciclo de vida.
- ISO 14043 (2000): esta normativa favorece una recomendación para realizar la fase de interpretación del análisis de ciclo de vida o los estudios de un inventario de ciclo de vida; en ella no se especifican metodologías determinadas para llevar a cabo esta fase ^[106-107].

II.7.1.b) Procedimientos y metodología.

Todo material posee un circuito de aplicabilidad y durabilidad, que obedece a un sistema de funcionalidad que puede crear un ciclo de viabilidad económica y procesal cerrado. El análisis de ciclo de vida es un procedimiento de evaluación de las cargas ambientales vinculadas a un producto, proceso o actividad, a través de la identificación y cuantificación de usos, entradas y salidas de la materia o energía al medioambiente, para la evaluación e implementación de mejoras ambientales ^[108].

El objetivo del análisis de ciclo de vida es comparar el desempeño ambiental de los productos para poder elegir el menos costoso y el que menos impacto medioambiental genera. El término "ciclo de vida" se refiere a la noción de una evaluación justa e integral. Es necesario evaluar la producción, fabricación, distribución, uso y eliminación de la materia prima (incluidos todos los pasos intermedios de transporte); éste es el ciclo de vida del producto ^[109].

En el diagrama de flujo de la figura.9 se muestra una representación resumida de las etapas de análisis de ciclo de vida.



Figura.9: Etapas del análisis de ciclo de vida (ACV) ^[109].

El análisis del ciclo de vida de los aceros al boro(30MnB5), es un estudio que empieza desde la entrada de los productos, procedimientos de transformación de los mismos hasta la salida del producto final acabado ^[110-111]. En este trabajo nos centramos en una fase muy importante de los aceros, los tratamientos térmicos. Hacemos referencia a un tratamiento de recocido intercrítico, en sustitución del tratamiento clásico de temple y revenido ^[112].

La descripción esquemática del acero al boro, que empieza desde la extracción de la materia prima, “la cuna”, hasta el fin de la vida útil, “la tumba”, es una de las mejores formas de interpretar el análisis de ciclo de vida de este material. Para un estudio de sostenibilidad ligado a los aceros, hay que predecir de forma ecológica el tipo de alcance, la cadena cerrada del análisis de ciclo de vida y sus efectos en el medioambiente ^[113-114].

En este trabajo, desarrollamos una propuesta ecológica de reducción de emisiones directas e indirectas de gases de efecto invernadero (GEI), en alcance.1 (emisiones provenientes de temperatura y tiempo de calentamiento de hornos) y en alcance.2 (emisiones indirectas provenientes de consumo de

electricidad).

Los factores de emisión y los datos de actividad de los aceros definen el grado de generación de emisión de gases de efecto invernadero por cada unidad de parámetro [115]. La reducción de elementos químicos aleantes del acero al boro, 30MnB5, favorece la disminución de partículas contaminantes en el medioambiente, teniendo en cuenta, la huella de carbono. En la figura.10, se presenta un sistema esquemático de un proceso completo de ciclo de vida del acero.

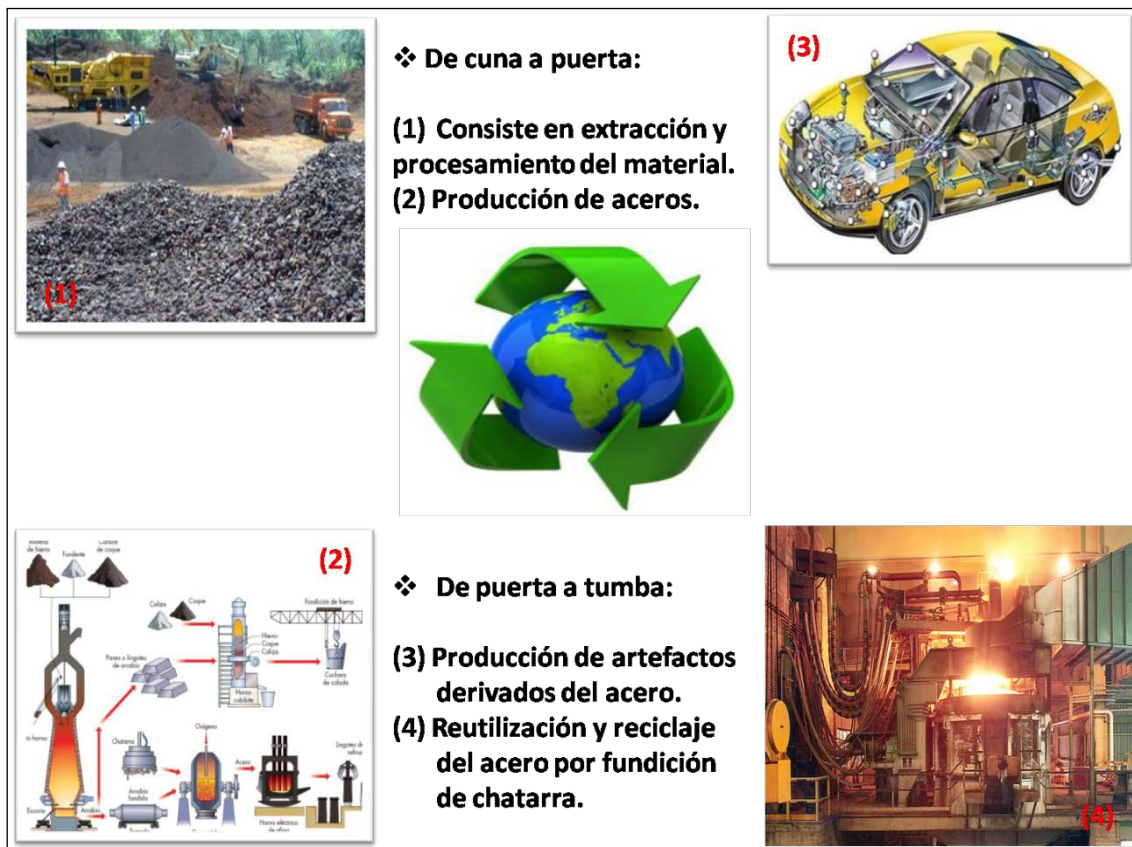


Figura.10: Esquema y términos genéricos para las fases del ciclo de vida del acero [115-116].

Esta propuesta de tratamiento del acero obedece a la norma ISO 14044, preparada por el comité técnico ISO/CT 207, gestión ambiental subcomité SC5 de evaluación del ciclo de vida, en su primera edición de la ISO14044, junto con la ISO 14040 de 2006 que anula y sustituye la norma ISO 14040:1997, la ISO 14041:1998, la ISO 14042:2000 y ISO 14042:2000, que ha sido revisada técnicamente, y que definen el análisis de ciclo de vida como una técnica de

evaluación de aspectos e impactos ambientales, potenciales asociados a un producto, mediante la clasificación de un inventario de entradas y salidas de una serie de productos destacados, la evaluación de impactos medioambientales, potenciales asociados a esas entradas y salidas y, finalmente, la interpretación de los resultados obtenidos en las fases de inventario del ciclo de vida y la evaluación del impacto en relación con el objetivo perseguido ^[117-118].

Las normas del análisis de ciclo de vida son de recomendación y aplicación obligatoria en todos los países del mundo. Esta es una de las mejores formas de tener un ecosistema sostenible capaz de garantizar la continuidad de especies y materiales para la próxima generación. La necesidad de generar mejora del medioambiente, ha obligado a países en desarrollo y a los desarrollados a que tomen acuerdos históricos para la reducción de emisiones a la atmósfera. A pesar de que la agenda de Río (agenda de transformación ambiental y de justicia social internacional que había surgido en la cumbre de Río de Janeiro en 1992), parecía estar en horas bajas por la falta de voluntad de todos los países, en desarrollo y desarrollados, de poner al mismo nivel necesidades sociales y ambientales que los sacros objetivos de crecimiento económico, finalmente consiguió aprobar 17 objetivos que pretenden hacer las economías de los países, más verdes y más justas ^[119].

Dentro del acuerdo de París, la Unión Europea se ha comprometido a reducir las emisiones en un 40%, sobre los niveles de 1990, para 2030. En cumplimiento de estas metas se ve amenazado, ya que las grandes potencias mundiales, son también los mayores productores de sustancias de mayor impacto medioambiental, han de optar por la preservación del medioambiente con el consiguiente gasto financiero que esto supone, o continuar su producción haciendo una menor inversión en el gasto medioambiental, aunque eso redunde en el deterioro del medioambiente ^[119].

II.7.1.c) Aplicaciones.

Las aplicaciones más importantes del análisis de ciclo de vida son:

- Conocer y valorar el desempeño ambiental y tecnológico de un producto o servicio en el sistema industrial.
- Conocer el efecto de los cambios en el proceso de producción en los impactos ambientales.
- Comparar productos y servicios técnicos-tecnológicos y su rentabilidad ecológica.

III. OBJETIVOS

La presente investigación, con la propuesta de un nuevo tratamiento térmico para aceros al boro, persigue como objetivo principal conseguir aceros resistentes al desgaste con boro mejorando sus propiedades mecánicas, disminuyendo su coste energético y económico y reducir el impacto medioambiental.

Para ello se plantea el diseño de un nuevo tratamiento térmico de mayor facilidad de ejecución tecnológica y medioambientalmente sostenible, para aceros al boro resistentes al desgaste (30MnB5), que sustituya el tratamiento de temple y revenido clásicos.

Los objetivos específicos en este estudio de investigación son:

- Realizar tratamientos térmicos convencionales y novedosos para la caracterización mecánica de aceros al boro.
- Describir las semejanzas y diferencias de las propiedades mecánicas de los aceros al boro con tratamiento convencional y con el tratamiento propuesto en esta investigación.
- Estudio comparativo de las propiedades mecánicas entre los aceros al boro no aleados (30MnB5), tratados por un recocido intercrítico y los aceros aleados RAEX400, RAEX450 y RAEX500, con tratamiento de temple convencional.
- Caracterización microestructural mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y microscopía electrónica de transmisión.
- Diseñar y realizar los ensayos fractográficos de desgaste y dureza del acero, con la finalidad de determinar la tensión-deformación; el alargamiento, el coeficiente de rozamiento, la energía de rotura y la dureza.

- Hacer el análisis del ciclo de vida (ACV) del acero, basándonos en su impacto medioambiental y teniendo en cuenta la huella de carbono y su economía circular.
- Proponer una medida sustitutiva de tratamiento térmico de los aceros al boro en la industria.

IV. TÉCNICA EXPERIMENTAL

Para llevar a cabo presente investigación se llevó a cabo una amplia búsqueda bibliográfica, con el fin de encontrar toda la información posible, científica y técnica de los aceros al boro de gran resistencia al desgaste, y de los aceros RAEX, en los artículos científicos, libros, vídeos, compilaciones de conferencias, revistas científicas y enciclopedias, con el fin de aclarar las teorías acerca del tema.

IV. 1.- Material de partida

IV.1.a) Selección del material.

En esta investigación, nos centramos sólo en el acero al boro 30MnB5, para hacer un estudio comparativo de distintas propiedades y aplicaciones, frente al RAEX450.

Para ello se adquirieron de la fábrica KELLER&KAMBACH GmbH, tres tipos diferentes de barras de acero al boro 30MnB5, laminadas en frío y normalizadas.

Las barras de acero al boro de recepción tenían unas dimensiones de longitud de 7.02mm, 12.79mm y 8.84mm, respectivamente. La composición química que presentan dichas barras de acero se indican en la tabla.9.

MARCA	DESIGNACIÓN		NORMA VIGENTE	ELEMENTOS DE ALEACIÓN								
	SIMBÓLICA	NUMÉRICA		C	Mn	Cr	B	Ni	Mo	Si	S	P
TKMI 30MB5	30MnB5	1.5531	EN 10083-3	0,30	1,30	-	0,0030	-	-	0,3	< 0,035	< 0,035
TK36CrNiMo4	27MnB3-2	1.7183	EN 10163-2	0,30	1,7	1,50	0,0030	1,0	0,5	-	-	-
TKMI 27MCB5-2	27MnCrB5-2	1.7182	EN 10083-3	0,27	1,25	0,45	0,0030	-	-	-	-	-
TKMI 33MCB5-2	33MnCrB5-2	1.7185	EN 10083-3	0,3	1,35	0,45	0,0030	-	-	-	-	-

Tabla.9: Composición química y norma vigente de los diferentes tipos de aceros al boro empleados como material de partida ^[121-122].

A partir de estas barras de acero 30MnB5, según la norma UNE 10083-3:2006, se prepararon juegos de muestras de geometrías diferentes. Unas muestras se emplearon para los tratamientos térmicos, la determinación de dureza y el estudio microestructural mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Otro juego de muestras, se emplearon para los ensayos de tracción, los ensayos tribológicos y, el último conjunto de muestras, para el ensayo de nanoindentación.

La otra aleación seleccionada para esta investigación ha sido el acero RAEX. Dicho acero fue adquirido en chapas de acero RAEX400, RAEX450 y RAEX500, con un tratamiento térmico de temple y revenido. Dichas chapas fueron suministradas por la empresa RUUKKI CORPORATION.

Las chapas de acero RAEX se redimensionaron en distintos tamaños y para distintos tipos de ensayos mecánicos, con el fin de poder llevar a cabo la comparativa frente al acero al boro 30MnB5. La composición química de las probetas de acero RAEX se detalla en la tabla.10.

TIPO DE ACERO RAEX	ELEMENTOS DE ALEACIÓN								
	C	Mn	Cr	Mo	Ni	B	Si	P	S
RAEX400	0,23	1,70	1,50	0,50	1,00	0,005	0,80	0,025	0,015
RAEX450	0,26	1,70	1,50	0,50	0,005	0,005	0,80	0,025	0,015
RAEX500	0,30	1,70	1,50	0,50	1,00	0,005	0,80	0,025	0,015

Tabla.10: Composición química de los diferentes tipos de aceros RAEX empleados como material de partida ^[123-124].

De los distintos tipos de aceros RAEX, se ha seleccionado para el presente trabajo el RAEX450 por tener propiedades mecánicas y químicas buenas e intermedias entre los aceros RAEX400 y RAEX500.

IV.1.b) Preparación de las muestras.

Las dimensiones de las muestras, tanto del acero al boro 30MnB5 como del acero RAEX450, empleadas en los tratamientos térmicos son de 7.44mm de diámetro y 24.5mm de longitud; mientras que las dimensiones de las muestras sometidas a los ensayos de tracción presentan unas dimensiones de 12.6mm de sección inicial, 4mm de diámetro y 19.7mm de longitud, ajustándose a la norma UNE-EN 36011, la cual recomienda probetas de un diámetro máximo de 11mm.

Por otra parte, las muestras del ensayo de nanoindentación, presentan unas dimensiones de 10.47mm de ancho, 55mm de longitud, 10mm de arista, 0,25mm de entalladura y 45° de variación de entalladura.

Las probetas para la determinación de la resistencia al desgaste son cuadradas y analizadas según la norma G99– 95a (Reapproved 2000) Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus. (Figura.11).



Figura.11: Imagen de las probetas de acero al boro 30MnB5 y RAEX450 utilizadas.

En la tabla.11 se resumen las dimensiones de las muestras empleadas en esta investigación para el ensayo tribológico.

TIPO DE PROBETA	LADO (mm)	ANCHO (mm)	PESO (g)	RADIO TRIBOLÓGICO (mm)
ACERO AL BORO	-	2,74	3,210	6,860
ACERO AL BORO (T. Inter crítico)	22,34	2,74	3,210	6,860
ACERO RAEX450	-	7,62	22,7776	6,860
ACERO RAEX450 (T. Inter crítico)	-	7,08	26,20	6,860

Tabla.11: Características físicas de las probetas del ensayo tribológico de ambos aceros objeto de estudio.

IV. 2.- Tratamientos térmicos

Los tratamientos térmicos realizados en esta investigación se han llevado a cabo en una mufla del tipo CARBOLITE modelo ELF-11/148, serie S336RB, de capacidad térmica de calentamiento de 1100°C.

Se han realizado cuatro tipos de tratamientos térmicos:

IV.2.a) Recocido intercrítico.

Es un tratamiento térmico que consiste en calentar la mufla hasta 770°C, por debajo de la temperatura crítica de un recocido convencional. A continuación, se introducen las muestras de acero al boro permaneciendo en la mufla, a esa temperatura, durante 10, 15, 20 y 25 minutos, con posterior enfriamiento rápido o temple en agua (Figura.12).

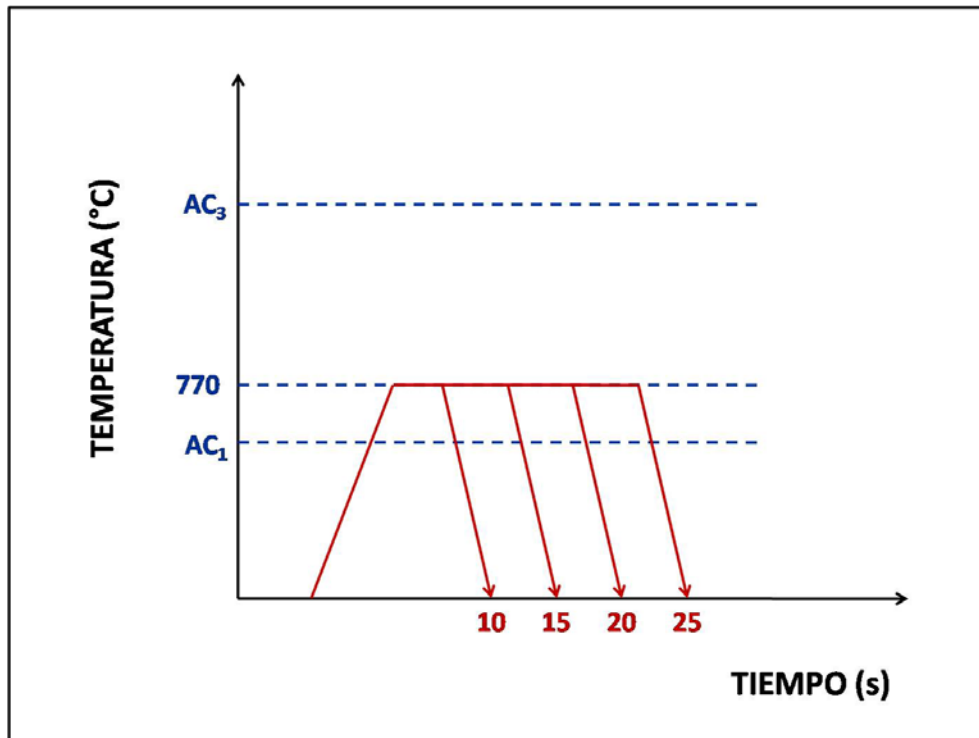


Figura.12: Diagrama en el que se representa el tratamiento de recocido intercrítico del acero 30MnB5 a diferentes tiempos, con posterior temple en agua. AC_1 y AC_3 representa la línea del eutectoide inferior y superior, respectivamente, del diagrama Fe-C.

IV.2.b) Temple

El tratamiento térmico de temple consiste en calentar la mufla hasta 770°C, muy cerca de la temperatura de equilibrio (723°C). A continuación, se introduce la muestra de acero al boro permaneciendo, a esa temperatura, durante 10, 15, 20 y 25 minutos, con posterior enfriamiento rápido o temple en agua.

IV.2.c) Recocido

Es un tratamiento térmico que consiste en calentar la mufla hasta 850°C, que es la temperatura de austenización. A continuación, se introduce la muestra de acero al boro y permanece, a esa temperatura, durante 30 minutos, con posterior enfriamiento lento en horno.

IV. 3.- Caracterización superficial de los aceros

En esta investigación, la observación metalográfica de las muestras tratadas ha sido imprescindible para el buen desarrollo de la misma. Para que ésta sea de calidad, se requiere que la preparación de las muestras sea llevada a cabo de forma meticulosa.

IV.3.a) Preparación metalográfica.

La preparación metalográfica de las probetas de llevó a cabo de forma convencional. En primer lugar, se realiza un desbaste de las probetas empleando papeles con abrasivos resistentes al agua de la marca Buehler, de distintos tamaño de grano, hasta terminar con el P1200, lubricando siempre con agua. Una vez desbastada, ya antes de pasar a la siguiente etapa del proceso, es necesaria una escrupulosa limpieza con agua de la probeta con el fin de no contaminarla.

Para las probetas utilizadas en ensayos de tribología, se pesaron las muestras en una balanza analítica, antes y después de los diferentes tiempos de

ensayos tribológicos, para conocer la cinética del cambio de la masa en función del tiempo. Para la realización de esta medida, las muestras se lavaron con alcohol en baño de ultrasonidos, con el fin de eliminar los depósitos de algunos productos solubles formados en la superficie de la probeta y después se limpiaron con isopropanol, secándose posteriormente en corriente de aire caliente, y siempre guardadas desecador.

A continuación, tras la etapa de desbaste, se lleva a cabo el pulido de las probetas. Esta etapa tiene por finalidad eliminar las líneas producidas por el último papel abrasivo de desbaste. Se llevó a cabo en una pulidora automática de la marca MATASERV 2000, con un paño para pulido impregnado en alúmina α de 0.3 micras, en agua. Las probetas se ponen en contacto con el paño húmedo y la alúmina actúa eliminando las líneas del desbaste, dejando la superficie totalmente lisa y pulida. A medida que la pulidora gira, la muestra debe girarse suavemente en sentido contrario para obtener un pulido homogéneo y conseguir así, una superficie con aspecto especular. Con el fin de conseguir un pulido de mayor calidad, se realiza un pulido final con Masterpolish de la marca Buehler, en agua. Con el fin de evitar la oxidación de la muestra, una vez finalizada la operación de pulido, se pulveriza sobre la probeta etanol y, a continuación, se seca con aire caliente y se guardan en un desecador.

Por último, para el caso de la microscopia óptica convencional y la microscopia electrónica de barrido, con el fin de revelar la microestructura del acero conseguida en las probetas de partida y de las probetas con diferentes tratamientos térmicos, se requiere de un ataque químico. Para ello se emplea como reactivo Nital al 4%, con un tiempo de actuación de unos 20 segundos, con posterior lavado en agua, pulverizado con etanol y secado de la probeta como se describió anteriormente.

IV.3.b) Observación metalográfica y difracción de Rayos-X.

Los estudios de caracterización estructurales llevados a cabo en esta investigación han sido la microscopia óptica, la microscopia electrónica de barrido, la microscopia electrónica de transmisión y la difracción de Rayos-X.

La microscopia óptica convencional se utiliza para evaluar el estado de la superficie de las probetas una vez preparadas, como se ha indicado anteriormente. Además, sirve como primera aproximación a la observación de la microestructura de partida, la de los aceros al boro y aceros RAEX conseguidas tras el tratamiento térmico de recocido intercrítico y para visualizar la huella de desgaste tribológico y la huella de dureza.

Para llevar a cabo la microscopia óptica convencional de los aceros al boro, 30MnB5 y RAEX450, hemos utilizado un microscopio óptico Reichert MEF4 A/M con cámara digital acoplada Canon IXUS 575 de 7.1 megapíxeles.

La microscopia electrónica de barrido se realizó en el Centro Nacional de Microscopia Electrónica de la Universidad Complutense de Madrid, con un microscopio JEOL JSM-6400, operado a 20KeV, el cual lleva incorporado un sistema Oxford Link Pentafet6506 de análisis de energías dispersivas de rayos-X (EDX) y un detector de electrones retrodispersados (EDS). Para poder llevar a cabo la observación metalográfica, se realizó la deposición de una capa muy fina de oro.

En el caso de la microscopia electrónica de transmisión, fue necesaria una posterior etapa tras el desbaste y pulido de las probetas. La etapa de adelgazamiento de la muestra, llegando a un espesor de 1 μ m. Con la muestra adelgazada, se realizó un pulido electrónico con la pulidora automática modelo LectroPol-5, controlada por microprocesador, aplicando 2 A y 40V, a lo largo de 12s, con una temperatura de 22°C. Con la muestra electro-pulida, se realizó una limpieza por plasma Fischione, modelo.1020, durante 5 minutos. La microscopia electrónica de transmisión se efectuó con dos equipos: un equipo JEOL 2000-

FX equipado con un hardware Oxford Link, para microanálisis EDX y operando a 200 KV, y con un equipo JEOL 2100-HT, equipado con un hardware Oxford Link, para microanálisis EDX y operado a 400KV (Figura.13).

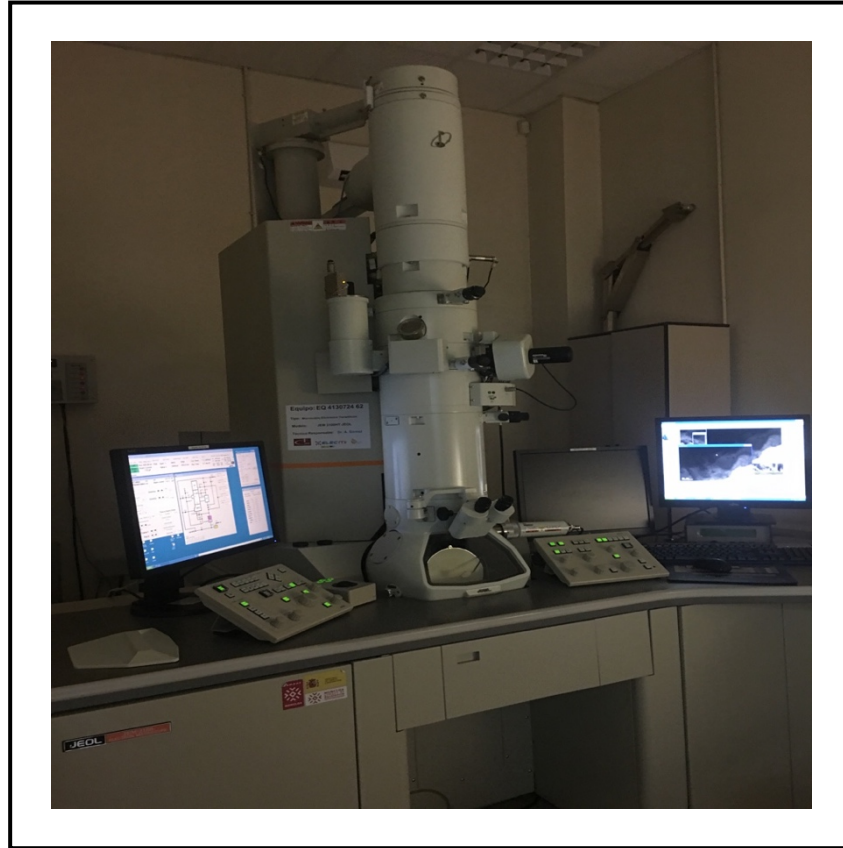


Figura.13: Imagen del microscopio electrónico de transmisión utilizado.

Para la difracción de Rayos-X se empleó un difractómetro modelo PHILIPS X'PERT, con $K\alpha$ del Cu(0,15405nm), con un voltaje de 45kV, una intensidad de corriente de 40mA y un radio de incidencia de 320, a partir de un proceso Cis-Extres. Esto permitió la obtención de difracción bajo incidencia normal menor 90° , que proporcionó información sobre las fases de ferrita y martensita del acero al boro.

IV. 4.- Ensayos fractrográmicos

IV.4.a) Ensayo de tracción.

El ensayo de tracción se llevó a cabo en un equipo SERVOSIS ME10KN con sistema operativo PCD2K. Con este ensayo se han obtenido algunas propiedades mecánicas, tales como, el módulo de elasticidad, el límite elástico, la resistencia mecánica, la carga de rotura, el alargamiento y estricción de nuestros aceros objeto de estudio.

Para ello se sujetó la probeta con unas mordazas (fabricadas específicamente para este experimento) y, a continuación, se procedió a aumentar la carga con una velocidad controlada hasta una carga de 10MPa/S, registrando los valores de carga y deformación producidos.

IV.4.b) Ensayo de dureza Vickers.

Para la determinación de la dureza Vickers se utilizó un durómetro Vicker AKASHI AVK-All de carga máxima de 50kg.

Para ello, se colocó cada probeta, tanto la del acero al boro de partida como las probetas con los diferentes tratamientos térmicos, sobre la pletina. A continuación, se aproximó el penetrador de punta de diamante y se le aplicó una carga de 30kg, con un tiempo de penetración de 20 segundos.

IV.4.c) Ensayo de microdureza Vickers.

Con el fin de una determinación precisa y clara de las fases micrográficas obtenidas durante los tratamientos térmicos, se llevó a cabo el ensayo de microdureza Vickers.

Para ello se utilizó un microdurómetro Vickers FUTURE-TECH de modelo FM-700, de carga que variable de 10g a 100g, que permite seleccionar de forma localizada la zona en la que se quiere determinar la huella.

La norma seguida para longitudes de diagonales de huella de entre 0.020mm y 1.400mm, ha sido la UNE-EN ISO 6507-1:2006. Para tornar los datos más fiables y precisos, hicimos una repetitividad y reproductibilidad de los datos de las durezas con 15 medidas por cada muestra, tanto del acero al boro y como del acero RAEX450.

IV.4.d) Ensayo de dureza Rockwell C

La determinación de la dureza Rockwell C se realizó en un durómetro universal OFFICINE GALILEO, MODELO A200 de carga máxima 185Kg y empleando un penetrador de punta de diamante.

Para ello, se colocaron las probetas de acero al boro y de acero RAEX450, con los diferentes tratamientos térmicos, sobre la pletina. A continuación, se aproximó al penetrador de punta de diamante y se le aplicó una carga de 150kg, con un tiempo de penetración de 20 segundos.

Los datos obtenidos son una media aritmética de 5 medidas por pieza ensayada. En este caso, la norma seguida ha sido la UNE-EN ISO 6508-1:2007.

IV. 5.- Ensayos tribológicos

Antes de empezar con los ensayos tribológicos, las probetas fueron sometidas a los procesos de desbaste en un papel abrasivo de 320, 400, y 600 granos por pulgada cuadrada, como recomienda la norma, con el fin de obtener una superficie libre de rugosidad, que pudiera influir en los resultados.

El ensayo se llevó a cabo, mediante un tribómetro CENT UMT Multi-Specium Test System- Pin-on-Disk, tomando como referencia lo descrito en norma G 99 – 95ª: 200058.

Este proceso consistió en someter las probetas de acero al boro, tratado intercríticamente y las de acero RAEX450 (una de partida y otra tratada intercríticamente, a un contacto físico y rotacional con un bola de carburo de wolframio de carga fija que se mueve a una velocidad variable a lo largo de un intervalo de tiempo; a continuación, se analiza el índice de desgaste de las probetas y el nivel de pérdida o aumento de volumen de las mismas.

IV. 6.- Método estadístico

Para la estimación del grado de satisfacción e implementación del proyecto de investigación, es importante y necesario el uso de datos estadísticos, como forma de fiabilizar, de manera cualitativa y cuantitativa la información.

V. RESULTADOS

V. 1.- Estudio Metalográfico

Como ya se ha comentado en la técnica experimental, la preparación del acero para su posterior observación microestructural supone un proceso de desbaste, pulido y ataque de la superficie.

La microestructura va a permitir determinar qué tipo de material es, las fases microconstituyentes del mismo, el tipo de grano y los límites de grano que presenta, así como, los defectos del mismo.

Para los aceros al boro objeto de estudio en esta investigación, su microestructura nos permitirá, además, deducir sus características mecánicas.

V.1.1. Caracterización microestructural.

V.1.1.a) Microscopia óptica y microscopia electrónica de barrido del acero al boro 30MnB5 de recepción.

La micrografía del acero al boro de recepción, 30MnB5, sin tratamiento térmico, obtenida por microscopia óptica, presenta una microestructura de carburos de hierro globulizados, distribuidos de forma irregular en una matriz ferrítica de granos alargados. Las colonias de estos carburos están alineadas en la dirección de la conformación plástica. Así mismo, se dibujan los límites de grano de la ferrita.

En la micrografía del acero al boro de recepción, 30MnB5, sin tratamiento térmico, obtenida por microscopia electrónica de barrido, se observa una microestructura de carburos de hierro de forma globular, distribuidos en una matriz ferrítica (figura.13).

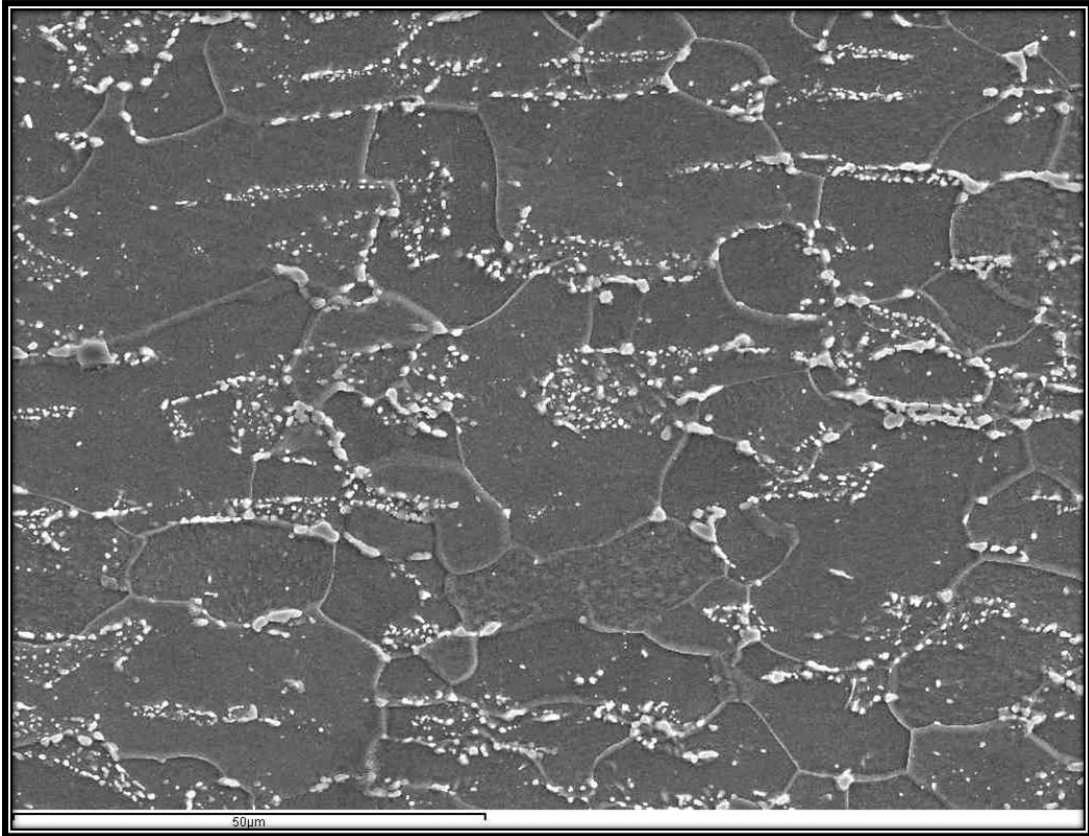


Figura.13: Micrografía, obtenida por microscopía electrónica de barrido, de la microestructura del acero al boro 30MnB5 de partida, donde se observan los carburos de hierro globulares (zona clara) en una matriz ferrítica (zona oscura).

En la figura.13, se observa cómo el tamaño de grano es bastante irregular. Los carburos del hierro en el acero de recepción, están alineados en hileras, en la dirección de la conformación plástica, parcialmente globulizados en una matriz de cristales alargados de ferrita en la misma dirección.

V.1.1.b) Microscopía óptica y electrónica de barrido del acero RAEX450 de recepción.

El acero RAEX450, en estado de recepción, presenta una estructura derivada de los tratamientos térmicos realizados directamente por la empresa comercial suministradora. Las barras de este acero de partida, dado el tratamiento térmico industrial convencional aplicado a este tipo de acero, vienen con unas propiedades mecánicas derivadas del mismo.

Este tratamiento térmico aplicado consistió en un calentamiento del acero en horno a 900°C, durante 30 minutos y posterior temple en agua. A continuación, se le realizó un revenido a 500°C durante 2 horas.

En la microestructura del acero RAEX450, obtenida por microscopía óptica, se observa la presencia de agujas de martensita revenida, distribuidas por toda la superficie de la probeta.

Por otra parte, en la micrografía del acero RAEX450 de recepción, obtenida por microscopía electrónica de barrido, se observan nítidamente las agujas de martensita revenida distribuidas de forma homogénea en toda la superficie de la muestra. Estas agujas de martensita son consecuencia del tratamiento térmico de temple y revenido aplicado al acero RAEX450, por la empresa suministradora (figura.14).

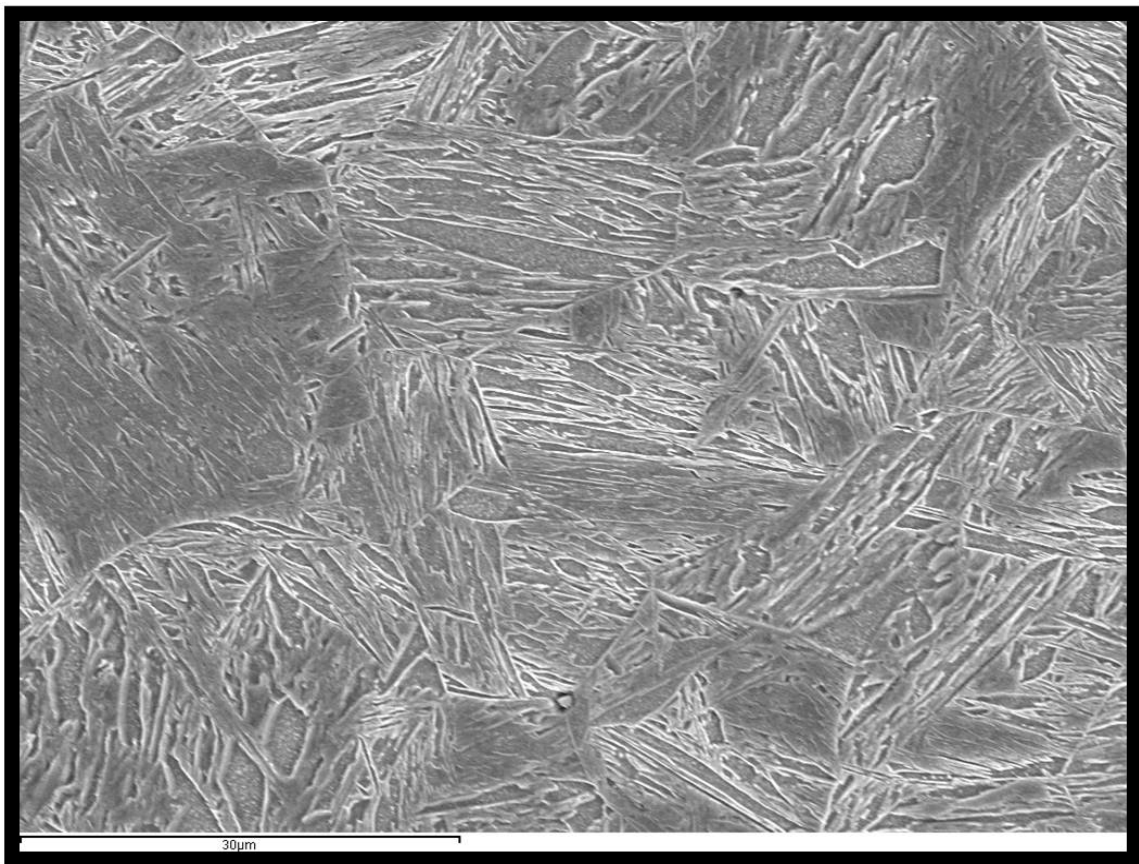


Figura.14: Micrografía, obtenida por microscopía electrónica de barrido, de la microestructura del acero RAEX450 de partida, donde se observa martensita revenida.

V.1.1.c) Microscopia óptica y microscopia electrónica de barrido del acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente.

El temple convencional es, normalmente, uno de los tratamientos térmicos más usados en los aceros. Esto se debe a que permite obtener una distribución homogénea de la temperatura en todos los puntos de la pieza de acero objeto de estudio.

En este trabajo de investigación, se ha utilizado un acero al boro 30MnB5, con una cantidad de Mn significativa y le hemos realizado un tratamiento térmico de recocido intercrítico. El tratamiento propuesto en esta investigación es calentar a 770°C durante 10, 15, 20 y 25 minutos, sucesivamente, con posterior temple en agua. Por ser un temple en agua, la velocidad de enfriamiento es muy severa, favoreciendo un rápido cambio de la estructura a martensita y ferrita.

Esquemáticamente se puede representar, el porcentaje de cada fase formada a lo largo del temple, tal y como se muestra en la figura.15.

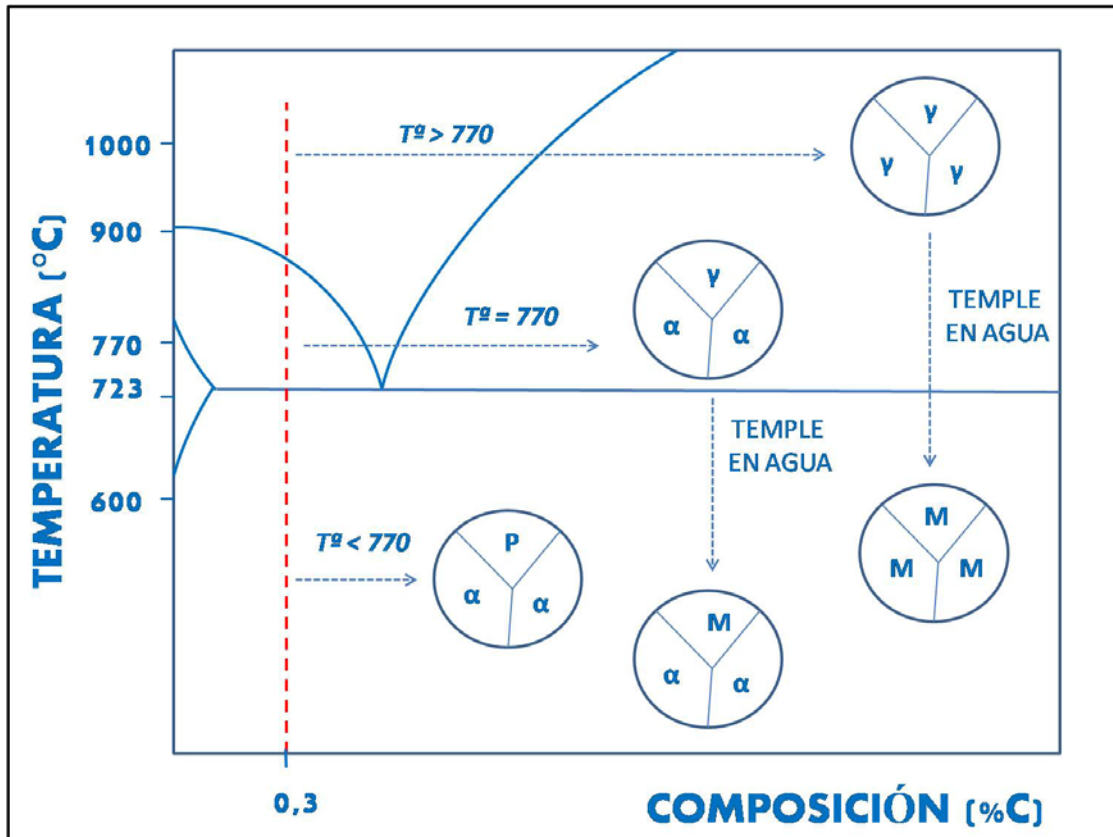


Figura.15: Representación esquemática de la transformación de fases del acero 30MnB5 con el tratamiento de recocido intercrítico y posterior temple en agua frente a un tratamiento convencional de temple en agua. En este esquema: P, representa perlita; α , representa ferrita; γ , representa austenita; M, representa martensita.

Esta es una propuesta clara y fiable para la sustitución del tratamiento clásico del temple a 900°C y revenido a 500°C, que tenía un tiempo de calentamiento total, de casi, 120 minutos. Para ello, las muestras de acero al boro 30MnB5 se calentaron a la temperatura de 770°C y se mantuvieron a distintos tiempos: 10, 15, 20 y 25 minutos, respectivamente. En definitiva, se ha logrado disminuir el tiempo de calentamiento para un máximo de 25 minutos, ahorrando unos 95 minutos en el calentamiento del acero.

V.1.1.c.1) Acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente, a 770°C de temperatura durante 10 minutos.

Al calentar un acero al boro hipoeutectoide, a 770°C durante 10 minutos, el

proceso de transformación de su estructura ferrita+perlita, no es completo; es decir, no hay las condiciones suficientes para que ocurra una transformación completa de la estructura a austenita. De hecho, sólo la parte perlítica de la estructura original pasará a austenita. Esta austenita de la parte perlítica será la que, al templar, sufrirá una transformación a martensita [86].

En esta investigación nos situamos a 770°C, es decir, 47°C por encima de la temperatura de transformación eutécticoide ($T_{\text{eutecticoide}}^a = 723^\circ\text{C}$). Al permanecer un tiempo de calentamiento de 10 minutos, no se obtiene una austenización completa del acero, lo que hace que la estructura obtenida esté formada por lagunas de ferrita y austenita. Al templar en agua, sólo la austenita transformará a martensita, y obtendremos una estructura dual de martensita y ferrita.

En la micrografía de la figura.16, obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, se observa la estructura dual mencionada. Además, se puede ver, por la cantidad de martensita obtenida en el temple en agua, que la transformación a austenita fue de, aproximadamente, un 43%.

Según los análisis realizados con el programa "Imagen J", al tener poco tiempo de calentamiento y una temperatura de 770°C, esto es, 47°C por encima de la temperatura de transformación eutécticoide, este acero se ha austenizado parcialmente, manteniendo una cantidad de ferrita en su microestructura que, al templar, permanece invariable.

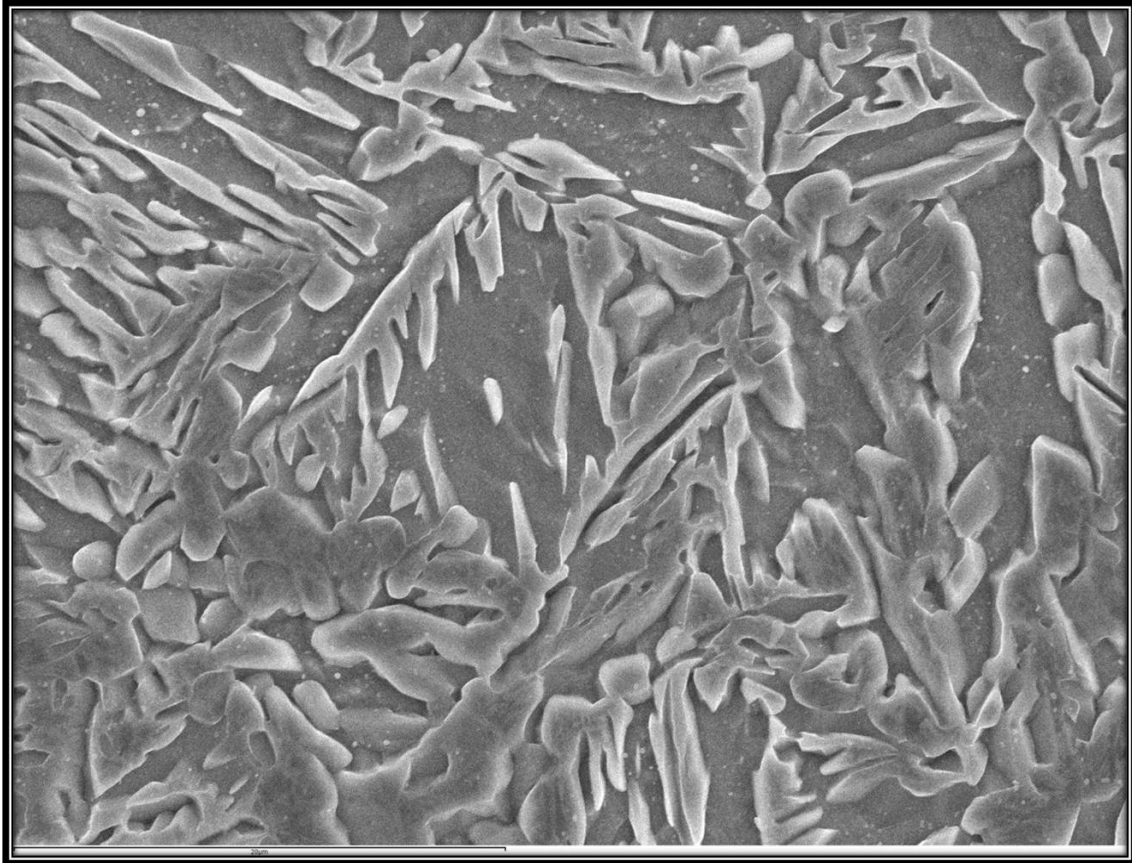


Figura.16: Micrografía, obtenida por M.E.B., del acero al boro 30MnB5 tratado a 770°C durante 10 minutos.

V.1.1.c.2) Acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente, a 770°C de temperatura durante 15 minutos.

El aumento del tiempo de calentamiento, de 10 a 15 minutos, permite que la estructura del acero al boro de partida cambie, aumentando la cantidad de estructura austenizada y, al templar en agua, una parte significativa de la probeta se transforme en martensita. Por lo tanto, este tratamiento algo más prolongado permite la aparición de una estructura dual con más cantidad de martensita.

La figura.17 muestra la micrografía, obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, del acero al boro con un tratamiento más prolongado, de 15 minutos. En ella se observa una mayor presencia de colonias de martensita, de distintos tamaños y distribuida de forma homogénea en toda la superficie de la probeta.

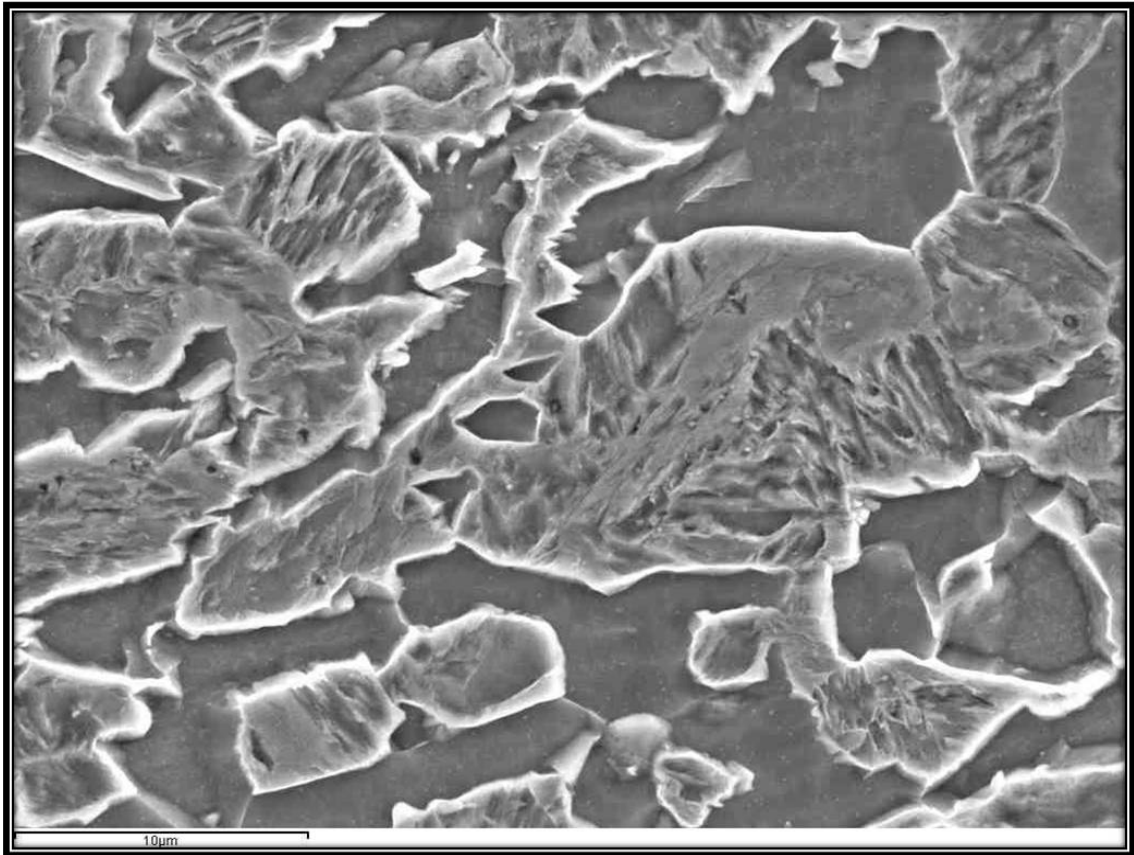


Figura.17: Micrografía, obtenida por M.E.B., del acero al boro 30MnB5 tratado a 770°C durante 15 minutos.

V.1.1.c.3) Acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente, a 770°C de temperatura durante 20 minutos.

En teoría, el aumento del tiempo de calentamiento del acero al boro 30MnB5, tratado intercríticamente a 770°C, durante 20 minutos, permite una mayor austenización de la estructura de partida que, al templar en agua, dará lugar a la formación de martensita, en grandes porcentajes.

Para un acero como éste, que posee gran templabilidad, un pequeño incremento de tiempo de calentamiento favorece, significativamente, la formación de austenita, facilitando la formación de gran cantidad de martensita.

En la figura.18, obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, se observa el aumento de la cantidad de martensita en la estructura dual obtenida.

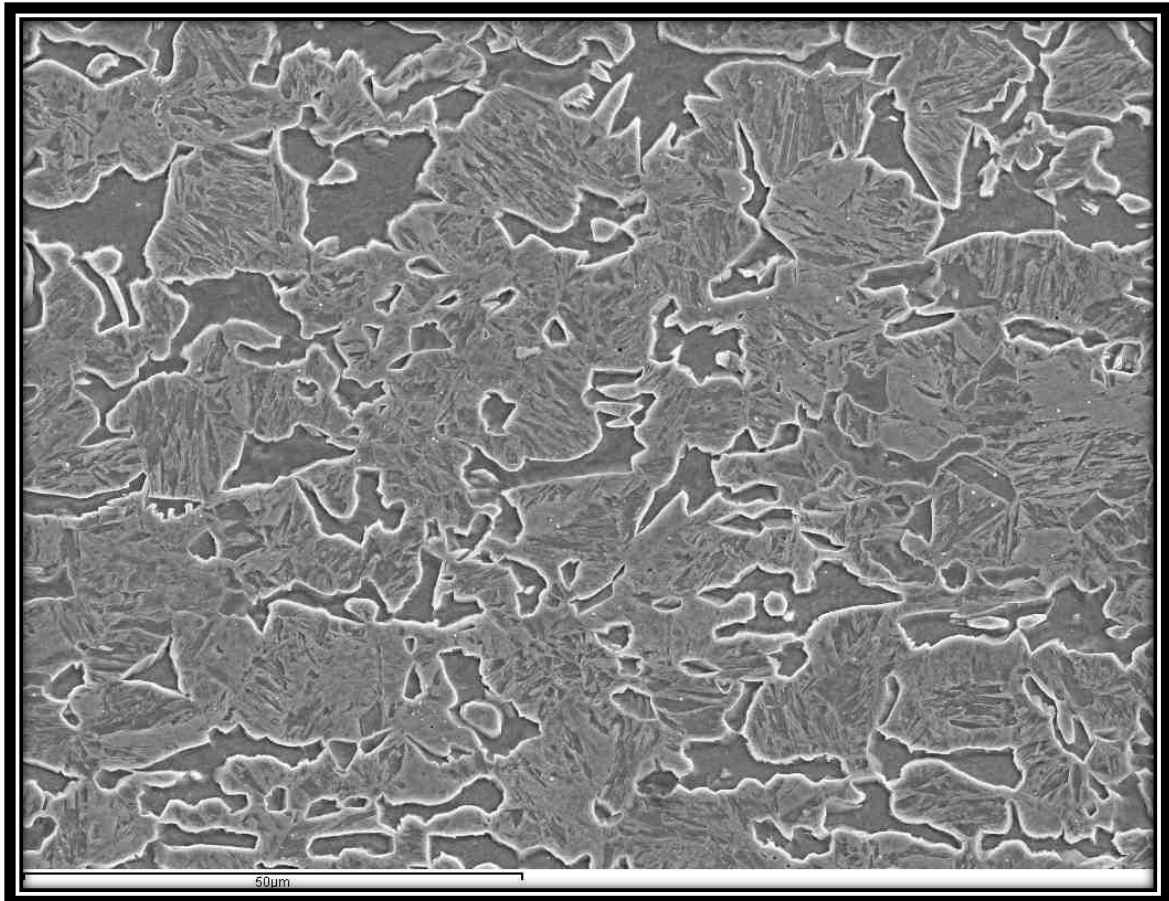


Figura.18: Micrografía, obtenida por M.E.B., del acero al boro 30MnB5 tratado a 770°C durante 20 minutos.

Sin lugar a dudas, con un calentamiento de 20 minutos la microestructura obtenida presenta una mayor cantidad de martensita, comparado con el mismo acero al boro 30MnB5, tratado intercríticamente, a 10 y 15 minutos de calentamiento.

V.1.2. Estudio y caracterización porcentual de la estructura dual.

En esta investigación, con el tratamiento térmico realizado al acero al boro 30MnB5, a una temperatura de 770°C y diferentes tiempos de calentamiento, se ha logrado obtener un acero dual formado por lagunas de ferrita y martensita, en porcentajes relativos diferentes, en función de dicho tiempo.

Con la ayuda del programa “Imagen J”, se llevó a cabo un estudio cuantitativo de la martensita formada en el acero, a los diferentes tiempos de tratamiento; los datos se han recogido en la tabla.12.

TIEMPO DE TRATAMIENTO (min)	% MARTENSITA
10	43
15	68
20	78

Tabla.12: Porcentaje de martensita obtenida en el acero al boro 30MnB5, tratado térmicamente a 770°C y templado en agua, en función del tiempo de calentamiento.

A la vista de estos resultados, se observa claramente un aumento en la evolución del porcentaje de martensita en la estructura dual con el tiempo de calentamiento a 770°C. Esto se traduce en un ahorro gradual del parámetro tiempo, idóneo para competir, probablemente, con el acero RAEX 450.

Por otra parte, también se ha podido comprobar en esta investigación que, para tiempo de calentamiento de 15 minutos, el ahorro de tiempo de calentamiento del acero al boro y energético del procedimiento, supone una reducción considerable en el impacto medioambiental, por lo que dicha propuesta presenta un valor añadido desde el punto de vista ecológico; sin olvidar que, además, en estas condiciones propuestas de 15 minutos de calentamiento, el acero al boro 30MnB5 presenta propiedades mecánicas iguales, e incluso mejores, que las propiedades mecánicas del acero RAEX450.

V.1.3. Ensayos con lupa confocal.

Cuando se observa con una lupa confocal una huella de dureza Rockwell C, hecha sobre la superficie del acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente a 770°C de temperatura durante 15 minutos y templado en agua, frente a la realizada sobre un acero RAEX450 con un tratamiento de temple y revenido convencional, se aprecia una menor profundidad de penetración del cono en el acero al boro 30MnB5 tratado como se ha descrito (figura.19).



Figura.19: Profundidad de las huellas de dureza Rockwell C realizada en los dos tipos de aceros al boro.

Esta diferencia en la profundidad de penetración del cono para realizar la prueba de dureza Rockwell C puede estimarse numéricamente (tabla.13).

TIPO DE ACERO	DISTANCIA (μm)	PUNTO MÁS LEJANO ($X/\mu\text{m}$)	PUNTO MÁS CERCANO ($Y/\mu\text{m}$)	ÁNGULO ($^\circ$)
30MnB5	132.880	601.479	-120.275	89.082
RAEX450	134.946	510.994	-121.534	89.014

Tabla.13: Variación de la profundidad de penetración del ensayo de dureza Rockwell C realizada en los dos tipos de acero al boro.

V.1.4. Microscopia electrónica de transmisión.

Como veremos más adelante, los resultados de los ensayos mecánicos obtenidos han revelado diferencias significativas en relación al comportamiento mecánico, dentro de las colonias de martensita, de la misma pieza de acero.

Al tener durezas distintas en la misma laguna de martensita, se recurrió a la microscopia electrónica de transmisión, con el fin de averiguar, con precisión, que está ocurriendo dentro de dicha estructura martensítica del acero.

En la figura.20 se muestra la microestructura dual de un acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente a 770°C de temperatura durante 15 minutos y templado en agua, realizada con un microscopio electrónico de transmisión JEOL 2000-FX equipado con un hardware Oxford Link, para microanálisis EDX y operando a 200 KV. En dicha microestructura se observa que está compuesta por ferrita y lagunas de martensita, así como la presencia de óxidos de titanio (Ti_2O_3) con morfología cristalina en las intercaras de la estructura dual.

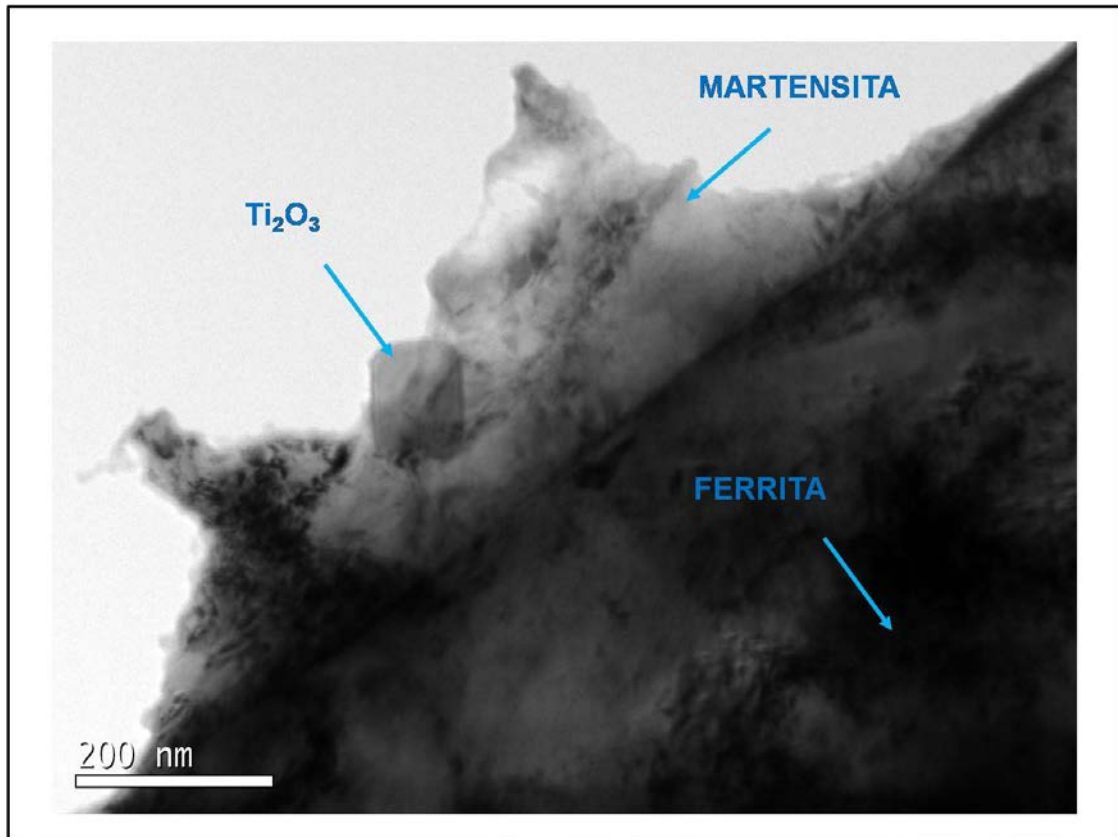


Figura.20: Micrografía, obtenida mediante microscopía electrónica de transmisión de la estructura dual de un acero al boro 30MnB5 tratado intercriticamente a 770°C de temperatura durante 15 minutos y templado en agua,

Así mismo, se llevó a cabo la observación de la estructura dual del mismo acero con un microscopio electrónico de transmisión JEOL 2100-HT, equipado con un hardware Oxford Link, para microanálisis EDX y operado a 400KV, de mayor resolución. Al observar la micrografía obtenida se observan un mayor número de cristales de Ti_2O_3 , que se forman en las intercaras de ferrita-martensita, y no se observan los boruros de hierro (FeB y Fe_2B_3), que cabrían esperarse (figura.21).

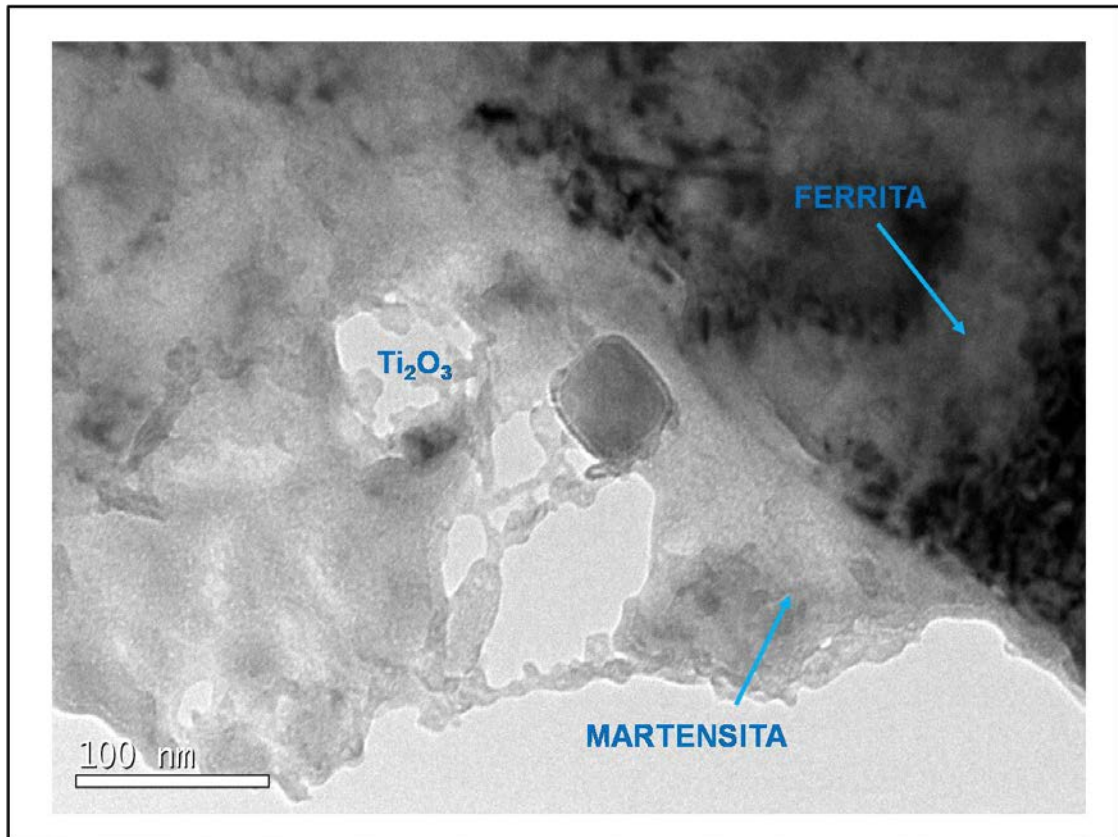


Figura.21: Micrografía, obtenida mediante microscopía electrónica de transmisión, a mayor resolución, de la estructura dual de un acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente a 770°C de temperatura durante 15 minutos y templado en agua.

A la vista de los resultados obtenidos con la microscopía electrónica de transmisión se ha comprobado que esta técnica no permite observar la acción y localización del boro presente en la estructura dual.

La importancia de conocer la localización de este boro se debe a que, es la acción del boro, la causante de la alta templabilidad de estos aceros. Ante la imposibilidad de localización del boro mediante esta técnica, recurrimos a la técnica de difracción de los rayos X.

V. 2.- Estudio de las Propiedades Mecánicas

Las propiedades mecánicas de un acero, nos ayudan a comprender como se comportan estos materiales cuando son sometidos a distintas aplicaciones concretas. Para eso, en esta investigación se han realizado diferentes tipos de ensayos de las propiedades mecánicas, como son, los ensayos de dureza y microdureza, que permiten conocer la resistencia del material a la penetración; los ensayos de tracción, que permiten averiguar un amplio rango de características mecánicas: el alargamiento, la resistencia mecánica, el módulo de elasticidad, la tensión y deformación; ensayos de nanoindentación, que permiten describir con precisión las variaciones de dureza en las lagunas de ferrita y martensita, así como analizar y comparar el comportamiento mecánico nanodimensional frente a las propiedades de las estructuras.

V.2.1. Ensayos de dureza y microdureza.

Los estudios de la mecánica de superficie de los materiales metálicos son fundamentales para el conocer la resistencia a los impactos, penetración y rigidez de los mismos. Los ensayos de dureza y microdureza realizados en probetas del acero al boro (30MnB5), con diferentes tiempos de tratamiento térmico, proporcionan información sobre las propiedades mecánicas y facilita el estudio comparativo sobre cómo se comporta la estructura dual (martensita-ferrita), en función del tiempo de calentamiento.

Normalmente, la dureza de un material se puede estudiar aplicando la punta de un indentador sobre la superficie del acero. El tamaño de la huella formada depende del nivel de la resistencia a la penetración que el acero posee. En la figura.22 se muestran dos huellas de microdureza formadas que, dada su dimensión reducida, está indicando la enorme dureza del material. Para nuestro acero al boro 30MnB5 que presenta una estructura dual, formado por ferrita y martensita, claramente se observa que la huella de microdureza fue aplicada en una colonia de martensita.

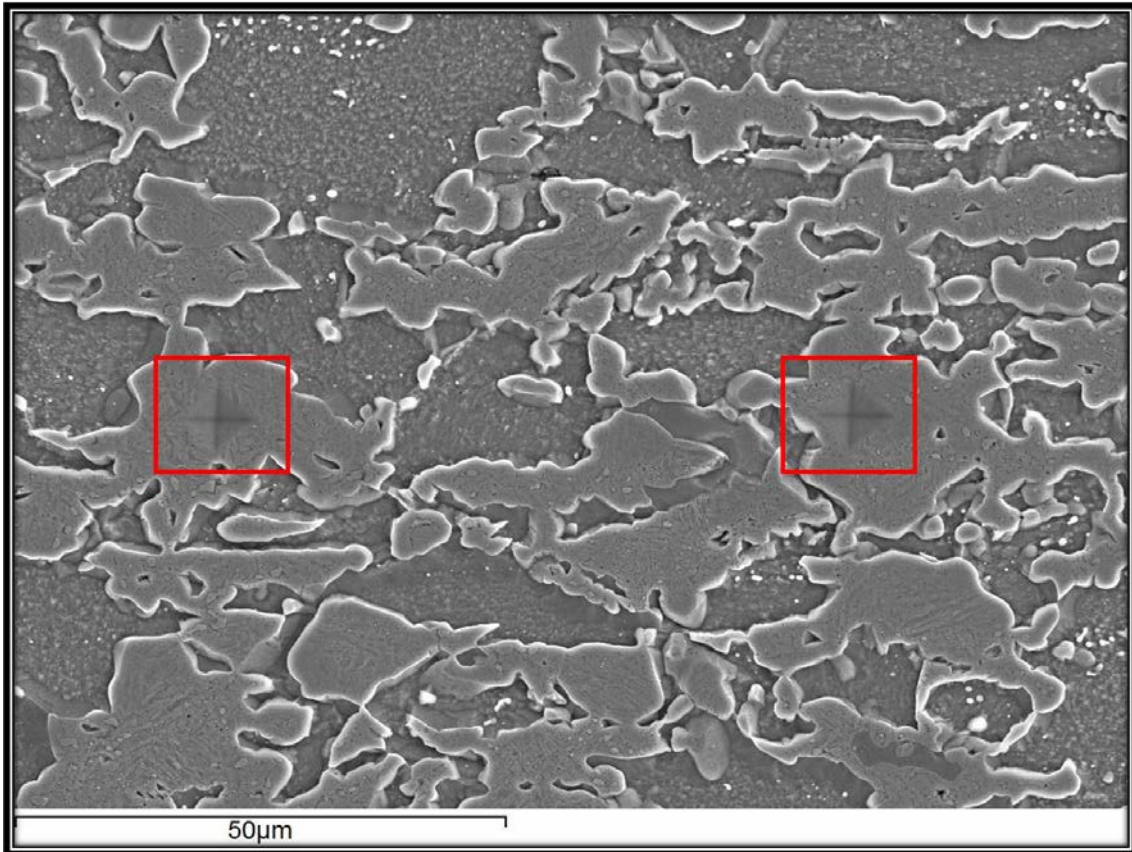


Figura.22: Micrografía, obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, en la que se observan las huellas de microdureza aplicadas sobre las colonias de martensita de la estructura dual de un acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente a 770°C de temperatura, durante 15 minutos y templado en agua.

Comparativamente, en la figura.23, se observa una huella de microdureza de mayor tamaño. Eso significa, que la huella se encuentra en una laguna de ferrita que es, mecánicamente, más blanda que la laguna de martensita que es, dúctil y frágil. Las diferencias del tamaño de las huellas se deben a diferencias de durezas de cada constituyente de la microestructura del acero.

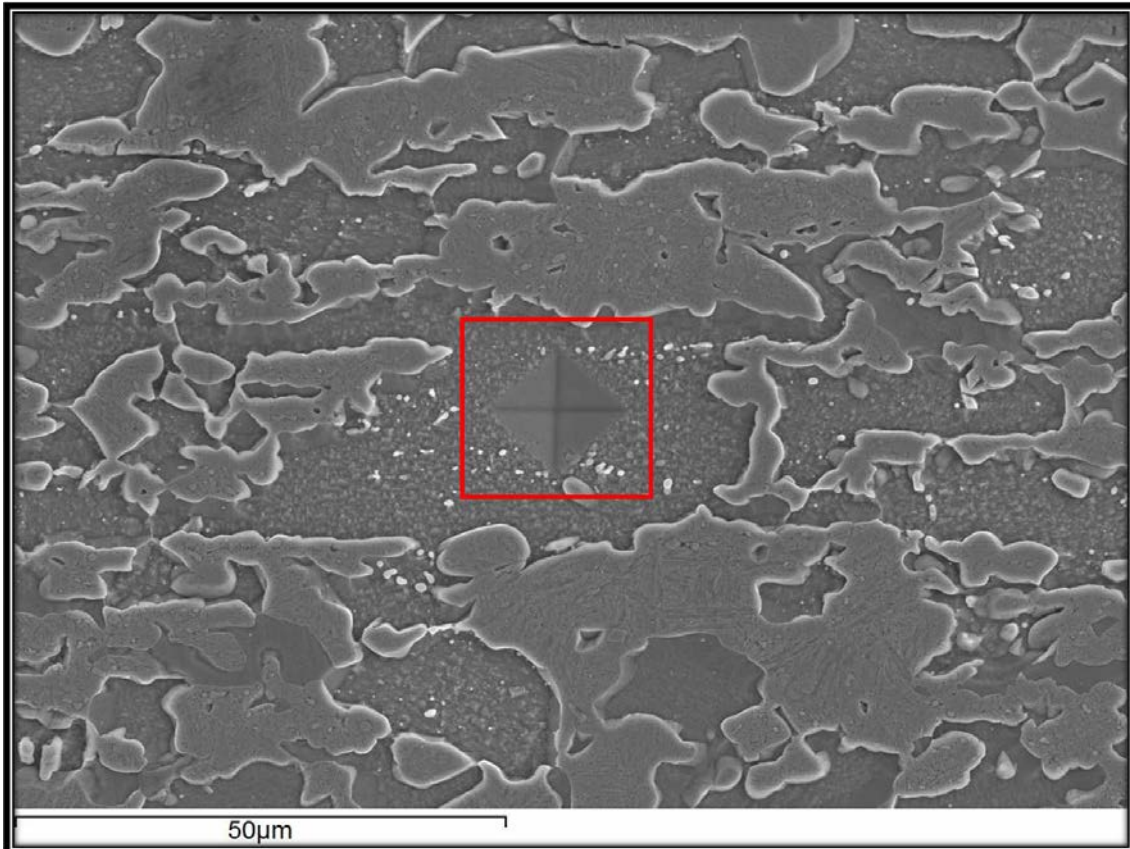


Figura.23: Micrografía, obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, en la que se observan las huellas de microdureza aplicadas sobre las colonias de ferrita de la estructura dual de un acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente a 770°C de temperatura, durante 15 minutos y templado en agua.

La dureza de un material es muy importante a la hora de decidir la aplicación concreta del mismo. Los tratamientos térmicos a los que se someten a los materiales son, principalmente, para obtener la microestructura del acero y, como consecuencia, su dureza, resistencia mecánica y resistencia al desgaste.

En la figura.24, se observa la diferencia del tamaño de la huella de microdureza realizada en una laguna de ferrita frente a la realizada en una colonia de martensita. Esta diferencia de tamaño de las huellas se debe a la capacidad y disparidad plástica que hay entre la laguna de ferrita y las colonias de martensita. Queda constancia, con el tamaño de dichas huellas, que la martensita es más dura que la ferrita.

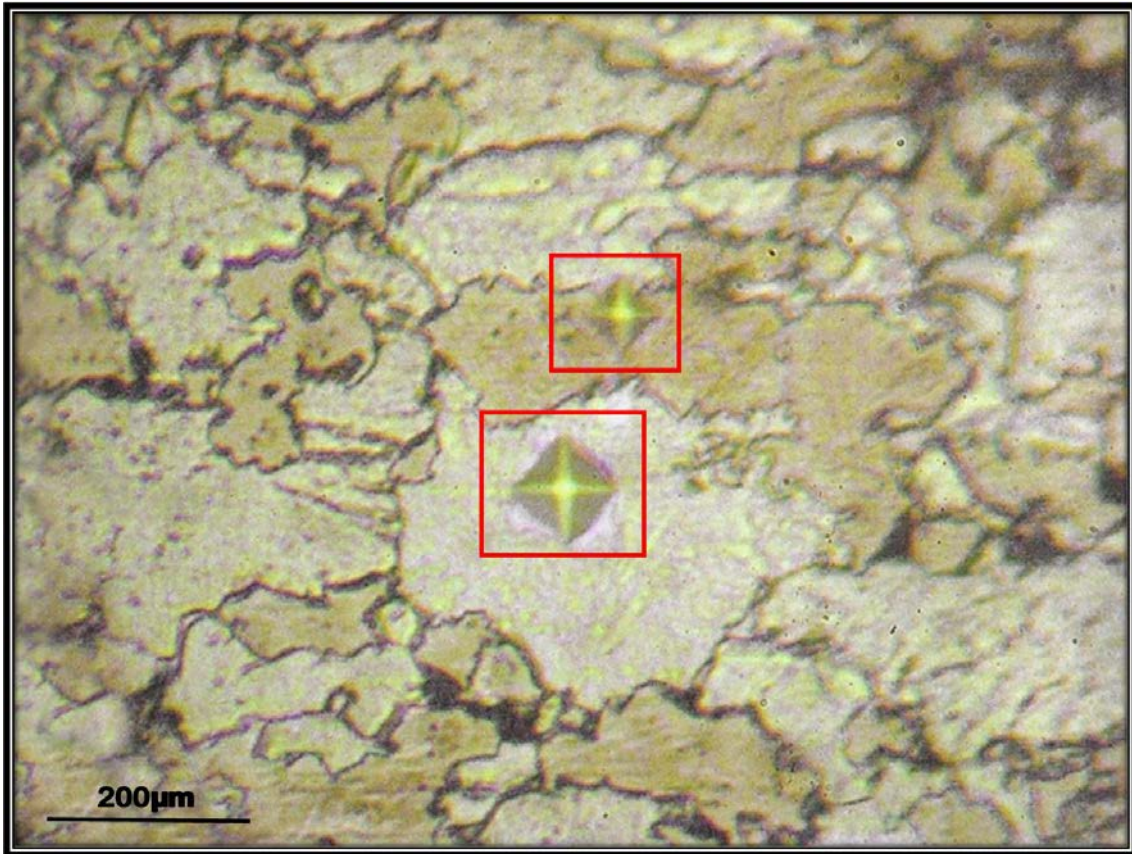


Figura.24: Micrografía, obtenida mediante microscopía óptica, en la que se observan las huellas de microdureza aplicadas sobre las colonias de ferrita y de martensita en la estructura dual de un acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente a 770°C de temperatura, durante 15 minutos y templado en agua.

Esta variación de la dureza en las colonias de martensita y de ferrita en el mismo acero al boro 30MnB5, tratado intercríticamente a 770°C de temperatura, durante 15 minutos y templado en agua, reveló que la cantidad de la martensita y ferrita formada en un acero dual no siempre es homogénea en toda la estructura del material y, en consecuencia, tampoco lo es la dureza de éstas. En la tabla.14 se muestran los valores de las durezas obtenidos en las fases de martensita y ferrita del acero al boro 30MnB5, tratado intercríticamente a 770°C de temperatura, a distintos tiempos, y templado en agua.

TIEMPO (min)	DUREZA (HV) MARTENSITA	DUREZA (HV) FERRITA
10	450	101
15	670	159
20	663	151
25	665	155

Tabla.14: Variación de las durezas de las fases ferrítica y martensítica del acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente a 770°C de temperatura, a distintos tiempos, y templado en agua.

En la figura.25 se han representado los valores de la tabla anterior. En ella se muestra una prueba que demuestra la heterogeneidad de la dureza de la martensita y ferrita en el mismo acero 30MnB5, tratado intercríticamente a 770°C de temperatura, a distintos tiempos, y templado en agua. Así mismo, se observa que a los 15 minutos de calentamiento, se consigue el valor máximo para la dureza del acero al boro 30MnB5 tratado como se ha descrito; sin embargo, a medida que superamos ese tiempo, la tendencia de la dureza es a disminuir hasta un punto donde se estabiliza. Esta estabilización de la dureza ocurre porque llega un punto donde el acero ya no se transforma en austenita, es decir, ya no hay aumento de la austenita que, al templar en agua, se transforme a martensita, que una estructura metaestable, dúctil y frágil.

Por lo tanto, a la vista de estos resultados, se puede concluir que el tiempo óptimo para llevar a cabo el tratamiento térmico propuesto son 15 minutos.

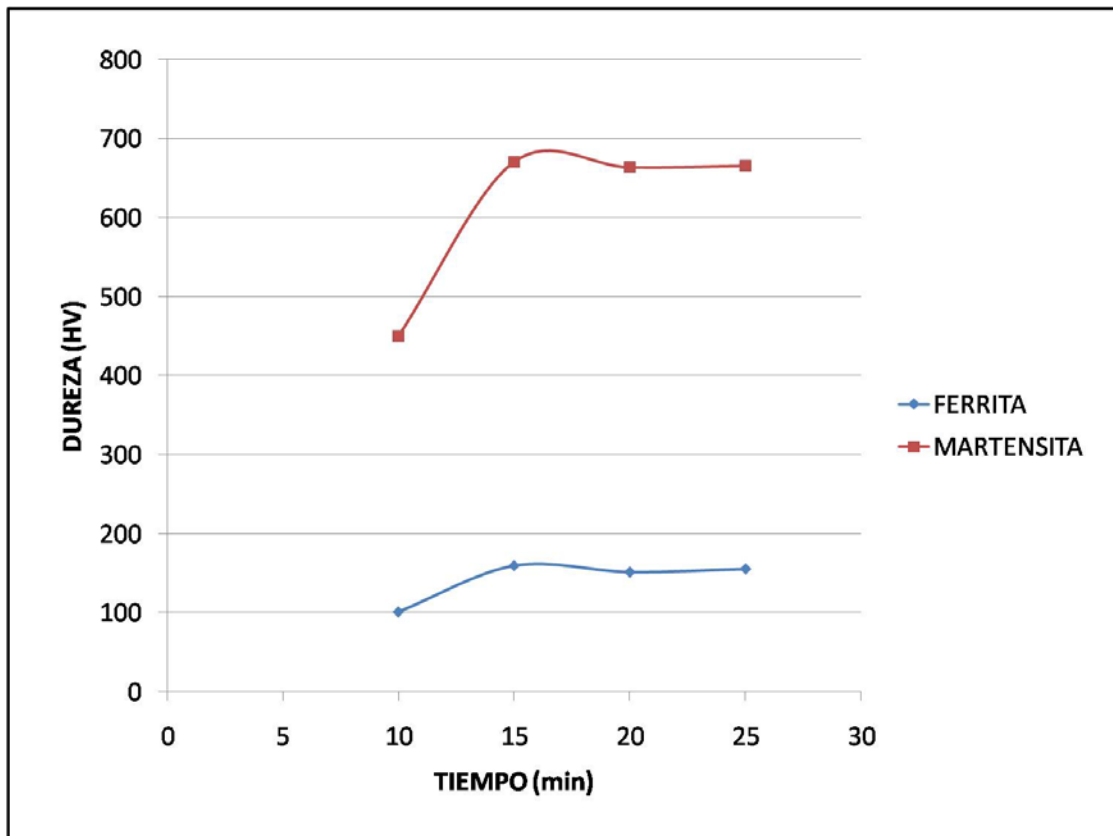


Figura.25: Variación de la microdureza entre las lagunas de ferrita y las colonias de martensita en la estructura dual de un acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente a 770°C de temperatura, a diferentes tiempos, y templado en agua.

La diferencia de tratamientos térmicos entre el acero al boro 30MnB5 y el acero RAEX450, es un factor muy importante en la diferencia de sus durezas. El tratamiento térmico total del acero RAEX450 supuso 150 minutos: calentamiento a 900°C durante 30 minutos y posterior templado en agua, para sufrir un revenido a 500°C, durante 120 minutos y enfriado al aire. Mientras que, el tratamiento térmico del acero al boro 30MnB5, a una temperatura de 770°C, en un período de 10, 15, 20, 25 minutos de calentamiento, sucesivamente, y templado en agua. Esto supone un ahorro de tiempo en el tratamiento térmico de casi, 120 minutos; sin contar el ahorro energético que supone.

En la siguiente tabla (tabla.15) se muestran los valores de las durezas de ambos aceros, en función del tiempo de sus respectivos tratamientos térmicos.

TIEMPO (min)	DUREZA (HRC)	
	ACERO 30MnB5	ACERO RAEX450
10	42	-
15	57	-
20	54	-
25	54	-
30	56	-
150	-	43

Tabla. 15: Variación de las durezas del acero al boro 30MnB5 y el acero RAEX450 en función del tiempo de tratamiento térmico.

El acero al boro 30MnB5, al contener Mn y B, favorece el aumento de la templabilidad, haciendo que este acero temple desde temperaturas cercanas a 723°C. La presencia significativa de Si en su composición química, contribuye a el aumento de su dureza, ya que el Si es un elemento químico que endurece la ferrita en solución sólida. Además, este acero presenta dos tipos de martensita en su estructura: una con estructura fina, fruto del enriquecimiento en carbono, con pequeñas distorsiones y morfologías típicas de agujas de martensita, redistribuidas en diferentes orientaciones, caracterizado por poseer elevados valores de durezas; y la otra, de granos grandes y fronteras intergranulares muy pequeñas, redistribuidas en forma de islas, que proporcionan valores menores de dureza.

El estudio demuestra que el valor máximo de dureza en el acero al boro 30MnB5 se obtuvo a los 15 minutos del tratamiento térmico descrito, mientras que la mayor cantidad de martensita se encuentra en el acero tratado térmicamente durante 20 minutos. Es decir, el tiempo de calentamiento de un acero, con ese tratamiento térmico y templado en agua, influye muchísimo en la formación de martensita y en la dureza del acero; sin embargo, la cantidad de martensita formada en el acero no es directamente proporcional a la dureza de éste.

V.2.2. Ensayos de tracción.

En los estudios de las propiedades mecánicas de los aceros, los ensayos de tracción son los más destacados y empleados por aportar una completa información sobre el estado mecánico del material.

En esta investigación, partimos de las propiedades mecánicas del acero RAEX450, ya estudiadas y establecidas en distintos catálogos industriales, y las comparamos con las del acero al boro 30MnB5, tratado intercríticamente a 770°C con un tiempo de calentamiento de 10, 15, 20, 25 minutos y templado en agua.

Para los aceros RAEX450 se han realizado ensayos de tracción para asegurar la semejanza de los resultados actualmente utilizados en las tablas industriales.

En la figura.26, se representa una curva de tensión-deformación obtenida a partir de un ensayo destructivo de rotura de dicho acero RAEX450. En ella se observa una curva resultante de un esfuerzo x-axial realizado a través de una probeta de acero muy aleado RAEX450, que permite obtener distintos datos mecánicos, como la resistencia mecánica, el alargamiento, el módulo de elasticidad, el límite elástico y carga de rotura.

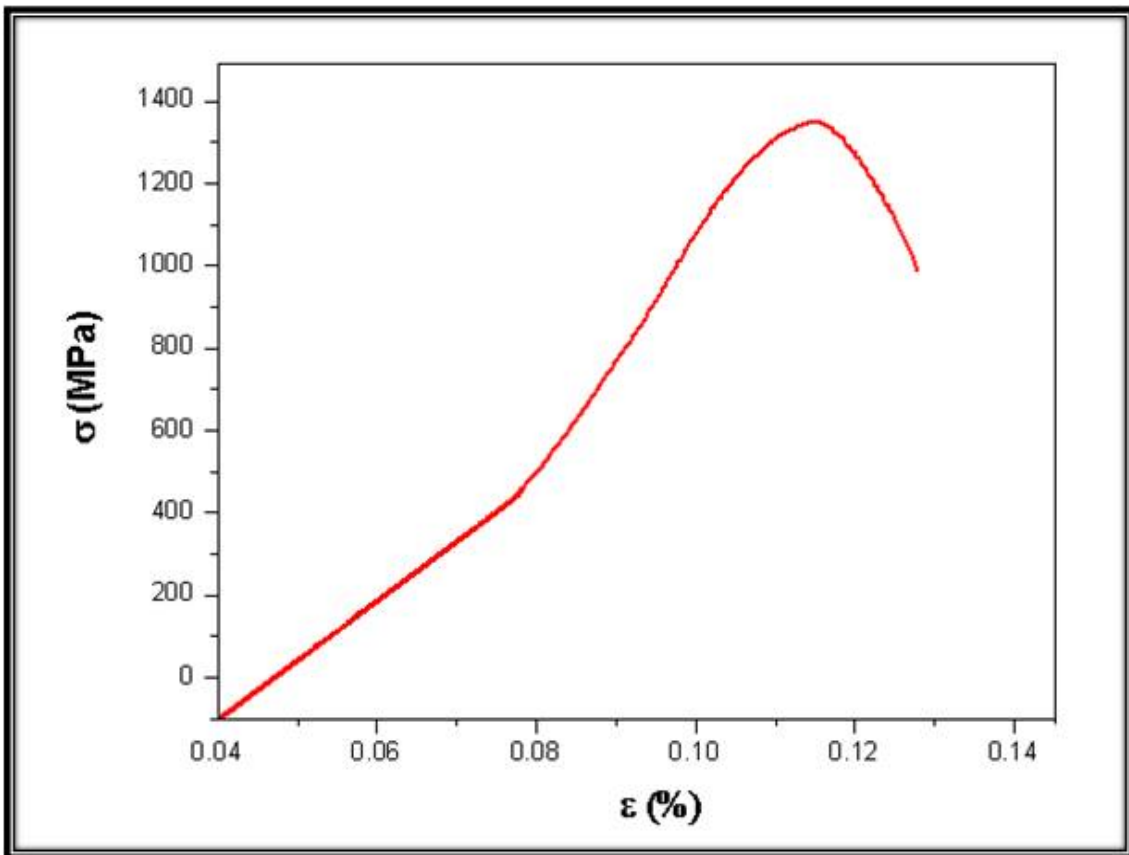


Figura.26: Curva del ensayo de tracción realizado a un acero RAEX450, tratado térmicamente a 900°C durante 30 minutos, templado en agua y revenido a 500°C durante 120 minutos.

Para el acero al boro 30MnB5 se han realizado ensayos de tracción a los distintos tiempos de tratamiento intercrítico realizados. Dichos experimentos muestran una significativa ventaja en las propiedades mecánicas frente al acero RAEX450. Por esta razón, tomaremos como referencia la curva del ensayo de tracción al acero tratado intercríticamente, a 770°C durante 15 minutos de calentamiento y temple en agua, porque para ese tiempo de tratamiento se han logrado los mejores resultados mecánicos, iguales y mejores que los del RAEX450.

En la figura.27, se representa una curva de tensión-deformación obtenida a partir de un ensayo de tracción realizado al acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente, a 770°C durante 15 minutos de calentamiento y temple en agua.

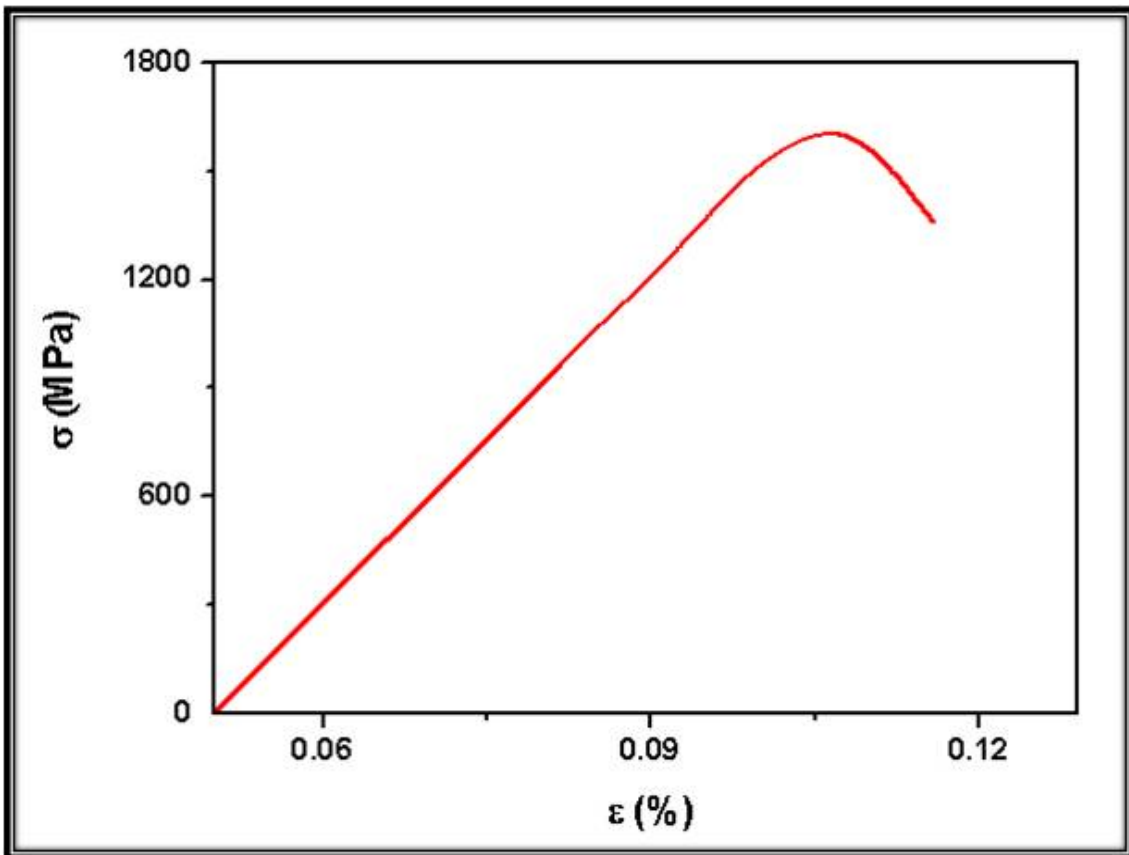


Figura.27: Curva del ensayo de tracción realizado a un acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente, a 770°C durante 15 minutos de calentamiento y temple en agua.

A continuación, se muestra en la figura.28 las curvas de tracción para ambos aceros, de forma conjunta, en la que se observa esa significativa ventaja en las propiedades mecánicas del acero al boro 30MnB5 con su tratamiento térmico intercrítico a 770°C durante 15 minutos y temple en agua, frente al acero RAEX450. En dicha figura se observa que la curva del acero 30MnB5 presenta mayor tensión que la curva del acero RAEX450, lo que implica mayor resistencia mecánica, que es una de los parámetros más importante a la hora de seleccionar el material en la industria.

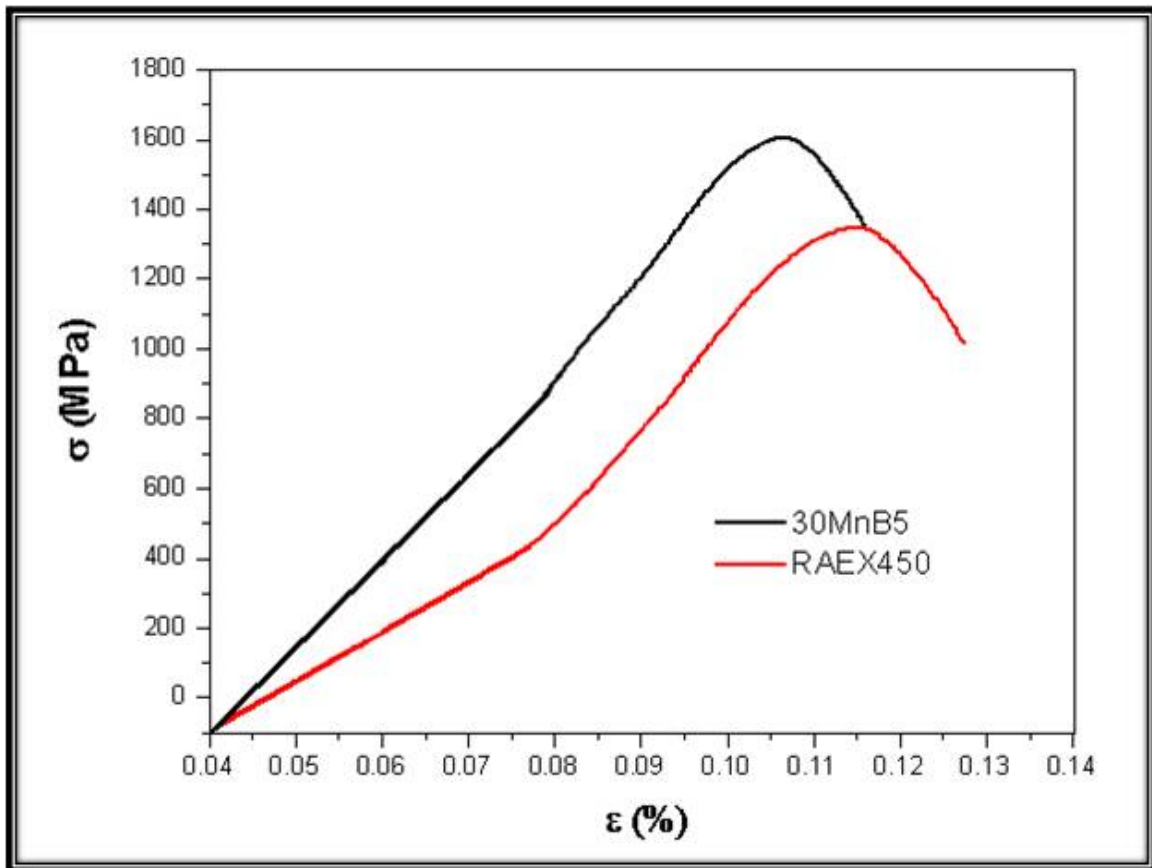


Figura.28: Curva comparativa del ensayo de tracción realizado a ambos aceros.

Los resultados de las propiedades mecánicas obtenidas a partir de las curvas obtenidas para ambos aceros mediante el ensayo de tracción se recogen en la tabla.16.

TIPO DE ACERO	MÓDULO DE ELASTICIDAD (GPa)	LÍMITE ELÁSTICO (MPa)	RESISTENCIA MECÁNICA (MPa)	ALARGAMIENTO (%)
RAEX450 (150 min)	212	1000	1300	6
30MnB5 (10 min)	210	1100	1300	6
30MnB5 (15 min)	206	1400	1600	5
30MnB5 (20 min)	208	1350	1500	3
30MnB5 (25 min)	210	1300	1450	3

Tabla.16: Propiedades mecánicas asociadas a los diferentes tratamientos térmicos de los aceros 30MnB5 y RAEX450.

A la vista de los datos recogidos en la tabla anterior, queda patente que nuestra propuesta de tratamiento térmico de recocido intercrítico presenta muchas ventajas frente al tratamiento clásico de temple y revenido. A cualquiera de estos tiempos de calentamiento para el tratamiento térmico propuesto para el acero 30MnB5, éste presenta propiedades mecánicas iguales o mejores que las del acero RAEX 450.

Para un tiempo de 15 minutos de calentamiento, en el caso del acero al boro 30MnB5, consideramos éste como el tiempo óptimo y de referencia de nuestro tratamiento, ya que, con este tiempo de tratamiento térmico, el acero presenta la mayor resistencia mecánica, el mayor límite elástico y un óptimo módulo de elasticidad.

V.2.3. Ensayos tribológicos.

La resistencia al desgaste de los materiales es una propiedad importante y necesaria en el estudio de las propiedades mecánicas. Los ensayos de tribología aportan datos mecánicos de gran importancia. El desgaste de los materiales ha estado presente desde el momento en que se da inicio a la construcción de los primeros mecanismos mecánicos. La tribología, que no es más que la evaluación

del desgaste de los materiales, determina la capacidad que un material tiene de resistir a la fricción cuando está en contacto físico con otro material. En este trabajo de investigación se ha sometido a la interacción superficial a los aceros al boro 30MnB5 tratados subcríticamente a diferentes tiempos de calentamiento y al acero RAEX450, cuyo tratamiento térmico es un temple y posterior revenido. Por lo tanto, los estudios y la planificación en detalle de los parámetros necesarios en el ensayo de tribología, como la interacción superficial de las dos fases de los materiales, la velocidad de circulación de la bola de carburo de wolframio (WC_3), la intensidad de fricción, el coeficiente de rozamiento, la generación de calor de fricción, el endurecimiento por deformación superficial, la variación de pérdida de masa del material, así como el índice de desgaste, han sido muy importantes e imprescindibles para las probetas objeto de estudio de esta investigación.

Los aceros RAEX, son por naturaleza muy resistentes al desgaste. Esto hace que sean muy empleados en la fabricación de maquinaria de grandes dimensiones, cuya aplicación principal son las extracciones de minerales y el campo agrícola.

Al someter el acero RAEX450 a un ensayo tribológico, realizado bajo la norma internacional ASTM G99-95a (2000) e1, con un pin de carburo de tungsteno, se observa una huella significativa que presenta algunas capas de magnetita (Fe_3O_4), fijadas en la estructura del acero. En la figura 28 se muestra la estructura de la huella obtenida para el acero RAEX450, formada por desgaste del acero, obtenida por microscopía óptica.

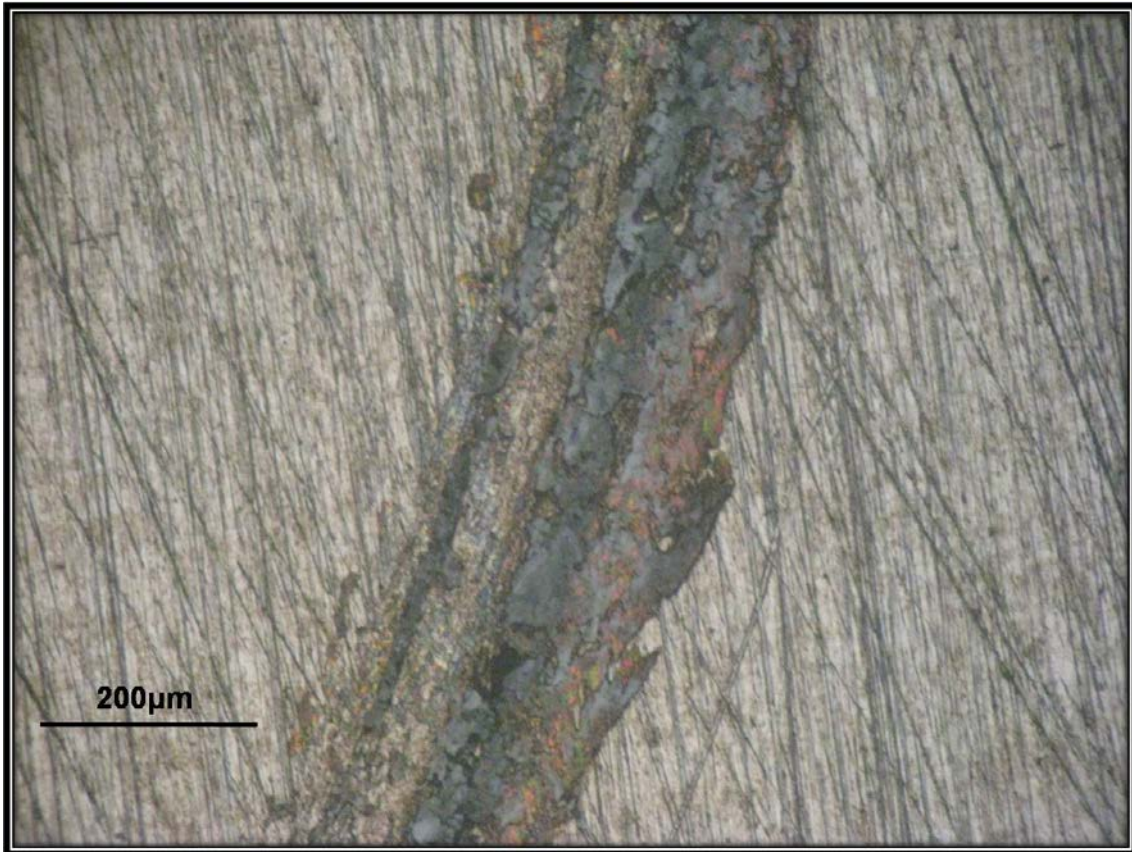


Figura.29: Micrografía, obtenida mediante microscopía óptica, de la superficie del acero RAEX450 tratado térmicamente a 900°C durante 30 minutos con posterior temple en agua y revenido a 500°C durante dos horas, tras el ensayo de tribología.

Durante este ensayo la probeta ha tenido una pérdida de masa de 0.0077g, debida a que durante la fricción de la bola de WC_3 en el acero se ha producido un coeficiente de fricción de 0.63 por el contacto físico, a lo largo de 21950.1 segundos de rotación. Con los datos de la variación de la masa inicial, la masa final y el tiempo de duración del ensayo, es posible conocer la variación de la intensidad de desgaste (figura.30).

$$I = \frac{\Delta G}{t}$$

Donde: I, es la intensidad de desgaste.
 ΔG , es la variación de la masa del acero por el desgaste.
t, es el tiempo del proceso.

Figura.30: Ecuación que permite conocer la variación de la intensidad de desgaste en el ensayo de tribología.

Con los datos obtenidos en el ensayo de tribología (ver tabla.17) y aplicando la fórmula de la figura anterior, el valor de la intensidad de desgaste resultante es de 0.0076 g/s. (Figura.31).

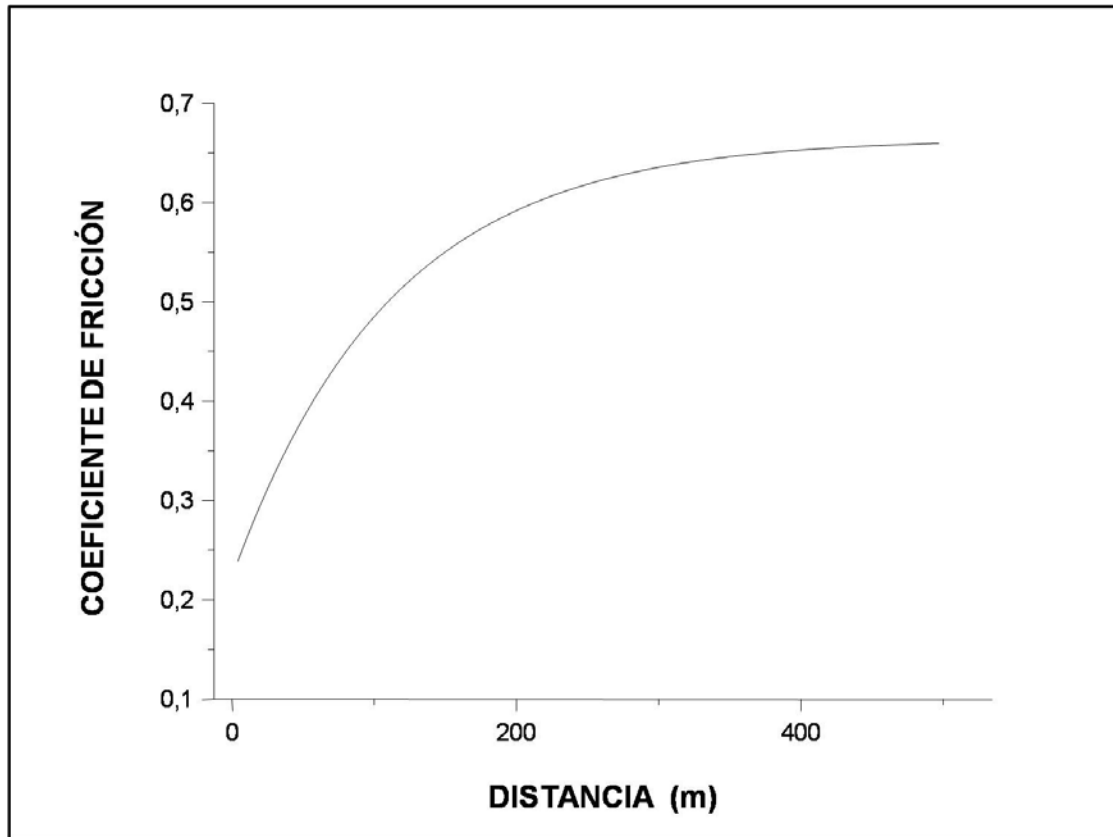


Figura.31: Representación de los datos obtenidos en el ensayo tribológico del acero RAEX450 tratado térmicamente a 900°C durante 30 minutos, templado en agua y revenido a 500°C durante 2 horas.

Al tener un valor de coeficiente de fricción de 0.63, se evidencia que el acero RAEX450 sufre un desgaste no abrasivo, debido a que a lo largo del ensayo la magnetita se deposita en la superficie del acero y se va desprendiendo con la rotación de la bola de desgaste.

El valor obtenido de la intensidad de desgaste indica que el acero ha sido afectado profundamente por la rotación de la bola de desgaste, es decir, el acero pierde una porción significativa de su espesor. En la figura.32 se observa con precisión la cantidad de espesor perdido en la superficie del acero, después del ensayo tribológico.

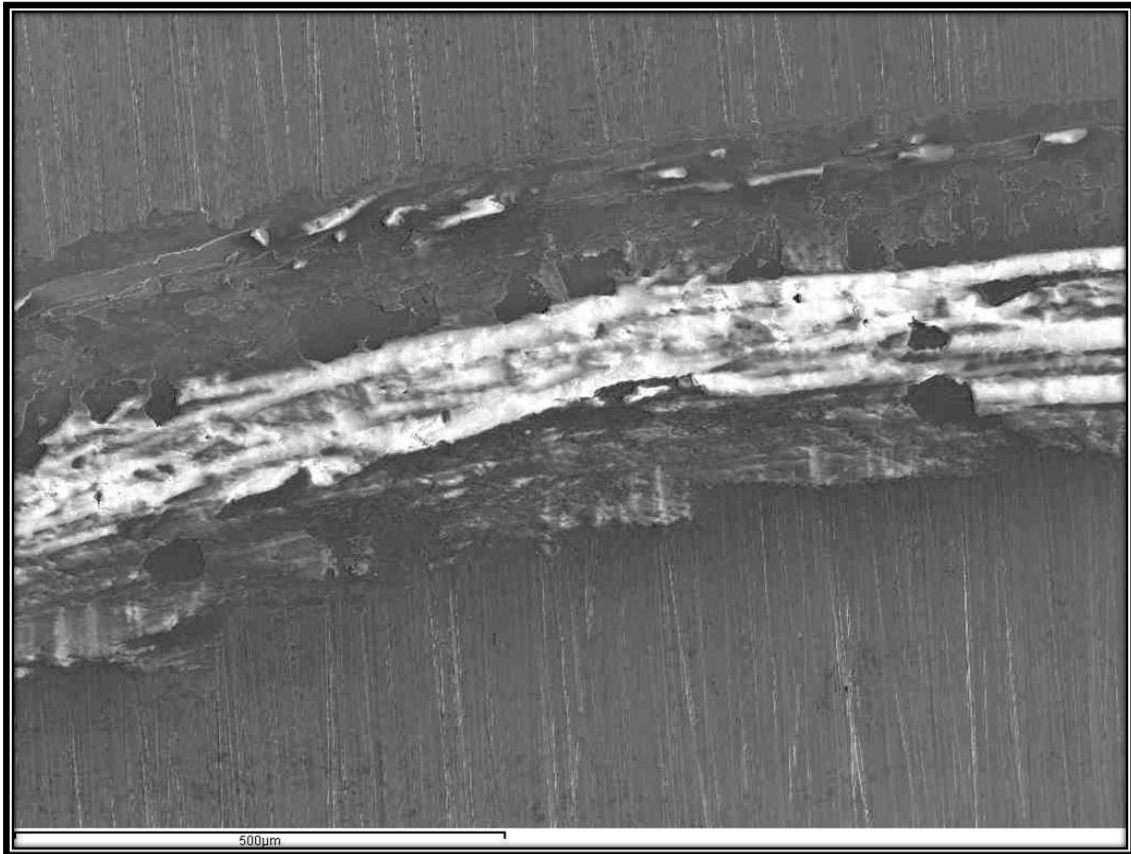


Figura. 32:Micrografía, obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, del ensayo de tribología del acero RAEX450, calentado a 900°C durante 30 minutos, templado en agua y revenido a 500°C, durante dos horas, en la que se observa la pérdida de espesor de la probeta.

Los ensayos de tribología realizados en el acero al boro 30MnB5 tratado térmicamente a 770°C, a distintos tiempos de calentamiento, y templado en agua, han aportado resultados muy interesantes, presentando diferentes valores de coeficiente de rozamiento; es decir, para cada tiempo de recocido y temple, el acero muestra un valor de desgaste diferente. En la tabla.17 se resumen los valores obtenidos para la intensidad de desgaste de estos aceros al boro 30MnB5 en función del tiempo de tratamiento térmico, el coeficiente de rozamiento, el volumen perdido y la duración del ensayo de tribología.

TIEMPO DE T.TÉRMICO (min)	COEFICIENTE DE FRICCIÓN	PÉRDIDA DE VOLUMEN (mm ³)	TIEMPO DE ROTACIÓN (g)	INTENSIDAD DE DESGASTE (g/s)
30MnB5 (sin t. térmico)	0.71	41.71	25286.3	4·10 ⁻⁵
30MnB5 (10 min)	0.65	32.06	24222.9	4.1·10 ⁻⁷
30MnB5 (15 min)	0.54	19.95	24379.7	0.00
30MnB5 (20 min)	0.65	26.40	24222.9	4.1·10 ⁻⁷
30MnB5 (25 min)	0.54	25.93	23301.5	0.09

Tabla.17: Resumen de los valores obtenidos para la intensidad de desgaste de aceros al boro 30MnB5 en función del tiempo de tratamiento térmico, el coeficiente de rozamiento, el volumen perdido y la duración del ensayo de tribología.

A la vista de los resultados de la tabla anterior, uno de los datos más importante es el coeficiente de rozamiento que para este acero al boro 30MnB5, tratado térmicamente a 770°C, durante 15 minutos, fue de 0.54. Dicho valor, comparado con el obtenido para el acero RAEX450 que es de 0.63, indica que es más resistente al desgaste; Los mismos resultados han sido investigados y logrados por Queirós y Jamei ^[124-125]. Si bien es cierto, que en el caso del acero al boro 30MnB5, tratado térmicamente a 770°C, a otros tiempos, 10 y 20 minutos, el valor del coeficiente de rozamiento es del orden del obtenido para el acero RAEX450.

El ensayo de desgaste realizado al acero al boro 30MnB5, tratado intercríticamente a 770°C, independientemente del tiempo de calentamiento, es abrasivo; es decir, a lo largo de la rotación de la bola de desgaste en la superficie del acero se depositan de forma acumulativa capas de magnetita (Fe₃O₄) (Figura.33 y 34).

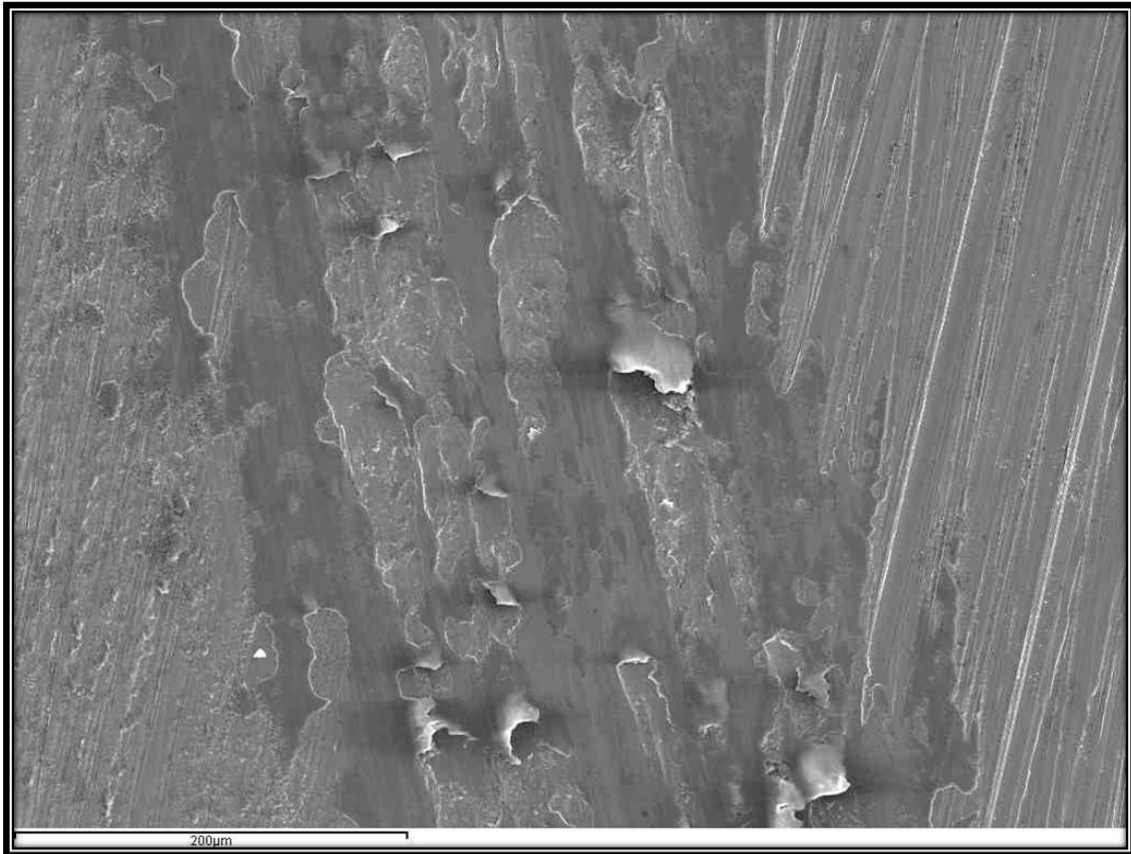


Figura.33: Micrografía, obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, del ensayo de tribología del acero al boro 30MnB5, tratado intercríticamente a 770°C, durante 15 minutos, y posterior templado en agua, donde se observa el desgaste abrasivo al que ha sido sometido el acero.

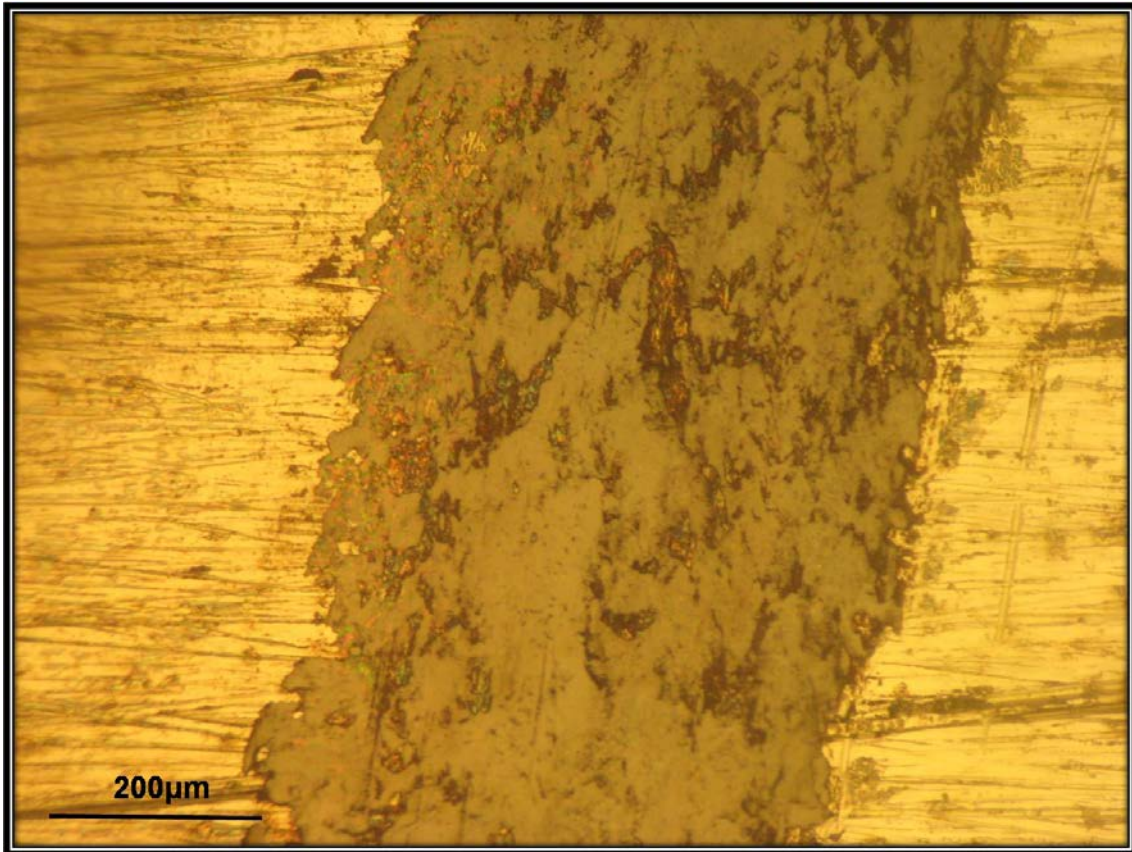


Figura.34: Micrografía, obtenida mediante microscopía óptica, del ensayo de tribología del acero al boro 30MnB5, tratado intercríticamente a 770°C, durante 15 minutos, y posterior templado en agua, donde se observa la cantidad de magnetita depositada sobre la superficie del acero a lo largo del ensayo.

En la figura.35, se representa el recorrido del desgaste del acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente a 770°C, durante 15 minutos, y posterior templado en agua.

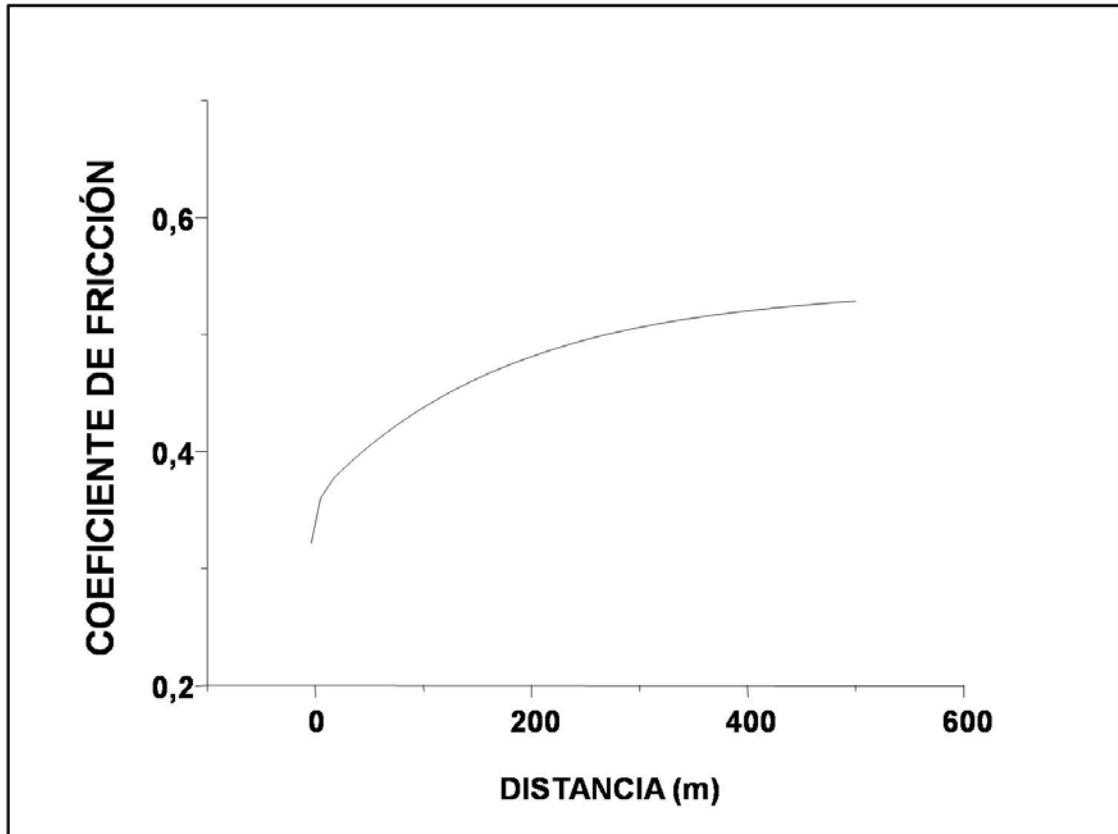


Figura.35: Representación de los datos obtenidos en el ensayo tribológico del acero al boro 30MnB5 tratado térmicamente a 770°C, durante 15 minutos, y posterior templado en agua.

Para este tiempo de calentamiento de 15 minutos se ha logrado un dato muy interesante; la intensidad del desgaste del acero al boro 30MnB5 ha llegado a ser de 0.00g/s.

Así mismo, utilizando la fórmula de la figura.36, se ha determinado la densidad de la masa perdida, resultando ser nula. Esto se debe a que la cantidad de masa perdida a lo largo del ensayo de desgaste es proporcional a la cantidad de capas de magnetita que se depositan sobre la superficie del acero desgastado.

The figure consists of a blue rectangular box. On the left side of the box, there is a white rectangular area containing the mathematical equation $\rho = \frac{m_p}{v_p} \cdot 1000$. On the right side of the box, there is text defining the variables: **Donde : ρ , es la densidad perdida del acero.**
 m_p , es la masa perdida.
 v_p , es el volumen perdido.

Figura.36: Ecuación que permite conocer la densidad perdida del acero en el ensayo de tribología.

En definitiva y, a la vista de los resultados obtenidos (tabla.18) con el ensayo de tribología realizado a los aceros objeto de estudio, el acero al boro 30MnB5 con tratamiento intercrítico a 770°C, a distintos tiempos, y posterior temple en agua, y al acero RAEX450, se puede concluir que el acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente a 770°C, para un tiempo de tratamiento de 15 minutos, tiene mejores resultados que el acero RAEX450.

Tal y como se ha mencionado, en el caso del acero RAEX450, tratado térmicamente a 900°C durante 30 minutos y templado en agua, con posterior revenido a 500°C durante dos horas, el desgaste que sufre el acero es no abrasivo, con un coeficiente de fricción de 0.63; mientras que, en el caso del acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente a 770°C, para un tiempo de tratamiento de 15 minutos, el desgaste sufrido es abrasivo y con un coeficiente de fricción de 0.54. Esto nos indica, claramente, que el acero al boro 30MnB5 presenta mayor resistencia al desgaste que el RAEX450; hecho que es muy importante, por ejemplo, en la industria de fabricación de tornillos de alta resistencia.

TIPO DE ACERO	MASA INICIAL (g)	MASA FINAL (g)	COEFICIENTE DE FRICCIÓN	INTENSIDAD DE DESGASTE (g/s)	DENSIDAD (g/cc)
30MnB5 (15min)	3.21	3.21	0.54	0.00	0.00
RAEX450 (partida)	22.78	22.77	0.63	$7.6 \cdot 10^{-5}$	0.04
RAEX450 (T.Intercrítico)	26.20	26.20	0.56	0.00	0.00

Tabla.18: Resumen de los valores obtenidos para el ensayo tribológico en el acero al boro 30MnB5, para un tiempo de tratamiento de 15 minutos y el acero RAEX450 (condiciones para ambos casos: perímetro: 21.5404; revoluciones: 36172.5r.p.m.; volumen perdido: 19.95mm³; recorrido: 500m).

V.2.4. Ensayos de Difracción de Rayos-X.

Con la microscopía electrónica de transmisión se pretendía localizar el boro en la estructura dual del acero 30MnB5. Dado que esto no fue viable, se recurrió la difracción de los Rayos-X.

Los análisis de Rayos-X realizados verificaron la presencia de boruro de hierro (FeB y Fe₂B) en diferentes fases de la estructura del acero al boro 30MnB5, en función de su tratamiento térmico.

En primer lugar, se realizó el ensayo de difracción de Rayos-X al acero al boro 30MnB5 de recepción, verificando así que los boruros de hierro (FeB y Fe₂B), se encuentran en la matriz ferrítica, distribuidos de forma irregular en toda la estructura del acero (figura.37).

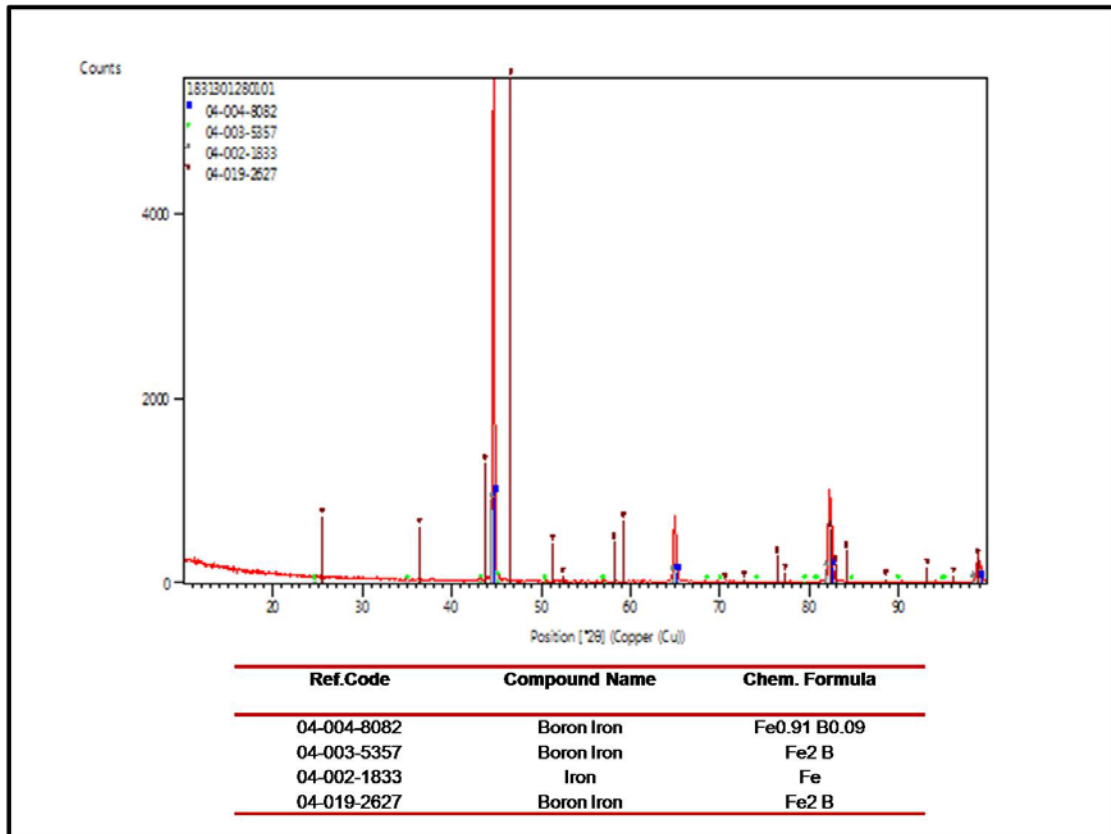


Figura.37: Espectro de difracción de los Rayos-X del acero al boro 30MnB5 de partida.

La presencia de los boruros de hierro revela la capacidad de difusión que este elemento tiene para favorecer la templabilidad.

En la figura.38, se muestran los picos relativos al acero al boro 30MnB5 en estado de recepción, representando de forma localizada, los puntos donde hay presencia de los boruros de hierro.

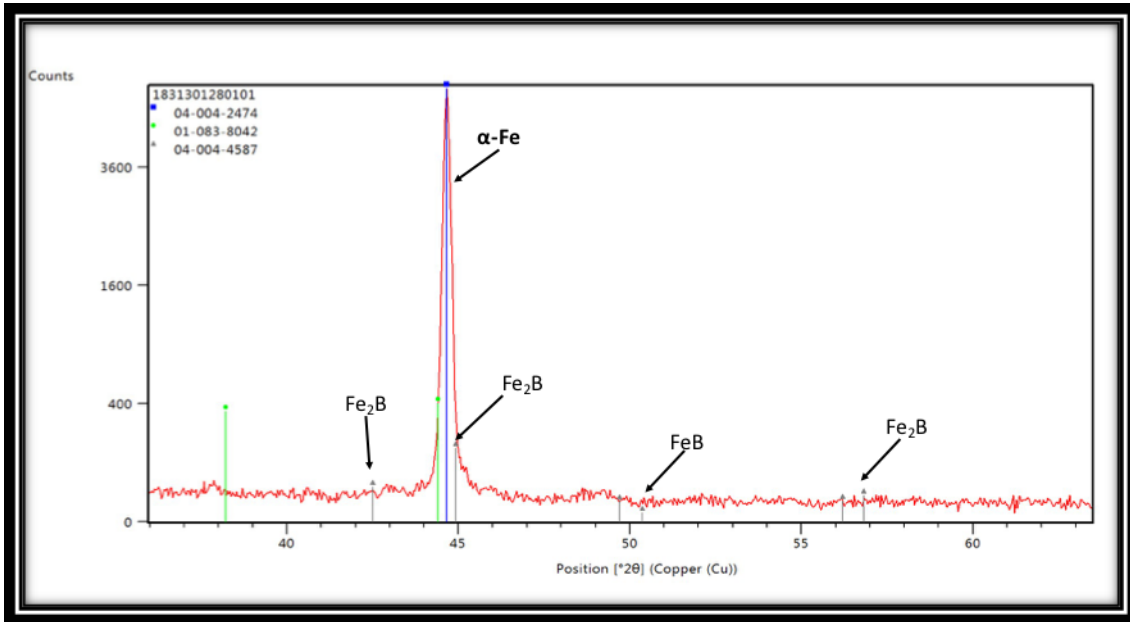


Figura.38: Perfil de difracción de Rayos-X del acero al boro 30MnB5 de partida donde se indica la presencia de ferrita y boruros de hierro.

A continuación, realizamos ensayos de difracción de Rayos-X a un acero al boro 30MnB5 al que se le había sometido a un temple convencional; fue tratado térmicamente a 900°C durante 30 minutos, con posterior temple en agua, obteniéndose así una estructura martensítica en dicho acero.

Aunque los aceros al carbono suaves son difíciles de templar la presencia del boro en su estructura facilita la templabilidad. El carácter ganmágeno de los boruros, se incrementa al calentar el acero al boro a altas temperaturas. De esta forma, al calentar el acero al boro 30MnB5 hasta una temperatura de 900°C durante 30 minutos, se consigue una difusión completa del boro, lo que hace que los boruros de hierro (FeB y Fe₂B) se encuentren disueltos por completo en la austenita; al templar en agua, se obtiene una estructura totalmente martensítica con pequeñas partículas cristalinas metaestables de Fe₃B, dispersos en la estructura martensítica (Figura.39 y 40).

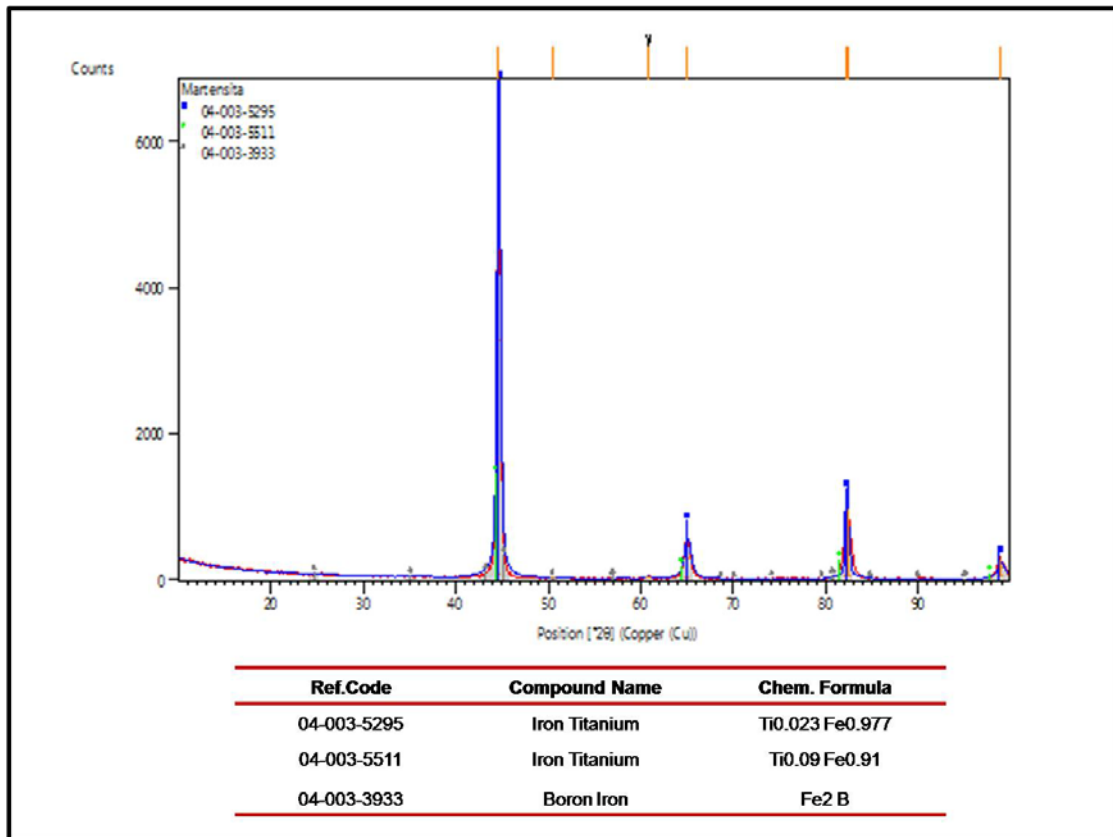


Figura.39: Espectro de difracción de Rayos-X del acero al boro 30MnB5 tratado térmicamente a 900°C durante 30 minutos y templado posteriormente en agua.

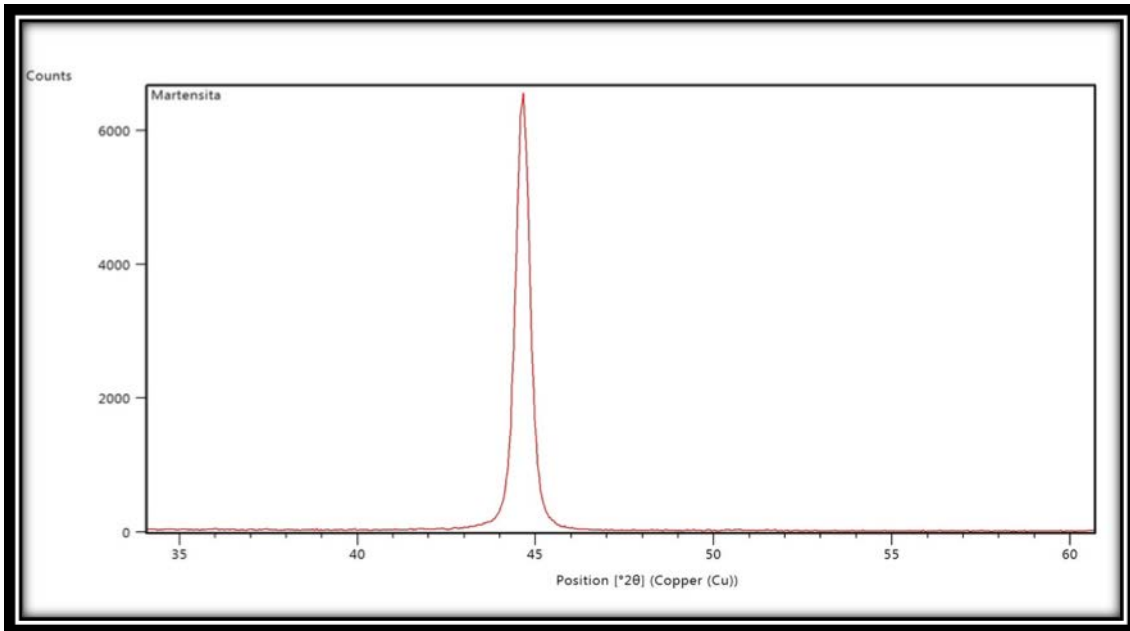


Figura.40: Perfil de difracción de Rayos-X del acero al boro 30MnB5 tratado térmicamente a 900°C durante 30 minutos y templado en agua. El boro se encuentra en forma de boruros distribuidos homogéneamente en toda la fase martensítica.

A lo largo de este tratamiento térmico, los boruros de hierro (Fe_3B y Fe_2B) se disuelven por completo. Por lo tanto, los aceros de bajo contenido al carbono y con pocos elementos aleantes templan mejor desde altas temperaturas de calentamiento.

El siguiente ensayo de difracción de Rayos-X se realizó sobre el acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente a 770°C, durante 15 minutos, y posterior temple en agua. El acero al boro 30MnB5 con este tratamiento sufre un cambio estructural que consiste en la disolución parcial de la estructura de partida en forma de austenita. La presencia del boro se sitúa durante el calentamiento en la austenita favoreciendo su templabilidad. Al enfriarlo muy rápido en agua, se obtiene una estructura dual compuesta por ferrita y martensita. En ésta martensita es donde se localizan, de forma dispersa, los boruros de hierro (Figura.41).

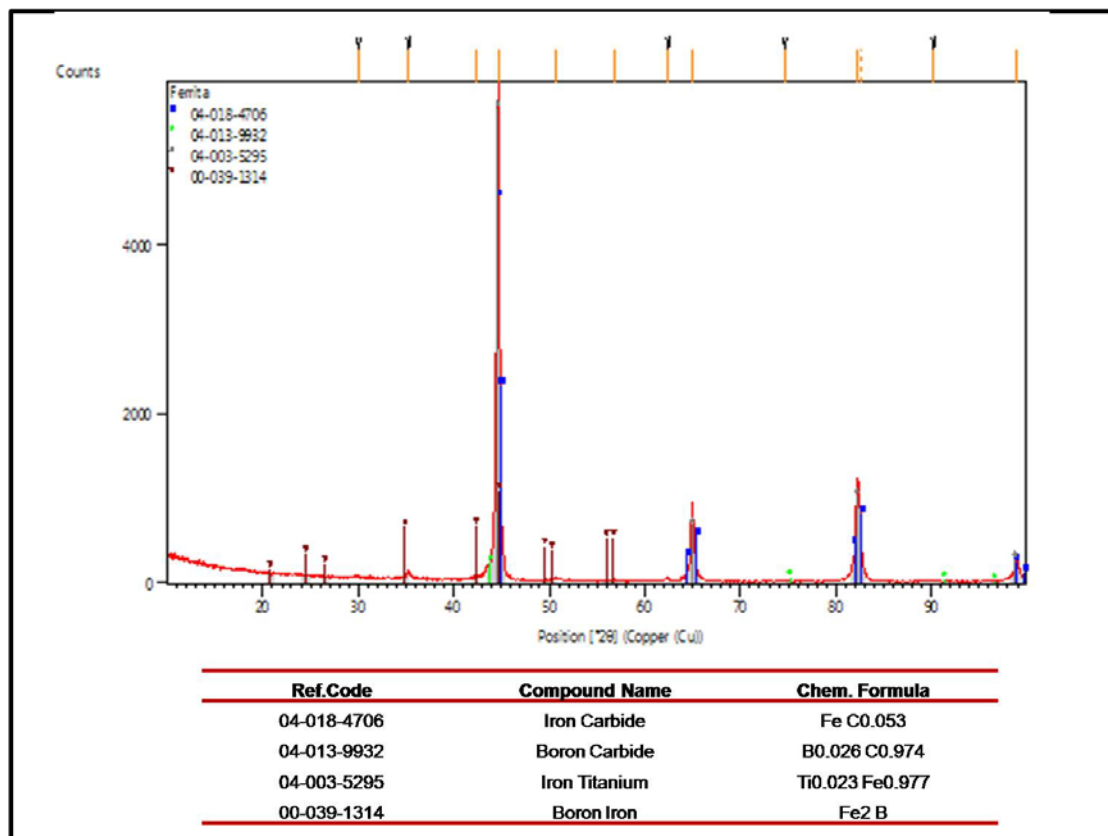


Figura.41: Espectro de difracción de Rayos-X del acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente a 770°C durante 15 minutos y posterior temple en agua.

En el difractograma de Rayos-X de la figura anterior se observa que el acero al boro 30MnB5 tratado intercríticamente a 770°C, durante 15 minutos, y templado en agua, presenta grandes cantidades de boruros de hierro (FeB y Fe₂B) poco disueltos en la estructura de martensita, lo que contribuye a la obtención de una dureza mayor en el acero. Este hecho se debe a que los boruros de hierro (Fe₂B) tienen una estructura tetragonal compacta con una dureza cercana a 68HRC, superior a la de los carburos de hierro (Fe₃C) y favorecen la dureza máxima del acero al boro 30MnB5 con el tratamiento intercrítico mencionado.

La movilidad y solubilidad del boro en la estructura favorece la templabilidad del acero y facilita la formación de FeB, con una estructura cristalina ortorómbica, que a lo largo del tiempo se transforma a Fe₂B, con estructura tetragonal compacta, gracias a la difusión.

Los picos de los compuestos cristalográficos identificados en los ensayos de difracción de Rayos-X pueden ser representados de forma ampliada, con el fin de identificar con claridad y nitidez, en qué punto del espectrograma se localizan los micro-constituyentes, las playas de martensita y las lagunas de ferrita (Figura.42).

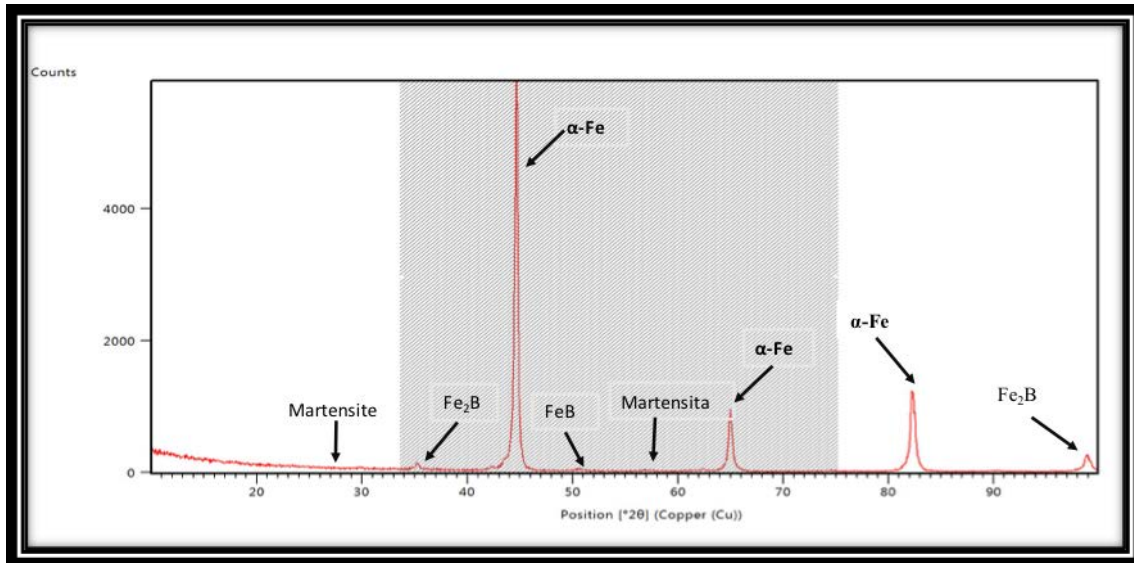


Figura.42: Perfil de difracción de Rayos-X del acero al boro 30Mn5B tratado intercríticamente a 770°C durante 15 minutos y templado en agua.

Al tratarse de un material con estructura dual, compuesta por martensita y una matriz de ferrita (α -Fe), que es magnética, esta matriz es responsable de las buenas propiedades magnéticas de las estructuras α -Fe + Fe₂B, encontradas antes del tratamiento térmico del acero. El cambio de la estructura de FeB a Fe₂B puede ser determinada por un modelo matemático de la constante del crecimiento parabólico de Fe₂B propuesto por Matuschka [126-127], la cual nos lleva a entender que la disolución de los boruros en los tratamientos térmicos depende del tiempo y de la temperatura del tratamiento térmico, siendo desfavorable con largos períodos de tratamiento.

V. 3.- Estudio del Análisis del Ciclo de Vida (ACV)

Tal y como se indicó en la introducción del presente trabajo, en esta investigación se llevará a cabo el estudio del acero al boro 30MnB5 sometido a un tratamiento intercrítico para demostrar que puede ser un ejemplo práctico de sostenibilidad económica y medioambiental de un producto industrial. El tratamiento intercrítico propuesto pretende la reducción de una etapa de tratamiento térmico, el ahorro de energía y la disminución del tiempo del procedimiento; sin perder de vista el objetivo de conseguir determinar unas propiedades mecánicas iguales o superiores a las que ofrece un acero al boro RAEX450, cuyo tratamiento térmico consiste en temple y revenido convencionales.

En la siguiente tabla se muestra la comparativa de consumo de tiempo, energía y temperatura de los tratamientos térmicos de los aceros al boro, 30MnB5 (para un tiempo de tratamiento térmico de 15 minutos, que es el más óptimo) y RAEX450, propuestos en esta investigación.

TIPO DE ACERO	ENERGÍA CONSUMIDA (GJ/ton)	TRATAMIENTO TÉRMICO	TIEMPO DE TRATAMIENTO (min)	TEMPERATURA DE TRATAMIENTO (°C)
30MnB5	0.06-0.12	RECOCIDO INTERCRÍTICO	15	770
RAEX450	0.173-0.239	TEMPLE Y REVENIDO	30 /120	950 / 500

Tabla.19: Comparativa de los gastos de tiempo, temperatura y energéticos para los tratamientos térmicos empleados de los aceros al boro objeto de estudio.

En base a los datos de la tabla anterior, se determina la liberación de CO₂ a lo largo del tratamiento térmico del acero 30MnB5 y del acero RAEX450, en un horno homogeneizado para conocer qué proceso presenta menor coste energético, económico e impacto medioambiental.

Para un horno precalentado y homogenizado, la liberación de CO₂ es determinada solamente en función del tiempo de calentamiento de las piezas y su respectivo temple.

Para tal, empezamos por determinar la cantidad de CO₂ liberado a lo largo del tratamiento térmico de un acero RAEX450. Partiendo de la fórmula de la capacidad calorífica: [128]

$$Q = m \cdot C_p \cdot \Delta T$$

donde:

- Q es la cantidad de calor recibido por el acero.
- m es la masa del acero.
- C_p es la capacidad calorífica del acero.
- ΔT es la variación de la temperatura.

En el caso que nos ocupa sabemos que la capacidad calorífica del acero es 0.486KJ/Kg·K, y la masa del acero de referencia es de 1000Kg. Para un tratamiento térmico de temple del acero RAEX450 a una temperatura de 900°C y un revenido a 500°C, se puede calcular la cantidad de calor necesaria para cada tratamiento.

De esta forma, considerando la temperatura utilizada en el temple T₁= 1173K y la temperatura utilizada en el revenido T₂= 773K, se puede determinar la cantidad de calor, obteniendo los siguientes resultados (tabla.20):

TEMPERATURA (K)	Q (KJ)	Q (Kw/h)
1173	570078	158.35
773	375678	104.35

Tabla.20: Datos de la cantidad de calor necesaria para cada temperatura de tratamiento para el acero RAEX450.

Por otra parte, teniendo en cuenta que el factor de emisión de CO₂ en los combustibles fósiles es 1Kw/h = 0.35kg de CO₂ [129-130] y los tiempos de

tratamiento para temple y revenido son 0.5h y 2h, respectivamente, tenemos (tabla.21):

TEMPERATURA (K)	TIEMPO (h)	Q (Kw/h)	HORNO (Kw)	CO ₂ emitido (kg)
1173	0.5	158.35	79.175	27.4
773	2	104.35	208.7	73

Tabla.21: Datos de la cantidad de dióxido de carbono emitido para cada temperatura de tratamiento del acero RAEX450.

En definitiva, para un tratamiento completo de temple y revenido del acero RAEX450, la cantidad de CO₂ emitido sería la suma de la emisión de ambos tratamientos, siendo el valor de total éste 100.4kg.

Para el caso de la determinación de la liberación de CO₂ a lo largo del tratamiento térmico del acero 30MnB5, en un horno homogeneizado, volvemos a partir nuevamente de la fórmula de la capacidad calorífica:

$$Q = m \cdot C_p \cdot \Delta T$$

La capacidad calorífica de este acero es 0.486KJ/kg·K y la masa de acero de referencia 1000kg. Para un tratamiento térmico de recocido intercrítico del acero 30MnB5 a una temperatura de 770°C la cantidad de calor determinada es (tabla.22):

TEMPERATURA (K)	Q (KJ)	Q (Kw/h)
1043	506898	140.8

Tabla.22: Datos de la cantidad de calor necesaria para el tratamiento térmico del acero al boro 30MnB5.

Por otra parte, teniendo en cuenta que el factor de emisión de CO₂ en los combustibles fósiles es 1Kw/h = 0.35kg de CO₂ y el tiempo de tratamiento 0.25h, tenemos (tabla.23):

TEMPERATURA (K)	TIEMPO (h)	Q (Kw/h)	HORNO (Kw)	CO ₂ emitido (kg)
1043	506898	140.8	35.2	12.32

Tabla.23: Datos de la cantidad de dióxido de carbono emitido para el tratamiento del acero al boro 30MnB5.

A continuación, para determinar la diferencia de emisión de los gases CO₂ entre un tratamiento de recocido intercrítico del acero 30MnB5 frente a un tratamiento de temple y revenido del acero RAEX, calculamos la diferencia:

$$\Delta m = 100.4 - 12.32 = 88.08 \text{ kg de CO}_2 \text{ emitido.}$$

Es decir, eliminando la etapa de revenido y realizando un tratamiento de recocido intercrítico, el acero 30MnB5 puede ahorrar una emisión de CO₂ a la atmósfera de 88.08kg.

También resultó interesante conocer la variación de los costes energéticos de los aceros RAEX450 y de los aceros al boro 30MnB5. Para ello, tomando en consideración que el coste actual de la energía eléctrica es de 1kw/h = 0.1527€^[131], el coste energético para los aceros RAEX450 y 30MnB5 serían (tabla.24):

ACERO	CO ₂ emitido (kg)	COSTES (€)
RAEX450	100.4	15.3
30MnB5	12.32	2

Tabla.24: Datos de los costes energéticos en función de la cantidad de dióxido de carbono emitido para los tratamientos térmicos realizados a los aceros al boro objeto de estudio.

Por lo tanto, la diferencia de costes del consumo energético para los aceros mencionados será de 13.3€, es decir, por cada tonelada tratada, se ahorrarían 13.3€, en cada procedimiento.

En definitiva, el tratamiento de recocido intercrítico es más sostenible, económico y favorable para el medioambiente, tal y como se observa en la tabla.25.

ACERO	TIEMPO (h)	Q (Kw/h)	CO ₂ emitido (kg)	COSTES (€)
RAEX450	2.5	158.35	100.4	15.3
30MnB5	0.25	140.8	12.32	2

Tabla.25: Resumen la sostenibilidad, economía e impacto medioambiental de los distintos tratamientos térmicos llevados a cabo en ambos aceros al boro objetos de estudio.

De la investigación propuesta se pueden deducir unos criterios interesantes. Con un acero antidesgaste no aleado, sólo con boro y manganeso, 30MnB5, se puede obtener un material más barato, de menos costes de fabricación y con prestaciones mecánicas semejantes a un acero antidesgaste aleado RAEX. Lo mismo se demostró en un estudio hecho por los científicos Dra. Laura García, Dr. Antonio J. Criado Portal, Dr. José M^a Gómez de Salazar y D. Growene W. Queirós [133].

Se trata de intervenir en el proceso de tratamiento térmico. Con un acero RAEX450, como el tratado, se realiza un tratamiento térmico de temple, consistente en un recocido a 900°C durante 30 minutos y posterior temple en agua. Seguidamente, se le realiza un tratamiento de revenido a 600°C durante 120 minutos.

Nuestra propuesta para mejorar este material y su impacto medioambiental y rendimiento económico es utilizar un acero resistente al desgaste sin alear, 30MnB5, más económico y de menor impacto ambiental, con un tratamiento térmico de recocido intercrítico de 770°C durante 15 minutos y posterior temple en agua, con el consiguiente ahorro de costes y con una emisión de gases (CO₂) muy inferior. Todo esto sin pérdida en las características mecánicas y con alguna mejora en su aplicación como acero resistente al desgaste.

VI. CONCLUSIONES

Para llevar a cabo la presente investigación se llevó a cabo una amplia búsqueda bibliográfica, con el fin de encontrar toda la información posible, científica y técnica de los aceros al boro de gran resistencia al desgaste, y de los aceros RAEX, que se conoce hasta el momento.

El estudio realizado en esta investigación a los aceros al boro propuesto, 30MnB5 y RAEX450, con la intención de mejorar las propiedades mecánicas, los costes energéticos y económicos, así como su impacto medioambiental, ha llevado a las siguientes conclusiones.

El acero al boro 30MnB5, debido a su composición química, su precio en el mercado internacional, su templabilidad, su maquinabilidad, presenta un análisis del ciclo de vida (LCA) más favorable que los aceros RAEX450.

El tratamiento térmico propuesto del acero al boro 30MnB5 requiere menos tiempo, y una temperatura de recocido intercrítico menor que en el caso del acero RAEX450. El nuevo tratamiento de recocido intercrítico llevado a cabo y consistente en calentar la muestra a 770°C durante 10, 15, 20 y 25 minutos, con posterior temple de agua, no requiere etapa de revenido, como acontece con el tratamiento clásico del acero RAEX450, en el que se requiere calentar la muestra a 900°C durante 30 minutos, templar en agua y después, un revenido a 500°C durante un período prolongado de tiempo.

Las propiedades mecánicas que se obtienen con el nuevo tratamiento del acero al boro 30MnB5 son del mismo orden, incluso si cabe mejores, a las que se obtienen con el tratamiento térmico convencional de temple y revenido del acero al boro RAEX450. La causa que justifica este comportamiento es que con el tratamiento intercrítico del acero al boro 30MnB5 se obtiene una estructura dual (martensita - ferrita), mientras que con el tratamiento clásico al que es sometido el acero RAEX450 la estructura resultante es martensita revenida.

En esta investigación hemos encontrado una mayor dureza (57HRC) en el acero al boro 30MnB5, con el nuevo tratamiento propuesto, en comparación con el acero al boro RAEX450, con tratamiento convencional (43HRC). Esto se traduce en un coeficiente de fricción más bajo, de 0.54 para acero 30MnB5 en comparación con 0.63 para acero RAEX450. Por lo tanto, el comportamiento al desgaste mejora y, además, sin pérdida de tenacidad para el acero 30MnB5.

Teniendo en cuenta las aplicaciones de resistencia al desgaste de estos aceros, una industria que utiliza placas y otros productos de espesor medio, el acero 30MnB5, tratado con el nuevo tratamiento térmico de recocido intercrítico propuesto, es un fuerte competidor para los aceros RAEX, en todos los campos.

La microscopía electrónica de transmisión no ha proporcionado información sobre la presencia de boruros de hierro en las fases del acero bifásico 30MnB5. Sin embargo, la difracción de Rayos-X ha sido muy útil para detectar esta presencia.

El acero 30MnB5 tratado con el tratamiento intercrítico favorece la obtención de una estructura de doble fase, porque el boro se disuelve casi masivamente en la fase austenítica durante el calentamiento a 770°C durante 15 minutos, y abandona la fase ferrítica restante durante este recocido intercrítico. El recocido intercrítico a 770°C y temple en agua, permite que la acción de templado del boro se concentre en las colonias de austenita formadas y favorezca su transformación en martensita.

A partir de los difractogramas de Rayos-X queda claro que la preferencia selectiva del boro por la austenita le permite concentrarse en la proporción de austenita formada durante el recocido intercrítico del acero 30MnB5 a 770°C durante 15 minutos; esto favorece la presencia de la estructura de doble fase después de su temple en agua.

Por otra parte, se han comprobado los ahorros sustanciales de energía durante el recocido intercrítico del acero al boro 30MnB5, a una temperatura más baja que la utilizada convencionalmente para el tratamiento térmico del

RAEX450. Así como el hecho de no requerir la etapa de revenido, lo que significa una ventaja considerable del nuevo tratamiento de recocido intercrítico propuesto frente al tratamiento convencional utilizado.

El ahorro energético conseguido con el tratamiento térmico propuesto en esta investigación resulta en un análisis de ciclo de vida; el análisis de costes de ciclo de vida de los aceros es fundamental y muy importante en la industria.

VII. APÉNDICE

La relevancia e importancia industrial de los resultados obtenidos en esta investigación nos ha llevado a realizar diversas publicaciones sobre ella en revistas internacionales sobre la materia de alto índice de impacto. A continuación se adjuntan todas y cada una de ellas.

Improved Wear Resistance of Boron Steels by Subcritical Annealing and Hardening with Production Cost Savings and Lower Environmental Impact

Queirós GW, García Sánchez L*, Gómez de Salazar JM and Criado Portal AJ

Department of Materials Science and Metallurgical Engineering, School of Chemistry, Complutense of Madrid University, 28040 Madrid, Spain

Abstract

Boron steels are very interesting as wear resistant materials. In this research we propose a boron steel without alloys, 30MnB5, with a new thermal treatment that exceeds the mechanical characteristics of conventional treatment. The 30MnB5 steel, with the new sub-critical annealing and water quenching heat treatment, also exceeds the RAEX450. The new treatment has important advantages, such as: energy savings and reduction of costs and manufacturing times. It also has a more favourable ACV than 30MnB5 with conventional heat treatment and RAEX450. Its wear resistance is significantly improved compared to the classic heat-treated 30MnB5 and the RAEX450.

Keywords: Boron steel; Heat treatment; Metallographic structures; Mechanical properties

Introduction

The hardness obtained after hardening of these steels in water makes them particularly suitable for applications where high resistance to wear is required.

The use of these steels allows reductions in the weight of very considerable structures, up to 40% in weight compared to several types of steels, among others, compared to HSLA (High Strength Low Alloy). Its fatigue resistance is also much higher than HSLA, from 40% to 60%.

They have an excellent performance for hardening in water, which results in environmental impact, compared to other carbon steels [1-10].

The applications of boron steels, after the thermal treatment of hardening in water, are directed to agricultural or public works machinery, mining, cutting equipment, etc., as a suitable material because of its resistance to wear.

Two types of boron steels have been used in this study: one carbon steels, 30MnB5 (UNE-EN 10083-3:2006) and one slightly alloyed RAEX450. RAEX450 steel, we have used it as a reference material, because our aim is to propose 30MnB5 steel, without alloy, as a prototype for its best LCA (Life Cycle Analysis) [11,12], since it lacks alloying elements, such as chromium, nickel and molybdenum. It also affects the price.

A new water quenching heat treatment has been designed for these steels, which represents an innovation. It is a matter of achieving hardening from a low temperature, such as 750°C, and with a very short cycle heating, from 10 to 15 minutes. It is a subcritical hardening from the binary field of existence ferrite+austenite. The structure obtained is binary, formed by ferrite and martensite [12]. The relative percentages of these phases provide a great variability in the mechanical properties; depending, only, on the variables temperature and time. This makes the annealing stage unnecessary. It is an important success because it reduces annealing times and a stage in the hardening and tempering process, reduces production costs and has a very favourable environmental impact [12]. It is even possible to improve some of its mechanical properties. All this was evident in the work published by García and Criado [12], in which the mechanical properties obtained for this thermal treatment of subcritical annealing and hardening of

boron steels were compared with 30MnB5. The mechanical properties were of a similar order to those obtained by conventional hardening and tempering treatment, but with certain improvements in toughness and hardness. In this research, steel 30MnB5, is treated by means of the new sub-critical annealing and hardening heat treatment and we have tried to see its wear behaviour, which is the industrial use of these boron steels. To see its improvement in terms of wear resistance, we have chosen RAEX450 steel as a reference, whose application as wear-resistant steel is widely used.

Experimental Technique

Two types of boro-manganese steels have been selected for this research: 30MnB5 (UNE-EN 10083-3:2006) and RAEX450 001-01-01 (SSAB's Certified Partner). The 30MnB5 is a carbon steel of high wear resistance in its quenching state and the RAEX450 is an alloyed boron-manganese steel with similar mechanical performance. The chemical composition of both steels is shown in Table 1.

	30MnB5	RAEX 450
C	0.3	0.26
Mn	1.3	1.7
P	<0.035	0.025
S	<0.035	0.015
Si	0.3	0.8
Cr	0.95	1.5
Ni	-	1
B	0.003	0.005
Mo	-	0.5

Table 1: Compositions of steels (% by mass content): 30MnB5 and RAEX 450.

*Corresponding author: Laura García Sánchez, Department of Materials Science and Metallurgical Engineering, School of Chemistry, Complutense of Madrid University, 28040 Madrid, Spain, Tel: (+34) 91.394.42.86; Fax: (+34) 91.394.43.57; E-mail: gslaura@quim.ucm.es

Received December 12, 2017; Accepted December 19, 2017; Published January 03, 2018

Citation: Queirós GW, Sánchez LG, Salazar JM, Portal AJ (2018) Improved Wear Resistance of Boron Steels by Subcritical Annealing and Hardening with Production Cost Savings and Lower Environmental Impact. J Material Sci Eng 7: 411. doi: 10.4172/2169-0022.1000411

Copyright: © 2018 Queirós GW, et al. This is an open-access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution License, which permits unrestricted use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original author and source are credited.

They were acquired in the form of wire rod drawn wire, steel 30MnB5, up to diameters of 7.02 mm, 8.84 mm and 12.79 mm (Figure 1). RAEX450 steel was acquired in the form of an 8 mm thick plate (Figure 2), with heat treatment of hardening and tempering, ready to be used in the typical industrial applications of these steels: hardened from 900°C and tempered at 500°C.

From these starting materials were obtained samples that were heat treated in a Carbolite muffle, model ELF-11/148 series S336RB, with thermal capacity of 1100°C.

For micro-hardness measurements, a Vickers FUTURE-TECH micro-hardness tester was used, model FM-700, with a variable load from 10 kg to 100 kg.

The Rockwell-C hardness determination has been carried out on a universal hardness tester OFFICINE GALILEO, model A200, with a 150 kg load, using the Brale diamond cone tip penetrator.

For tribological tests, the specimens were roughed to a sandpaper of 600 grams per square inch, then subjected to the wear test on a CENT UMT Multi-Specium Test System Pin-On-Disk tribometer, taking as a reference the ASTM International G99-95a(2000)e1 standard with a tungsten carbide pin [13].

Figures 3 and 4 show the type of samples tested, extracted from the reception materials (Figures 1 and 2), used for heat treatments and hardness, micro-hardness, tribology and metallography tests.



Figure 1: Wire rods of boron steel (30MnB5) drawn wire.



Figure 2: Alloyed boron steel sheet RAEX 450.



Figure 3: Used specimens of boron steel 30MnB5.



Figure 4: Used specimens of boron steel RAEX450.

Results and Discussion

RAEX450 steel was received with heat treatments already carried out directly by the trading company. They come with the mechanical properties derived from the conventional industrial thermal treatment applied to this type of steel, quenching in water from 900°C and tempering at 500°C. In that state the hardness found is 43HRC.

The non-alloy boron steel, steel 30MnB5, was subjected to subcritical annealing heat treatments at 770°C, variable time and hardening in water (Table 2). Without further heat treatments, they were tested. This demonstrates significant energy savings and process times.

The microstructure of the steels studied is the result of the heat treatment undergone. The RAEX450, which is already heat-treated, has a tempered martensitic structure (Figure 5). The unalloyed boron steel, 30MnB5, in its receiving state, presents a microstructure of iron carbides in scolonies distributed in a ferritic matrix of elongated grains, produced by the drawing process (Figure 6). This steel, treated by subcritical annealing at 770°C for 15 minutes and tempered in water, has a dual-phase microstructure with alternating martensite crystals of ferrite crystals (Figure 7).

Temperature (°C)	Times (minutes)	Hardness (HRC)
770	10	51
770	15	57
770	20	54
770	25	54
770	30	52

Table 2: Hardness of steel 30MnB5, depending on subcritical annealing time.

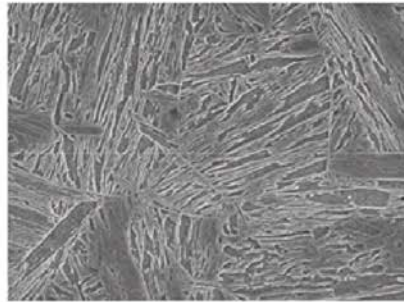


Figure 5: Microstructure of RAEX450 steel tempered from 900°C and tempered to 500°C. A structure of tempered martensite is observed.

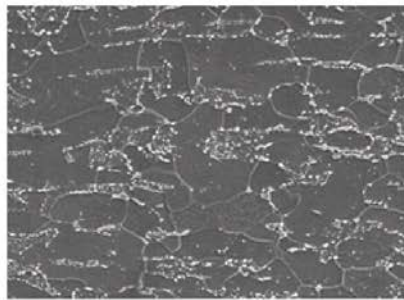


Figure 6: Microstructure of steel 30MnB5 in receiving state. Iron carbide colonies are observed in a ferritic matrix, which corresponds to a hot-drawn structure.

The hardnesses obtained with these steels are suitable for industrial use, such as wear resistant steels. The factory heat-treated RAEX450 has a Rockwell hardness of 43HRC, while the non-alloy steel 30MnB5, with the different subcritical annealing times at 770°C and hardened in water, has hardnesses reflected in Table 2.

The steel 30MnB5 selected for other tests is subcritical annealing at 770°C, for 15 minutes and hardened in water, which has a hardness of 57HRC.

In this research, we have considered the wear behaviour of both RAEX450 and 30MnB5 to be very important, with our subcritical annealing treatment, as this is the main application of these wear-resistant steels. The aim is to see if, with the subcritical annealing

treatment of 770°C, during 15 minutes and quenching in water, an improvement in the coefficient of friction of steel 30MnB5 compared to the reference material, RAEX450, is observed. Tribological testing has been done under ASTM International standard G99-95a (2000)e1, with a tungsten carbide pin. The results obtained, after statistical study, give values for the coefficient of friction of 30MnB5 of 0.54 and, for the RAEX450 of 0.63.

The justification for these values, which stand out as the best coefficient of friction for steel 30MnB5, is not that it is associated with higher hardness (57HRC), since the excellent toughness of 30MnB5 is demonstrated [12] with subcritical annealing and tempering treatment. This acceptable toughness for such high hardness is due to the dual phase ferrite-martensite microstructure.

The traces left by the tungsten carbide pin are of a different nature (Figures 8 and 9). In Figure 8, the wear pattern left by the tungsten carbide pin on 30MnB5 steel with subcritical annealing and water quenching is abrasive; whereas in Figure 9, the wear pattern left by the tungsten carbide pin on RAEX450 steel is clearly adhesive.

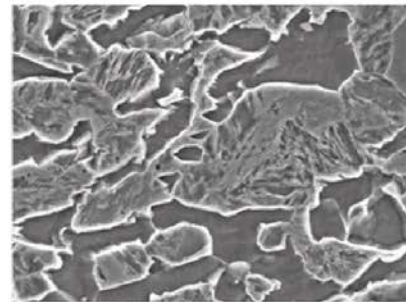


Figure 7: Microstructure of steel 30MnB5 after subcritical annealing at 770°C for 15 minutes and tempered in water. A dual structure of martensite and ferrite is observed.

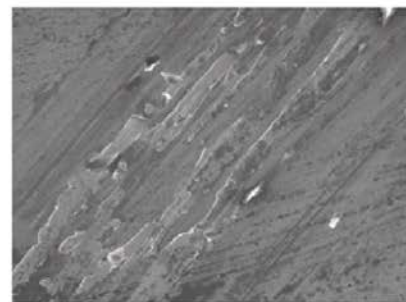


Figure 8: Wear pattern of steel 30MnB5 (recognized 770°C, 15min; hardened in water). The print has abrasive wear morphologies.

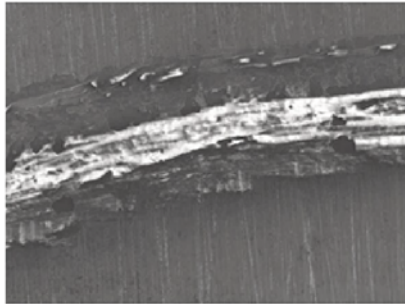


Figure 9: Wear pattern of RAEX450 steel (Recognized 900°C; hardened in water; tempered 500°C). The print has adhesive wear morphologies.

Conclusions

Boron steel 30MnB5, due to its chemical composition, presents a more favourable LCA (Life Cycle Analysis) than RAEX450 steels.

The heat treatment of steel 30MnB5 requires less time and a lower annealing temperature (770°C) than RAEX450 (900°C) and 30MnB5 itself by the current conventional method. The proposed new subcritical annealing and water quenching treatment does not require the RAEX450 tempering stage at 500°C for an extended period of time. Also, steel 30MnB5, according to the conventional treatment, needs this tempering stage after quenching in water, which our proposed treatment does not require.

Substantial energy savings occur during subcritical annealing, at a lower temperature and at the same time as those used conventionally for RAEX450 or 30MnB5 itself. The saving of the tempering stage means a very considerable advantage of the proposed new subcritical annealing treatment compared to the conventional treatment being used.

This very considerable energy saving results in a very favourable LCA for the proposed treatment of subcritical annealing.

The mechanical properties that are obtained with the new treatment, are of the same order or improved, to which they are obtained with the conventional thermal treatment of annealing, hardening and tempering. The cause that justifies this behaviour is the obtaining of

a dual phase structure, consisting of a ferrite matrix with martensite crystals.

In this research we have found a greater hardness (57HRC) of 30MnB5, with the proposed new treatment, compared to RAEX450 with conventional treatment (43HRC). This translates into a lower coefficient of friction of 0.54 for 30MnB5 steel compared to 0.63 for RAEX450 steel. Therefore, the wear behaviour is improved and, in addition, without loss of toughness by the 30MnB5.

Considering that the wear-resistant applications of these steels, an industry using plates and other medium thickness products is applied, 30MnB5 steel, treated with the proposed new heat treatment, is a strong competitor for RAEX steels, in all fields.

References

1. American Society for Metals (1953) Boron steel (2nd edn), American Society for Metals, Metals Park, New York.
2. Kapadia BM (1977) Prediction of the Boron Hardenability Effect in Steel-A Comprehensive Review. *Hardenability Concepts with Applications to Steel*, pp: 448-482.
3. Siebert C (1977) *Hardenability of Steels-Concepts, Metallurgical Influences and Industrial Applications*. ASM, Metals Park, Ohio, p: 218.
4. Gusejnov RK (1991) Properties of boron microalloyed structural steel. *Metalovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov* 7: 35-37.
5. Maitrepierre P, Thivellier D, Vernis JR (1977) Microstructure and hardenability of low alloy boron containing steels, hardenability concepts with applications to steel. In *Conference Proceeding, Chicago*, pp: 24-26.
6. Ghali SN, El-Faramawy HS, Eissa MM (2012) Influence of boron additions on mechanical properties of carbon steel. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering* 11: 995.
7. Huang Z, Xing J, Guo C (2010) Improving fracture toughness and hardness of Fe 2 B in high boron white cast iron by chromium addition. *Materials & Design* 31: 3084-3089.
8. Kapadia BM (1987) Effect of boron additions on toughness of heat-treated low alloy steel", *Journal of Heat Treatment* 5: 41-53.
9. Titova TI, Shulgan NA, Malykhina IY (2007) Effect of boron microalloying on the structure and hardenability of building steel. *Metal science and heat treatment* 49: 39-44.
10. Mejia I, Bedolla-Jacuinde A, Maldonado C, Cabrera JM (2011) Hot ductility behavior of a low carbon advanced high strength steel (AHSS) microalloyed with boron. *Materials Science and Engineering: A* 528: 4468-4474.
11. ISO 14001:20015 Environmental management systems. Requirements with guidance for use.
12. Garcia SL, Criado Portal AJ (2015) Steel of Boron with Dual Structure for Automobile Screws, Reducing Manufacturing Costs and Environmental Impact. *J Material Sci Eng* 4: 190
13. ASTM Designation: G99-95a (Reapproved 2000) e1. Standart Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus. May2000.



Improvement of the Mechanical Properties of 30MnB5 Wear-Resistant Steel by Subcritical Annealing and Water Quenching, Improving Its Life Cycle Analysis

Growene W Queirós¹, Jorge Bermejo², Laura García Sanchez^{1*}, José M Gómez de Salazar¹ and Antonio J Criado¹¹Department of Materials and Chemicals Engineering, Complutense University of Madrid, Spain²Fraunhofer Institute for Chemical Technology, Germany

Abstract

Life Cycle Analysis (carbon footprint) is currently a criterion that should accompany the selection of materials and processes. This research proposes a heat treatment for carbon steels with boron and manganese that reduces processing time and saves energy. It is a question of replacing the conventional hardening and tempering treatment with a single stage of subcritical annealing and hardening. This can be achieved thanks to the presence of boron in the steel, which significantly increases its hardening capacity. Thus, 30MnB5 carbon steel, with a very short subcritical annealing time and water hardening, competes in advantages with other wear-resistant steels such as RAEX450. The Life Cycle Analysis (carbon footprint) is very favorable and, its mechanical properties very advantageous, within the field of application of these steels. The obtaining of a dual-phase ferrite-martensite structure, with this heat treatment, allows very positive mechanical characteristics and adaptable to a variety of possibilities.

Keywords: Boron steel; Wear resistant steels; Dual phase structure; Life cycle analysis

Introduction

Today, the trend in all fields is to design treatments and operating methods that have the lowest possible environmental impact. The Life Cycle Analysis (LCA) of a process is vital to decide on its goodness or not. The heat treatment of steels requires high energy consumption. Sometimes, these processes are also slow, require high temperatures and sometimes long periods of time. For some time now, we have been trying to design an alternative treatment to the hardening and tempering of steels, which will compete with it by improving the Life Cycle Analysis, reducing process times and economic costs.

With the subcritical annealing and water quenching treatment of wear-resistant steels, we have tried to prove that this is possible. We have done it with a particular case, which serves as a model for other cases, with 30MnB5 boron steel, comparing the mechanical results obtained, and its improvement of the Life Cycle Analysis, with a classic of the wear-resistant steels, such as RAEX450 steel, widely used in the current industry.

Initially, the two steels have different chemical compositions that make it clear that 30MnB5 steel has a better life cycle analysis than RAEX450, which is alloyed with Cr, Ni, Mo. Likewise, the alloying elements added to the RAEX450 increase its price above 30MnB5, which does not contain them (Table 1).

In order to achieve water quenching from temperatures around 750°C and for very short annealing times of around 15-20 minutes, the steel must be formulated with elements that considerably accentuate the hardenability, such as boron and/or manganese. The steel chosen, 30MnB5, has boron and appreciable amounts of manganese, without any other alloying element, always ensuring that its ACV is not unfavourable (Table 1) [1-6].

With the water quenching of these steels, a dual phase ferrite-martensite structure is obtained that is very favourable for obtaining excellent mechanical characteristics, shortening the annealing temperature and avoiding the subsequent tempering stage [7,8].

As a final result, comparing the results of the mechanical tests with those of classic wear-resistant steel, RAEX450, there is an improvement in the mechanical characteristics including its wear resistance. It can be assured that 30MnB5 carbon steel, with boron and manganese, competes with the steels of the RAEX series and with a more favorable Life Cycle Analysis (LCA).

Experimental Technique

RAEX450 steel is purchased from the factory heat treated. The heat treatment to which it is subjected at source is an annealing at 900°C with subsequent tempering in water and tempering at 900°C. Its technological applications are those of a steel with an excellent performance as resistant to wear. It is a boron-manganese steel alloyed with chromium, nickel and molybdenum. It has excellent hardening penetration (RUUKKI RAEX450).

The 30MnB5 steel, selected for this investigation, is an unalloyed boron-manganese steel. Its technological applications are the same as for the RAEX450 (ArcelorMittal).

The specimens used in the investigation have been cut and machined according to the standard of each test (Figure 1). The heat treatments carried out on 30MnB5 steel were carried out in a Carbolite muffle, mod. ELF-11/148 series S336RB, at a subcritical annealing temperature of 770°C, for 10, 15, 20, 25 and 30 minute times, and then hardened in water.

*Corresponding author: Laura García Sanchez, Department of Materials and Chemicals Engineering, Complutense University of Madrid, Spain, Tel: +34914 520400; E-mail: gslaura@quim.ucm.es

Received October 09, 2018; Accepted October 20, 2018; Published October 31, 2018

Citation: Queirós GW, Bermejo J, García Sanchez L, Gómez Salazar JM, Criado AJ (2018) Improvement of the Mechanical Properties of 30MnB5 Wear-Resistant Steel by Subcritical Annealing and Water Quenching, Improving Its Life Cycle Analysis. J Material Sci Eng 7: 495. doi: [10.4172/2169-0022.1000495](https://doi.org/10.4172/2169-0022.1000495)

Copyright: © 2018 Queirós GW, et al. This is an open-access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution License, which permits unrestricted use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original author and source are credited.

	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	%B
30MnB5	0.30	0.30	1.30	<0.035	<0.035	-	-	-	0.0030
RAEX450	0.26	0.80	1.70	<0.025	<0.015	1.50	1.00	0.50	0.005

Table 1: Chemical composition of the steels studied.



Figure 1: Research specimens, cut and machined.

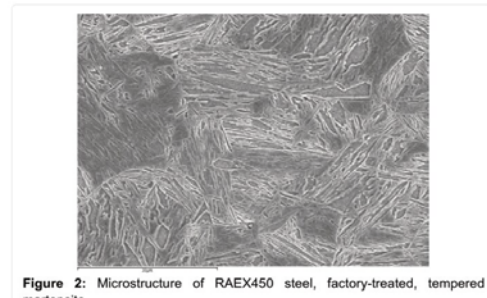


Figure 2: Microstructure of RAEX450 steel, factory-treated, tempered martensite.

For microhardness measurements, a Vickers FUTURE-TECH FM-700 microhardness tester with a variable load of 10 kg to 100 kg was used.

The determination of hardness Rockwell C has been carried out on a universal OFFICINE GALILEO hardness tester model A200, 150 kg load and using the diamond cone tip Barle penetrator.

For tribological tests, the specimens were roughened to a Buehler 600 grit sandpaper. They were then subjected to the wear test on a CENT UMT Multi-Specium Test System-Pin-on-Disk tribometer, using the ASTM International G99-95a(2000)e1 protocols with a tungsten carbide pin.

Results

The RAEX450 steel is received already heat treated with a water quench from 900°C and a final tempering at 500°C, carried out in the factory (RUUKKI RAEX450). In this state, its hardness is 43HRC and its microstructure is of tempered martensite (Figure 2).

The 30MnB5 steel has a receiving structure of iron carbides aligned in rows, partially globulized, in the plastic forming direction, in a matrix of elongated ferrite crystals in the same direction (Figure 3).

The treatments applied to 30MnB5 steel were a short duration subcritical annealing, followed by water quenching. Table 2 shows the subcritical annealing times and the hardness achieved. For all treatments, the heating temperature was 770°C, varying the permanence time from 10 minutes to 30 minutes.

The microstructure obtained, in all cases, is dual phase ferrite-martensite, varying the proportion of both phases, depending on the treatment time. It is interesting to see how the Vickers microhardness of the ferrite and martensite phase varies with the heat treatment time (Table 3 and Graph 1).

As the hardness varies with the treatment time, so do the basic mechanical properties of modulus of elasticity, yield strength, mechanical strength and ductility (elongation) (Table 4).

It is clear that with the subcritical annealing and water quenching treatment, excellent mechanical characteristics are achieved for 30MnB5 steel. For 15 minutes of treatment, values of resistance,

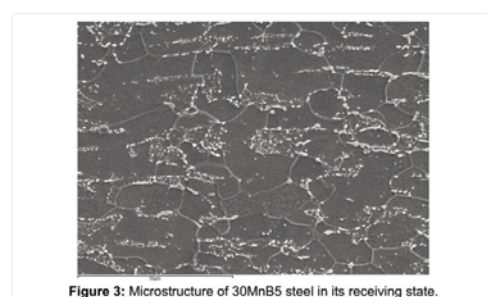


Figure 3: Microstructure of 30MnB5 steel in its receiving state.

Temperature (°C)	770	770	770	770	770
Time (min)	10	15	20	25	30
Hardness (HRC)	51	57	54	54	52

Table 2: Different subcritical annealing times and HRC hardnesses obtained.

Time (min)	10	15	20	25	30
Martensite (HV)	450	670	663	665	701
Ferrite (HV)	101	159	151	155	172

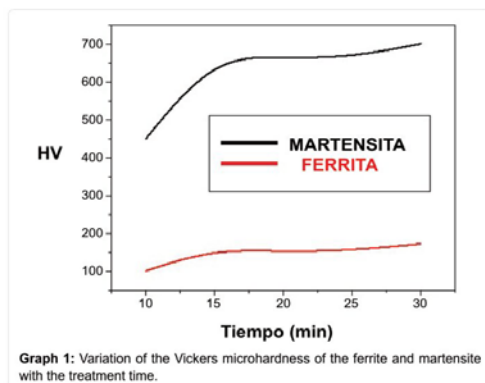
Table 3: Variation of the Vickers microhardness of the ferrite and martensite with the treatment time.

elasticity and elongation are obtained that are better than those obtained for the RAEX450, tempered from 900°C and tempered at 500°C. In addition, the hardness value obtained is 57HRC for 30MnB5 compared to 43HRC for RAEX450. This makes 30MnB5 steel superior to RAEX450 in its industrial applications as wear-resistant steels. This has been demonstrated by tribological tests performed on both steels, following ASTM International G99-95a(2000)e1 with a tungsten carbide pin.

These tests confirm that the coefficient of friction of steel 30MnB5, with a subcritical annealing treatment of 15 minutes at 770°C and water quenching, is more favourable with a value of 0.54 than that obtained for RAEX450, which is 0.63. The mark left by the tungsten

Steel	Modulus of elasticity (GPa)	Yield strength (MPa)	Mechanical strength (MPa)	Elongation (%)	Hardness (HRC)
RAEX ₄₅₀	212	1000	1300	6	43
30MnB ₅ (10 min)	210	1100	1300	6	51
30MnB ₅ (15 min)	206	1400	1600	5	57
30MnB ₅ (20 min)	208	1350	1500	3	54
30MnB ₅ (25 min)	210	1300	1450	3	54

Table 4: Relationship between treatment times and mechanical properties.



Graph 1: Variation of the Vickers microhardness of the ferrite and martensite with the treatment time.

carbide pin is abrasive for 30MnB5 steel, as opposed to the mark left by the RAEX450 which is adhesive.

The dual-phase structure of 30MnB5 steel has proven to be more mechanically convenient than the tempered martensite structure of the RAEX450. All this has to be associated with the fact that 30MnB5 steel also has a more favourable Life Cycle Analysis (carbon footprint) than the RAEX450.

Conclusions

It has been shown to be a carbon steel containing small amounts of boron and manganese, 30MnB5, can replace RAEX450 as wear-resistant steel, saving alloy elements (chrome, nickel, molybdenum), manufacturing times and direct energy savings. This has a significant influence on its Life Cycle Analysis (carbon footprint), which allows

30MnB5 steel treated by subcritical annealing and water quenching to replace the RAEX450, advantageous in terms of time and cost savings and, by far, more favourable Life Cycle Analysis (carbon footprint).

It has been proven in this investigation that the mechanical properties of 30MnB5 steel, treated by subcritical annealing and water quenching, exceed those of alloyed RAEX450. It even improves its performance, typical of these steels, in its most notable applications of wear-resistant steels. The steel 30MnB5, presents a more favorable coefficient of friction of 0.54 against 0.63 of the steel RAEX450.

References

1. Ghali SN, El-Faramawy HS, Eissa MM (2012) Influence of boron additions on mechanical properties of carbon steel. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering* 11: 995-999.
2. Meyer L, Strabburger C, Schneider C (1985) Effect and present application of the microalloying elements Nb, V, Ti, Zr and B in HSLA steels. HSLA steels: metallurgy and applications, proceeding of an international conference on HSLA steels '85, Beijing (China).
3. Cohen M, Hansen SS (1985) On the fundamental of HSLA steels* Proceeding of an international conference on HSLA steels' 85, Beijing (China).
4. Titova TI, Shulgan NA, Malykhina IY (2007) Effect of boron microalloying on the structure and hardenability of building steel. *Metal Science and Heat Treatment* 49: 39-44.
5. Bedolla-Jacuinde MA, Maldonado C, Cabrera JM (2011) Hot ductility behavior of a low carbon advanced high strength Steel (AHSS) microalloyed with boron. *Mat Sci Eng A-Struct* 528: 4468-4474.
6. Letkowska B, Frydman S (2011) Wear resistance of low carbon steels with boron. *Material of Conference XXXIX Szkoła Inżynierii Materiałowej, Kraków-Krynica*, pp: 27-30.
7. García L, Criado Portal AJ (2015) Steel of boron with dual structure for automobile screws, reducing manufacturing costs and environmental impact. *J Material Sci Eng* 4:190.
8. Queirós GW, Sánchez LG, Salazar JM, Portal AJ (2018) Improved wear resistance of boron steels by subcritical annealing and hardening with production cost savings and lower environmental impact. *J Material Sci Eng* 7: 411.



Contribution to The Knowledge of The Action of Boron in The Dual Structure of a Steel 30MnB5 by Means of X-Ray Diffraction

Growene W Queirós¹, Ignacio Carabias², Laura García Sanchez^{1*}, José M Gómez de Salazar¹ and Antonio J Criado¹

¹Department of Materials and Chemicals Engineering, Faculty of Chemistry, Complutense University of Madrid, Spain
²Faculty of Chemistry, Complutense University of Madrid, Spain

Abstract

The new thermal treatment of subcritical annealing and water quenching, applied to boron steels (30MnB5), which we propose in our research, achieve excellent variability in mechanical properties, as a result of obtaining a very versatile dual structure. In addition, there is a significant reduction in energy consumption and process time, which results in the Life Cycle Analysis (LCA) and process costs. The presence of boron favours the success of the thermal treatment. The explanation of the process has been investigated by means of a metallographic study, mechanical characterization and in this work the results obtained by means of the study of the treated and untreated samples by means of X-Ray diffraction are presented. The presence of very small FeB crystals in the structure are the cause of the dual structure and its good characteristics. They have only been detected by X-Ray Diffraction, although we have also tried Transmission Electron Microscopy with unclear results.

Keywords: Boron steel; Dual structure; X-ray diffraction

Introduction

Obtaining a dual structure in hypo-eutectoid carbon steels is a great advantage in these materials, as it allows two structures with very different properties to be combined: ferrite and martensite.

This results in a wide variety of mechanical properties depending on the proportion of both phases present. In addition to this achievement, it leads to a reduction in energy expenditure and processing times, coupled with quenching in a medium such as water. The end result is an excellent material from a mechanical point of view and with a very good Life Cycle Analysis (LCA), contributing to a lower environmental impact.

The dual steel we studied 30MnB5 has a high hardenability because it contains boron in its chemical composition. As with carbon, boron is soluble only in a very small proportion in the iron crystalline network [1]. The presence of small amounts of boron in a carbon steel allows its alphagenic transformation, favouring its hardenability. By using subcritical hardening thanks to the presence of boron, we save time and temperature in heat treatment, reducing environmental impacts [2,3].

The dual steels, because they have a structure with two phases that provide independent toughness and hardness, represent a very good alternative to other conventional materials. These steels have a homogeneous behaviour during creep, a large deformation hardening zone and a high ductility thanks to the ferrite-martensite combination [4]. This structure has a soft yield mechanical behaviour, low tensile strength/elastic limit ratio and high plastic conformation [5,6]. The steels (30MnB5) are applied in the automotive industry, in the manufacture of high-performance screws, agricultural and mining machinery, and in the war industry [7,8].

For a sustainability study linked to steels, the type of impact, the closed chain of Life Cycle Analysis (LCA) and its effects on the environment must be predicted in an ecological way [9-14].

In this research we have tried to see the possible influence of boron on the formation of a dual ferrite-martensite structure. For this, it is necessary to know where the boron is located. The presence of boron in the form of Fe2B borides can be in the ferrite, austenite or martensite and, with it, favour or not the formation of martensite in these steels

of low carbon content and for subcritical heating of low temperature and short heating times. With transmission electron microscopy it has not been possible to detect the presence of iron borides in the different phases; however, the use of X-ray diffraction has been able to detect the presence of these borides in the different phases. In this way, the presence of these borides is detected in the ferritic matrix of this steel 30MnB5, in its starting structure, distributed in a regular way. In steel treated thermally by subcritical quenching, borides are selectively found in austenite during heating and, after quenching, in the martensite of the dual structure [15,16].

Experimental Technique

In this investigation boron steel 30MnB5 has been used, in bars of different diameters, in reception state of normalized and cold drawn. Specimens of different dimensions have been cut (Figure 1).

The composition of 30MnB5 steel is shown in Table 1.

The thermal treatments applied to the samples for their observation in Scanning and Transmission Electron Microscopy, were:

- Reception status: normalized and cold drawn.
- Water hardening from 900°C.

C	Mn	P	S	Si	Cr	B
0.3	1.3	<0.035	<0.035	0.3	0.95	0.003

Table 1: Composition of steel (30MnB5), % by mass content.

*Corresponding author: Laura Garcia Sanchez, Department of Materials and Chemicals Engineering, Faculty of Chemistry, Complutense University of Madrid, Spain, Tel: (+34) 91 3944101; E-mail: gslaura@quim.ucm.es

Received January 24, 2019; Accepted February 15, 2019; Published February 25, 2019

Citation: Queirós GW, Carabias I, Sanchez LG, Salazar JM, Criado AJ (2019) Contribution to The Knowledge of The Action of Boron in The Dual Structure of a Steel 30MnB5 by Means of X-Ray Diffraction. J Material Sci Eng 8: 508. doi: 10.4172/2169-0022.1000508

Copyright: © 2019 Queirós GW, et al. This is an open-access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution License, which permits unrestricted use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original author and source are credited.

• Subcritical annealing at 770°C, for 15 minutes and quenching in water [2].

The metallographic preparation was done in a conventional way for the samples observed in Scanning Electron Microscopy [2] and for X-Ray Diffraction (Figure 1). The equipment used for the Scanning Electron Microscopy is a JEOL JSM 6400, operated at 20 KeV; while for the X-Ray tests a Philips diffractometer model X'PERT has been used, with $K\alpha$ of the Cu (0.15405 nm) with a voltage of 45 KV, a current intensity of 40 mA and a radius of incidence of 320, from a Cis-Extres process.

For Transmission Electron Microscopy, the preparation of the samples meant that they were thinned by electrolytic polishing, in an electrolytic polisher model LectroPol-5, applying a current of 2^a and 40v, during 12 seconds, at a temperature of 22°C. The samples were thinned by electrolytic polishing, in an electrolytic polisher model LectroPol-5, applying a current of 2^a and 40v, during 12 seconds, at a temperature of 22°C. The electropolished sample was cleaned by plasma in a Fischione model 1020 for 5 minutes. The equipment used for the Transmission Electron Microscopy is a JEOL 2000-FX equipped with Oxford Link hardware, for EDS-EDX microanalysis, and operated at 200 KeV. In addition, observations were made with a more powerful equipment model JEOL 2100-HT, equipped with an Oxford Link hardware, for EDS-EDX microanalysis, and operated at 400 KV.

Results

The steel reception structure studied in this research, 30MnB5, consists of a ferritic matrix of grains elongated in the direction of mechanical behaviour, with dispersed iron carbides of very irregular morphology. These iron carbides are associated in colonies (Figure 2).

This steel was subjected to a subcritical annealing heat treatment



Figure 1: Boron steel specimens 30MnB5 used.

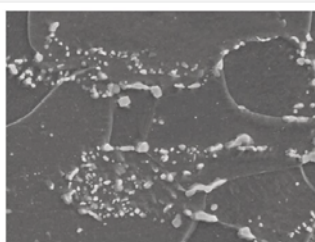


Figure 2: Microstructure of steel 30MnB5 in its receiving state. Iron carbide colonies are observed in a ferritic matrix.

at 770°C for 15 minutes and then tempered in water. The structure obtained with this treatment is dual-phase, formed by martensite and ferrite crystals (Figure 3).

A conventional heat treatment of annealing at 900°C for 30 minutes was also applied, followed by water quenching. The structure obtained with this treatment is total martensitic (Figure 4).

In this research we have tried to verify where boron is found, in the form of iron borides, and its location in the different phases of boron steel without heat treatment, with conventional heat treatment of hardening and with subcritical heat treatment of hardening. By means of Transmission Electron Microscopy in the described equipment (experimental technique section) we have not been able to observe the existence and location of iron borides (Figure 5). Possibly, this is due to their small size. So we try to detect them by X-Ray Diffraction.

The presence of boron in the form of borides is noted in X-ray diffractograms.

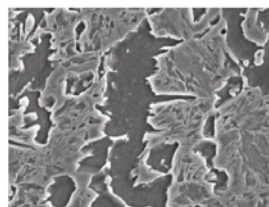


Figure 3: Microstructure of steel 30MnB5 after thermal treatment of subcritical annealing at 770°C and subsequent quenching in water. The ferrite and martensite crystals, corresponding to the dual structure, can be observed.

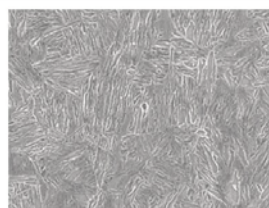


Figure 4: Martensitic microstructure of steel 30MnB5 after conventional heat treatment of annealing at 900°C followed by quenching in water.

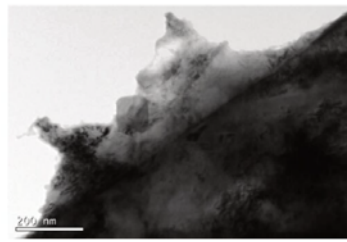


Figure 5: Microstructure of steel 30MnB5 after subcritical heat treatment at 700°C followed by water quenching. TiO crystals are observed.

In steel heated to 770°C for 15 minutes and tempered in water, iron borides are integrated and dissolved in the austenite, abandoning the ferrite, due to its gammagen character, and favouring the water quenching of the steel. Therefore, during heating, boron passes almost exclusively to austenite, remaining retained in austenite, which favours its quenching in water; iron borides appearing in the martensitic phase, as can be seen in the diffractogram in Figure 6.

If we heat the steel to 900°C for 30 minutes, the gammagen character of the boron favours its dissolution in the austenite, which this time is massive, transforming and favouring the appearance of martensite in the whole structure during water tempering, as can be seen in the diffractogram in Figure 7.

Another data that may be relevant is to check, where are the iron borides in the receiving steel. The diffractograms carried out on steel 30MnB5 show the generalized presence of these iron borides in the ferritic matrix, distributed in a regular way, as can be seen in the diffractogram in Figure 8.

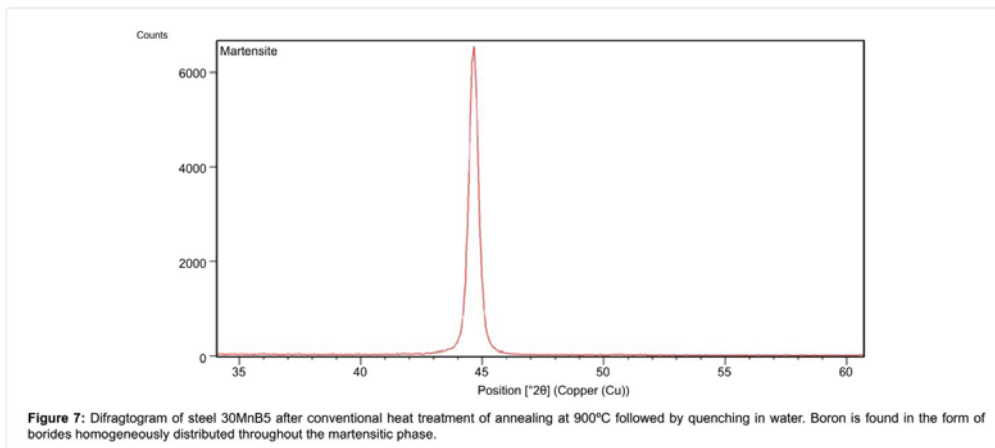
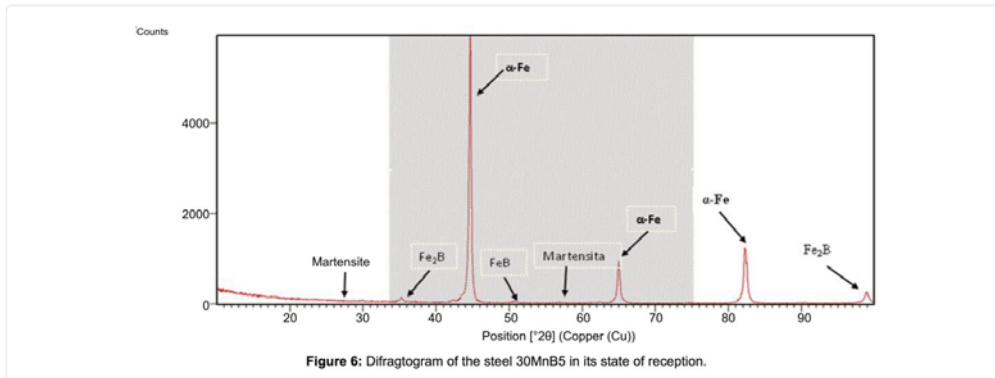
The X-Ray diffraction allow to detect the presence of iron borides in the different phases of the steel 30MnB5 and, therefore, its action on the martensitic transformation in the dual phase structure.

Conclusions

Transmission Electron Microscopy has not provided us with information on the presence of iron borides in the phases of dual-phase steel 30MnB5. The use of X-Ray Diffraction has been very useful to detect this presence.

30MnB5 steel is easily heat-treated to obtain a dual-phase structure, because boron almost massively dissolves in the austenitic phase during heating to 770°C for 15 minutes and leaves the ferritic phase remaining during this subcritical annealing. Tempering from 770°C in water allows the boron's tempering action to concentrate on the austenite colonies formed and favour their transformation to martensite.

In the case of annealing at 900°C, boron is distributed throughout the austenitic structure, favouring transformation to total martensite



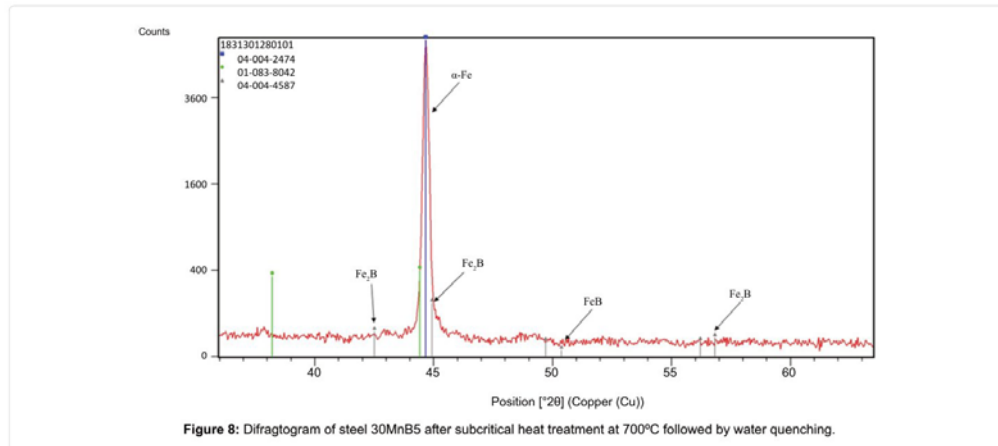


Figure 8: Diffractogram of steel 30MnB5 after subcritical heat treatment at 700°C followed by water quenching.

during water quenching. This fact is corroborated in the diffractogram carried out on steel 30MnB5, annealed at 900°C for 30 minutes and tempered in water.

It is clear from the X-Ray diffractograms that the selective preference of boron for austenite allows it to concentrate on the proportion of austenite formed during the subcritical annealing of 30MnB5 steel at 770°C for 15 minutes, favouring the presence of the dual-phase structure after it has been quenched in water.

References

1. López-Chipres E, Tesis doctoral (2008) Study of the hot creep behavior of an advanced high strength steel with low carbon content NiCrVCu microalloyed with boron. IIM-UMSNH, Morelia, México.
2. Queirós GW, Sánchez LG, Salazar JM (2018) Portal AJC: Improved Wear Resistance of Boron Steels by Subcritical Annealing and Hardening with Production Cost Savings and Lower Environmental Impact. *J Material Sci Eng* 7: 1-4.
3. García SL, Criado Portal AJ (2015) Steel of Boron with Dual Structure for Automobile Screws, Reducing Manufacturing Costs and Environmental Impact. *J Material Sci Eng* 4: 1-4.
4. Monsalve A, Artigas A, Castro F, Colás R, Houbart Y (2011) Characterization of dual-phase steels obtained by hot rolling. *Metallurgy Magazine* 47: 5-14.
5. Garmón Garrido J (2014) Study of the microstructural evolution and mechanical properties in the ZAT of martensitic ferrite steels submitted to localized TT.
6. Quintana HMJ, González RO (2010) Propiedades mecánicas de aceros de fase dual de grano ultrafino. Escuela de Ingeniería, Universidad Panamericana, México DF.
7. He L, Jin Z, Lu J, Tang J (2002) Modulated structures of Fe-10Mn-2Cr-1.5 C alloy. *Mater Des* 23: 717-720.
8. Mazinani M, Poole WJ (2007) Effect of martensite plasticity on the deformation behavior of a low-carbon dual-phase steel. *Metall Mater Trans A* 38: 328-339.
9. Wiedmann T, Minx J (2008) A Definition of Carbon Footprint In: C. C. Pertsova, *Ecological Economics Research Trends*, Nova Science Publishers, Hauppauge NY, USA, pp: 1-11.
10. Marín GHC (2014) Life Cycle Assessment (LCA) of steel making process. National University of Colombia, Manizales, Colombia.
11. ICONTEC (2007) Environmental management-Life cycle assessment-Principles and framework. NTC-ISO14040.
12. IPCC (2014) Climate Change 2013: The Physical Science Basis. Contribution of Working Group I to the Fifth Assessment Report of the Intergovernmental Panel on Climate Change; Cambridge University Press: Cambridge, UK; New York, NY, USA, pp: 659-74.
13. Pandey D, Agrawal M, Pandey J (2010) Carbon footprint: current methods of estimation. *Environmental Monitoring and Assessment* 178: 135-160.
14. LCM (2005) Innovation by Life Cycle Management (Programme). Barcelona, España.
15. Christian JW (1975) The theory of transformation in metals and alloys. Pergamon, Oxford.
16. Shao G, Tsakiroopoulos P (1994) Prediction of phase selection in rapid solidification using time dependent nucleation theory. *Acta Metall Mater* 42: 2937-2942.

Comparative Life Cycle Analysis (LCA) Study on Two Wear-Resistant Boron Steels: RAEX450 and 30MnB5

García Sanchez L*, Growene W Queirós, José M Gómez de Salazar and Antonio J Criado

Department of Materials and Chemicals Engineering, Faculty of Chemistry, Complutense University of Madrid, Spain

Abstract

The inter-critical annealing and water quenching heat treatment proposed by us is a practical example of environmental sustainability applied to wear-resistant boron steels. In this research we try to compare the LCAs of two wear-resistant steels, a RAEX450 widely used in the industry today and cheaper 30MnB5 boron steel without alloy elements. The 30MnB5 steel has been given an inter-critical annealing and hardening treatment and the RAEX450 a conventional annealing and hardening treatment. The mechanical properties achieved are similar to or better than those of boron steel; but the energy savings with this steel and its environmental impact are notably more positive for the environment.

The LCA of the heat treatment applied to 30MnB5 is significantly more positive than that applied to RAEX450, without affecting its mechanical properties as wear-resistant steel.

Keywords: Life cycle • Environment • Steels • Mechanical properties • Wear

Introduction

We live in the era of "Industry 4.0", or the Fourth Industrial Revolution, always taking into account when the first Industrial Revolution (1760-1840) took place. Within this industrial revolution the reduction of environmental impacts has become a universal priority. Industrial growth must be proportional to the growth of clean technologies. The study of Life Cycle Assessment (LCA) is key in all phases of the ecological and economic sustainability of an industrial product or service.

The inter-critical heat treatment proposed by us is a practical example of economic and environmental sustainability applied to wear-resistant boron steels. In this research we tried to compare the LCAs of two wear-resistant steels, a RAEX450 and a 30MnB5 boron steel, which was subjected to an inter-critical treatment. This inter-critical treatment improves the LCA by lowering the treatment temperatures, saving the heat energy used and reducing the procedure time, obtaining the same mechanical characteristics and even better in some aspects such as wear resistance and toughness. We are going to see all this in front of a typical example in the industry as they are the steels RAEX450, resistant to the wear, with a typical heat treatment of heating to 900°C during 30 minutes, hardening in water and later tempering to 600°C during 120 minutes.

This inter-critical heat treatment that we apply to 30MnB5 steel consists of heating to 770°C for 15 minutes with subsequent hardening in water. In this way, the tempering phase is cancelled and the temperature and annealing time are reduced.

By using this boron steel without alloy elements, which is an economic and environmental improvement, it has at the end of its treatment a better resistance to wear than the alloy RAEX450 steel, for the application for which it has been designed, improving, in addition, the toughness.

In addition to the energy and process time savings, a mechanically very advantageous dual martensite-ferrite structure is obtained.

*Address for Correspondence: Laura García S, Department of Materials and Chemicals Engineering, Faculty of Chemistry, Complutense University of Madrid, Spain, Tel: (+34) 91 3944101; E-mail: gslaura@quim.ucm.es

Copyright: © 2020 Sanchez LG. This is an open-access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution License, which permits unrestricted use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original author and source are credited.

Received 07 April 2020; Accepted 24 April 2020; Published 30 April 2020

Our LCA study will be applied under the door-to-door concept, not from the cradle to the grave.

Technical Proposal and Advantages

Our technological proposal has been to act in classic heat treatments, trying to improve them and also with the fixed goal of improving the environmental impact. In the case we are investigating boron steels resistant to wear, we think that the classic heat treatment of hardening and tempering was excessive in terms of fuel consumption. Boron, due to its very high hardenability, could be used to obtain dual phase ferrite-martensite type structures.

The first thing we thought of was to use boron steel, with a low carbon content, allowing only the influence of this element to appear without the presence of other alloying elements.

The applications of these steels are, almost always, using them in flat sections: plates, sheets, tubes, discs, etc., of a not very big section and resistant to the wear, and of great hardness, reason why the minimum radius Jominy must not be very big.

Two expensive boron steels of great current industrial interest have been selected for this study: RAEX450 steel and boron steel without alloys, 30MnB5. For the 30MnB5 steel, a novel heat treatment proposed by us has been used: an inter-critical annealing at 750°C for 15 minutes and subsequent quenching in water. RAEX450 steel retains its conventional heat treatment of annealing at 900°C for 30 minutes, water quenching and final tempering at 600°C for 120 minutes.

The final structure of both steels is different. While RAEX450 steel has a classic structure of tempered martensite, 30MnB5 steel shows a dual phase structure of ferrite-martensite. The mechanical properties are similar, although with an improvement by the steel 30MnB5. These improvements are more noticeable in the hardness and, consequently, in its resistance to wear, which is the purpose of using these steels for wear.

Figure 1 shows the martensitic structure of RAEX450 steel and Figure 2 shows the dual phase ferrite-martensite structure. As it is evident, the characteristics of the two steels are different and compete with each other, being more positive those of the dual steel. All this has been verified in our research [1-5].

A summary of the mechanical properties of both steels is shown in Table 1. The RAEX450 steel with conventional treatment of quenching in

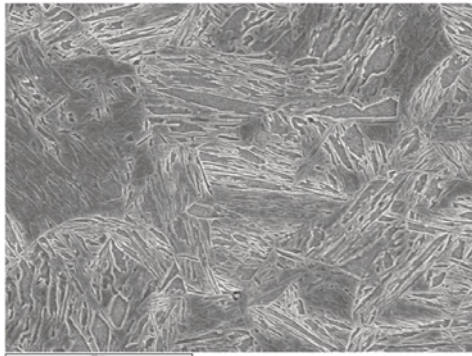


Figure 1. Micrograph showing the martensitic structure of RAEX450 steel.

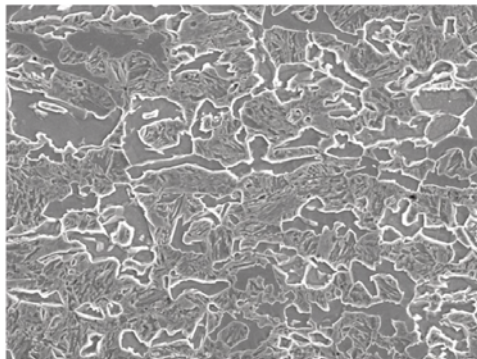


Figure 2. Micrograph showing the dual phase ferrite-martensite structure of 30MnB5 steel.

Table 1. Summary of the mechanical properties of both steels.

	Resistance (MPa)	Elongation (%)	Wear Resistance (Coefficient of friction)	Hardness (Vickers)
RAEX450	1300	6	0.63	573
30MnB5	1600	5	0.54	632

water from 900°C for 60 minutes and tempering at 500°C for 30 minutes, and the 30MnB5 steel with inter-critical treatment of heating to 750°C for 15 minutes and quenching in water.

As you can see, 30MnB5 steel is equal or superior to RAEX450, with the heat treatments described. At first sight, we can see how the inter-critical treatment of 30MnB5 steel is more positive in terms of manufacturing times, and we are going to prove that it is more positive to the environment in terms of CO₂ emissions. Taking into account the treatment temperatures and duration times, it is possible to calculate the cubic metres of CO₂ generated and the energy consumed in the two processes applied to these wear steels.

Determination of CO₂ release during heat treatment of 30MnB5 steel and RAEX450 steel in a homogenized furnace

For a preheated and homogenized furnace, the release of CO₂ is determined only as a function of the heating time of the parts and their respective hardening. For this purpose, we start by determining the amount

of CO₂ released during the heat treatment of RAEX450 steel.

Determination of the release of CO₂ during the heat treatment of RAEX450 steel in a homogenized furnace

Based on the heat capacity formula:

$$Q = m \cdot C_p \cdot \Delta T$$

where:

- Q is the amount of heat received by the steel.
- m is the mass of the steel.
- Cp is the specific heat or heating capacity of the steel.
- T is the temperature variation.

In this case we know that the heat capacity of steel is 0.486KJ/kg-K and the mass of reference steel is 1000 kg. For a hardening heat treatment of RAEX450 steel at a temperature of 900°C and a tempering at 500°C, the amount of heat required for each treatment can be calculated.

In this way, considering the temperature used in the hardening T₁=1173 K and the temperature used in the tempering T₂=773 K, the amount of heat can be determined, obtaining the following results in Table 2.

On the other hand, taking into account that the CO₂ emission factor in fossil fuels is 1 Kw/h = 0.35 kg of CO₂ [6,7] and the treatment times for hardening and tempering are 0.5 h and 2 h, respectively, we have in Table 3.

In short, for a complete hardening and tempering treatment of RAEX450 steel, the amount of CO₂ emitted would be the sum of the emissions from both treatments, the total value being 100.4kg.

Determination of the CO₂ release during the heat treatment of 30MnB5 steel, in a homogenized furnace

We start again from the formula of the calorific capacity:

$$Q = m \cdot C_p \cdot \Delta T$$

Table 2. Amount of heat can be determined.

Temperature (K)	Q (KJ)	Q (Kw/h)
1173	570078	158.35
773	375678	104.35

Table 3. Treatment times for hardening and tempering.

Temperature (K)	Time (h)	Q (Kw/h)	Furnace (Kw)	CO ₂ emission (kg)
1173	0.5	158.35	79.175	27.4
773	2	104.35	208.7	73

Table 4. Heat capacity of the steel.

Temperature (K)	Q (KJ)	Q (Kw/h)
1043	506898	140.8

Table 5. CO₂ emission factor in fossil fuels.

Temperature (K)	Time (h)	Q (Kw/h)	Furnace (Kw)	CO ₂ emission (kg)
1043	506898	140.8	35.2	12.32

Table 6. Current cost of electricity.

Steel	CO ₂ emission (kg)	Costs (€)
RAEX450	100.4	15.3
30MnB5	12.32	2

Table 7. Difference in costs of energy consumption for the mentioned steels.

Steel	Time (h)	Q (Kw/h)	CO ₂ emission (kg)	Costs (€)
RAEX450	2.5	158.35	100.4	15.3
30MnB5	0.25	140.8	12.32	2

In this case, the heat capacity of the steel is 0.486KJ/kg-K and the mass of reference steel is 1000kg. For an inter-critical heat treatment of 30MnB5 steel at a temperature of 770°C, the heat quantity determined in Table 4.

On the other hand, taking into account that the CO₂ emission factor in fossil fuels is 1Kw/h = 0.35kg of CO₂ [6,7] and the treatment time 0.25h, we have in Table 5.

Difference in heat treatment emissions of 30MnB5 and RAEX450

To determine the difference in CO₂ gas emissions between an inter-critical annealing treatment of 30MnB5 steel versus a hardening and tempering treatment of RAEX steel, we calculated the difference:

$$m=100.4-12.32=88.08 \text{ kg de CO}_2 \text{ emission.}$$

That is, by eliminating the tempering stage and performing an inter-critical annealing treatment, 30MnB5 steel can save a CO₂ emission into the atmosphere of 88.08kg.

Determination of the change in energy costs of RAEX450 steels and 30MnB5 boron steels

Taking into account that the current cost of electricity is 1kw/h = 0.1527 EUR [8], the energy cost for RAEX450 and 30MnB5 steels would be as given in Table 6.

Therefore, the difference in costs of energy consumption for the mentioned steels will be 13.3 EUR, that is, for each ton treated, 13.3 EUR would be saved, in each procedure (Table 7).

In short, inter-critical annealing treatment is more sustainable, economical and environmentally friendly.

Conclusions

Some interesting criteria can be deduced from the proposed research. With non-alloy anti-wear steel, only with boron and manganese, 30MnB5, it is possible to obtain a cheaper material, with lower manufacturing costs and with mechanical performance similar to RAEX alloy anti-wear steel.

It is a matter of intervening in the heat treatment process. With RAEX450 steel, such as the treated one, a hardening heat treatment is carried out, consisting of an annealing at 900°C for 30 minutes and subsequent hardening in water. Then, a tempering treatment is carried out at 600°C for 120 minutes.

Our proposal to improve this material and its environmental impact and economic performance is to use a non-alloy wear-resistant steel, 30MnB5, which is more economical and has less environmental impact, with an inter-critical annealing heat treatment of 770°C for 15 minutes and subsequent quenching in water, with the consequent cost savings and much lower gas emissions (CO₂). All this without loss of mechani

References

1. Antonio Jose, Criado, and Laura García. "Steel of boron with dual structure for automobile screws, reducing manufacturing costs and environmental impact." *Journal of Material Science and Engineering* 4(2015): 1-4.
2. Antonio Jose, Criado García Laura and Growene Mugas. "Obtaining multiphase structure with a subcritical annealing followed by quenching in water/oil DIN CK55 steel." *International Journal of Recent Scientific Research (IJRSR)* 6(2015): 6506-6511.
3. Antonio Jose, Criado Growene Mugas, Laura García and Jose Gomez de Salazar. "Improved wear resistance of boron steels by subcritical annealing and hardening with production cost savings and lower environmental impact." *Journal of Material Science and Engineering* 7(2018):1-4.
4. Antonio Jose, Criado Growene Mugas, Jorge Bermejo, Laura García and Jose Gomez de Salazar. "Improvement of the Mechanical Properties of 30MnB5 Wear Resistant Steel by Subcritical Annealing and Water Quenching, Improving Its Life Cycle Analysis." *Journal of Material Science and Engineering* 7(2018):1-3.
5. Antonio Jose, Criado Growene Mugas, Carabias I, Laura García and Jose Gomez de Salazar. "Contribution to the Knowledge of the Action of Boron in the Dual Structure of a Steel 30MnB5 by Means of X-Ray Diffraction." *Journal of Material Science and Engineering* 8(2019):1-4.
6. <https://www.miteco.gob.es/es/cambio-climatico/temas/mitigacion-politicas-y-medidas/>
7. <http://www.caib.es/sacmicrofront/archivopub.do?ctrl=MCRST472Z1160397&id=160397>
8. <https://tarifasgasluz.com/comercializadoras/energia/precio-kwh-cal-caracteristicas-y-consumo> and with some improvement in its application as wear-resistant steel.

How to cite this article: García Sanchez L, Growene W Queirós, José M Gómez de Salazar and Antonio J Criado. "Comparative Life Cycle Analysis (LCA) Study on Two Wear-Resistant Boron Steels: RAEX450 and 30MnB5". *J Material Sci Eng* 9 (2020) doi: 10.37421/jme.2020.9.551

VIII. BIBLIOGRAFÍA

1. BERLINER BEVER, M.: “Encyclopedia of Materials Science and Engineering”. PergamonPress, USA, (1986).
2. ASHBY, M.F.: “Materials Selection in Mecanical Design”. Elsevier. Butterworth-Heinemann, Edición 3, USA, (2008).
3. ANECA.: “Libro blanco: Estudios de grado de Ingeniería de Materiales”. Agencia Nacional de Evaluación de la Calidad y Acreditación. Editado por la Universidad Politécnica de Madrid (Madrid), España, (2007).
4. INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE (IISI).: “Environmental Control in the Steel Industry”. Documentos preparados para la Conferencia Mundial ENCOSTEEL, Bruselas, (1991).
5. ASHBY, F. & JONES, H.: “Engineering Materials”, (1992).
6. ILLESCAS, S.: “Estudio del efecto de los elementos microaleantes en un acero HSLA” Tesis de Maestría. Universidad Politécnica de Cataluña. Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, (2008).
7. <https://members.marticonet.sk/jkuba/normy/EN-10083-3-Technical-delivery-conditions-for-alloy-steels.pdf>.
8. CRIADO, A. J.: “Estructuras metalográficas de aleaciones hierro-carbono”, ISBN-13: 978-84-693-4649-5. Madrid, (2008).
9. NAGANATHAN, A.R. & ALTAN, T.: “Aceros al boro para el estampado en caliente de partes automotrices”, Stamping Journal, Madrid, España,(2007).
10. ANAZADEH, A. & KHEIRANDISH, S.: “Affect of the Tempering Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of Dual Phase Steels”. Materials Science and Engineering A, (2012).
11. AMERICAN SOCIETY FOR METALS.: “Boron steel (2ndedn)”. American Society for Metals, Metals Park, New York, (1953).

12. MEJÍA, I.; BEDOLLA, J. A.; MALDONADO, C. & CABRERA, J.M.: “Hot ductility behavior of a low carbon advanced high strength steel (AHSS) microalloyed with boron”. *Materials Science and Engineering: A* 528, pp. 4468-4474, (2011).
13. MATSUO, K.: “93rd Iron making Sectional Meeting, Production. Technique Division of the Iron and Steel Institute of Japan”, Japan, (2003).
14. FLÓREZ UVA, A.: “Estandarización del proceso de fabricación de acero líquido en el horno eléctrico de arco "Lectromelt" de la empresa Acerías de Caldas S.A.”. Universidad Nacional de Colombia, Facultad de Ingeniería y Arquitectura. Manizales (Colombia), (2004).
15. WORLD STEEL ASSOCIATION.: “Steel and energy”. Bruselas, (2008).
16. WORLD STEEL ASSOCIATION.: “Breaking through the technology barriers”. Bruselas, (2009).
17. WORLD STEEL ASSOCIATION.: “Spreading industry best practice”. Bruselas, (2008).
18. <http://manuelvallina.blogspot.com.es/2014/02/los-aceros.html>.
19. WORLD STEEL ASSOCIATION, 2011; World Steel Association, (2012).
20. WORLD STEEL ASSOCIATION: “Sustainable steel. Policy and indicators 2012”. Bruselas, (2012).
21. <https://www.worldsteel.org> (2017).
22. LLEWELLYN, T. & YHUDD, C.: “Steels: Metallurgy & Applications”, Butterworth Hienemann, Oxford, (1998).
23. PERO-SANZ, A.: “Ciencia e ingeniería de materiales. Metalurgia física: estructura y propiedades”, Edit. Dossat S.A., Madrid, (1992).
24. CHES, H. A & PARK, J. M.: “Start-Up and some experience of CAS-OB at POSCO”. *Archives of Metallurgy and Materials*, Vol. 53, Issue 2, pp.637-642, (2008).
25. MILLÁN, G. S.: “Procedimientos de Mecanizado”. Edit. Paraninfo. ISBN 84-9732-428-5. Madrid, (2006).

26. GARDEY, B; BOUVIER, S.; RICHARD, V. & BACROIX, B.: “Caracterización de aceros dual-phase obtenidos por laminación en caliente” Revista de metalurgia, CENIM, vol.1., (2011).

27. RUIZ, A. M.: “Caracterización microestructural, micromecánica y tribológica de aceros dual phase de alta resistencia sometidos a procesos de perfilado en frío”. Tesis para optar al grado de Magíster. Universidad Complutense de Madrid, Facultad de Ciencias Físicas, Departamento de Física de Materiales. Madrid, España, (2012).

28. CÓRDOVA, G. L.: “Desarrollo de microestructuras duales en aceros de baja aleación sinterizados”; PFC Universidad Carlos III, Ingeniería Industrial, (2014).

29. ALTAN, T.: “Hot-stamping boron-alloyed steels for automotive parts. Part I: Process methods and uses”. Center for Precision Forming (CPF), Engineering Research Center for Net Shape Manufacturing, The Ohio State University, (2006).

30. KONIECZNY, A.: “Advanced High Strength Steels – Formability,” Great Designs in Steel, (2003).

31. AMERICAN IRON AND STEEL INSTITUTE, www.autosteel.org. K-2.S. Keeler, “Increased Use of Higher Strength Steels”, PMA Metal forming magazine, (2002).

32. KEELER, S.: “Increased Use of Higher Strength Steels,” PMA Metal forming magazine, (2002).

33. SHI, M. et al: “Formability Performance Comparison between Dual Phase and HSLA Steels,” Proceedings of 43Mechanical Working and Steel Processing, Iron & Steel Society, 39, (2001).

34. SPEICH, R. & MILLER, L.: “Mechanical properties of ferrite-martensite steels in structure and properties of Dual-phase steels.” New Orleans: The Metallurgical Society of AIME, (1979).

35. MONSALVE, A.; ARTIGAS, A.; CASTRO, F.; COLÁS, R. & HOUBAERT, Y.: “Caracterización de aceros dual-phase obtenidos por laminación en caliente”. Revista de Metalurgia, CENIM, Vol.47, (2011).

36. PICHLER, A. et al.: "Phase transformation during annealing of a cold-rolled dual phase steel grade". 42nd Mechanical Working and Steel Processing Conference: Toronto. Ontario (Canada), (2000).
37. BLECK, W. & ANDREAS, F. J.: "Niobium in Dual Phase and Trip Steels". International Symposium on Niobium. Orlando, FL, (USA), (2001).
38. PÉREZ, G.: "Estudio de la soldabilidad de aceros avanzados de alta Resistencia (AHSS): martensíticos, doble fase (DP) y plasticidad inducida por transformación", Saltillo, México,(2008).
39. JYE-LONG, L. & BHADSHIA, H.: "A methodology for the prediction of time-temperature-transformation diagrams". Material Science and Engineering A. Vol.171, (1993).
40. SAUNDERS, N.; GUO, Z.; LI, X.; MIODOWNIK, A.P. & SCHILLÉ, J.P.: "The calculation of TTT and CCT diagrams for General Steels". Thermotech Ltd., Surrey Technology Centre. The Surrey Research Park, U.K., (2004).
41. TUMULURU, M.: "Resistance spot welding techniques for advanced high-strength steels (AHSS)". In Shome, M. and Tumuluru, M. (eds). Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS), 1ed., chapter 3, Sawston, Cambridge, UK, Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies, n.85, (2015).
42. MADIAS, J.: "Avances en la producción y aplicación de aceros bifásicos". Avances en la producción y aplicación de aceros bifásicos. (2014).
43. <https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/first.gen.es>.
44. HILDITCH, T.B.; SOUZA, T. & HODGSON, P.D.: "Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS)", In Shome, M. and Tumuluru, M. (eds), Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS), 1ed., chapter 2, Sawston, Cambridge, UK, Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies, n.85, (2015).
45. KEICHEL, J.; CRUMBACH, M.; SCHRAVEN, P. & GOTTSTEIN, G., "Recrystallisation texture development in cold rolled super duplex stainless steel", JA Szpunar (Ed.), Proceedings of the 12th International Conference on Texture of Materials, vol. 2, NRC Research Press, Montreal, Canada pp. 817-823, (1999).

46. LIEDL,U.; TRAJNT, S. & WERNER, E.A.: “An unexpected feature of the stress-strain diagram of dual-phase steel”. Computational Materials Science. Vol.25, N° 1, (2002).
47. TYAGI, R.; NATH, S.K. & RAY, S.: “Dry sliding friction and wear in plain carbon dual phase steel”. Metall. Mater. Trans. A 32, pp.359–367, (2001).
48. TYAGI, R.; NATH, S.K. & RAY, S.: “Development of wear resistant medium carbon dual phase steels and their mechanical properties”. Mater. Sci. Technol. 20, pp.645–652, (2004).
49. KAPADIA, H. & BEHRAM, M.: “Prediction of the Boro Hardenability, Effect in Steel- A Comprehensive Review, Proceeding of Symposium”. Hardenability Concepts with Applications to Steel, pp.448-480, (1997).
50. YAMANAKA, K. & OHMORI, Y.: “Effect of Boron on Transformation of Low Carbon Low Alloy Steels” Trans, ISIJ, 17,p. 92, (1977).
51. WERNER, D.H.: “Boron and Boron Containing Steels”. Verlag Stahl Eisen, Germany, (1995).
52. TITIVA, T.I.; SHULGAN, N.A. & YU MALYKHINA, I.: “Effect of boron microalloying on the structure and hardnability of building Steel”. Metal Science and Heat Treatment. Vol.49, No.1-2, pp.39-44, (2007).
53. JACUINDE, B; MALDONADO, M.A & CABRERA, J.M.: “Hot Ductility Behavior of a Low Carbon Advanced High Strength Steel (AHSS) Microalloyed with boron” Materials Science and Engineering. A. Vol.528, No 13.-14, pp.4468-4474, (2001).
54. RAY, R.; PANCHANATHAN, V. & ISSEROW, S. J.: “Microestructura y propiedades mecánicas de los aceros para herramientas con ultraalto contenido de boro”. Met. Jun.1983: 30, (1983).
55. SIEBERT, C.A.; DOANE, D.V. & BREEN, D.H.: “The Hardenability of Steels- Concepts, Metallurgical Influences and Industrial Applications”. American Society for Metals. Ohio, Metals Park, p. 218, (1977).
56. CHIPRES, L.E.: “Estudio del comportamiento a fluencia de aceros microaleados al boro”. Tesis doctoral. IIM-UMSNH. Morelia, México, (2008).
57. POWERS, A.E & CARLSON, R.G. : “The Effect of Boron on Notch Toughness and Temper Embrittlement of Steels”, En: Transactions ASM, Vol. 46, pp 483-493, (1954).

58. SHARMA, R.C.; PURDY, G.R. & KIRKALDY, J.S.: “Thermodynamics and phase equilibria for the Fe–C–Cr system in the vicinity of the eutectoid temperature”, American Society for metals, Vol.10A, (1979).
59. SHARMA, R.C. & PURDY, G.R.: “Nucleation Limitation and Hardenability”. Metallurgical Transactions. Vol. 4, pp.2303- 2311, (1973).
60. MASAKATSU, U. & ASHAHI, H.: “Necessary Conditions for the Maximum Hardenability Effect of Boron and an Experimental Formula for Estimating the Hardenability of Boron Added Steels”. Proceedings of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern High Strength Low Alloy Steels. Pittsburg U.S. pp.257 – 270, (1991).
61. MAITREPIERRE, D.; THIVELLIER, R.J.; ROUSSEAU, D. & TRICOT R.: “Microstructure and Hardenability of Low Alloy Boron- Containing Steels”. Proceedings of a Symposium Hardenability Concepts with Applications to Steel. Pp. 422- 447. Oct. 24-26, (1977).
62. COLDREN, A.P.; JOSHI, A. & STEIN, D.F.: “Identification of Atomic Boron in Steel by Auger Electron Spectroscopy”. Metallurgical Transactions. Vol.6a, pp.2304-2305, (1975).
63. TAYLOR, K. A.: “Grain-Boundary Segregation and Precipitation of Boron in. 0.2 Percent Carbon Steels.” *Metall. Trans. A* 23A: 107-19, (1992).
64. ASHBY, M. F. & JONES, D.R.H.: “Engineering Materials 2”. Oxford: Pergamon Press, (1992).
65. MIIHKINEN, V.T.T. & EDMONDS, D.V.: “Microstructural examination of two experimental high-strength bainitic low-alloy steels containing silicon”. *Mater. Sci. Technol.* 3, pp.422-431, (1987).
66. MIIHKINEN, V.T.T. & EDMONDS, D.V.: “Tensile deformation of two experimental high-strength bainitic low-alloy steels containing silicon”. *Mater. Sci. Technol.* 3, pp.432-440, (1987).
67. GALEANO, R.: “Influencia del boro en las propiedades mecánicas de aceros bainíticos avanzados”. Universidad Nacional de Colombia: Bogotá, Colombia. Facultad de Ingeniería, (2015).

68. AGLAN, H.A.: "Mechanical and fracture behavior of bainitic rail steels". *Materials Process Technology*, pp.268 – 274, (2004).
69. ASKELAND, R. R.: "Ciencia e ingeniería de materiales". 6ª edit. México, D.F Cengage Learning, pp.308-311, (2011).
70. CETINA, S.M.: "Obtención y evaluación de las propiedades mecánicas del acero bainítico Fe-0.32C-1.45Si-1.97Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.10V aleado con Boro". Tesis de Maestría. Universidad Nacional de Colombia. BOGOTÁ, D.C, (2011).
71. SAEED, N.; GHALI, H.; FARAMAWY, S. & EISSA, M.M.: "Influence of Boron Additions on Mechanical Properties of Carbon Steel". *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 11, pp.995-999, (2012).
72. MEJÍA, I.; BEDOLLA-JACUINDE, A.; MALDONADO, C. & CABRERA, J.M.: "Hot ductility behavior of a low carbon advanced high strength steel [AHSS] microalloyed with boron". *Materials Science and Engineering A528*, pp.4468–4474, (2011).
73. GARCÍA, L. S. & CRIADO, A.J.: "Steel of Boron with Dual Structure for Automobile Screws, Reducing Manufacturing Costs and Environmental Impact". *J Material SciEng* 4: 190, (2015).
74. QUEIRÓS, G.W.; BERMEJO, J.; GARCÍA, L. S.; GÓMEZ DE SALAZAR, J.M. & CRIADO, A.J.: "Improvement of the Mechanical Properties of 30MnB5 Wear-Resistant Steel by Subcritical Annealing and Water Quenching. Improving Its Life Cycle Analysis". *J Material SciEng* 7: 495, pag. 3, (2018).
75. BEARD, A.P. et al.: "Stainless Steel Base Boron Alloys". Knolls Atomic Power Laboratory : KAPL-137 1, (1960).
76. RODES, R. C.: "Prontuario Metalotécnico, Tomo II, Aplicación". INTA, (1963).
77. GUSEJNOV, R.K.: "Properties of Boron Microalloyed Structural Steel". *Metalovedeniei, Termiches, kaya, Obrabotka, Mettallov*, n.7, pp 35 – 37, (1991).
78. CHE, H. S. & PARK, J. M.: "Start-Up and some experience of CAS-OB at POSCO". *Archives of Metallurgy and Materials*. Vol.53, Issue 2, p.637-642. Espacio Marketing, (2008).
79. MEYERS, M. & CHAWLA, K.: "Mechanical Behavior of Materials". Second Edition. Cambridge University. Cambridge. U.K, (2008).

80. OWERS, A.E. & CARLSON R.G.: "The Effect of Boron on Notch Toughness and Temper Embrittlement of Steels". Transactions ASM, Vol.46, pp.483-493, (1954).
81. AVENER, S.H. "Introduction to Physical Metallurgy". Sydney .McGraw Hill, (1989).
82. BAGUR, R.: "Procesos de manufactura. México D.F." Curso universitario de Ingeniería Metalúrgica, Universidad La Salle, (2002).
83. KUCHER, A.: "Tecnología de Metales". Moscú, (1989).
84. APRAIZ, B. J.: "Tratamientos Térmicos de los Aceros". Editorial Dossat, S.A. 8ªedit, (1981).
85. SMITH, W. F.: "Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales". Madrid. Mc Graw Hill, (1998).
86. SANZ, P.A.: "Ciencia e Ingeniería de Materiales. Metalurgia Física: estructura y propiedades". Edit. Dossat S.A., Madrid, (1992).
87. www.iso.org/ISO/home/about/theISO_story.htm.
88. CALLISTER ,W.D.: "Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales", Editorial Reverté, 61, EEUU, (1996).
89. GREENS/EFA.: "The circular economy package. A transformation for all!" <http://www.greens-efa.eu/the-circular-economy-package-14913.html>, (2015).
90. MADÍAS, J.: "Avances en la producción y aplicación de aceros bifásicos". Acero Latinoamericano N° 532, Mayo-Junio, pp. 46-54, (2012).
91. ICONTEC: "Gestión ambiental. Análisis de Ciclo de Vida: Principios y Marcos de Referencia". NTC-ISO14040, (2007).
92. WIEDMANN, T. & MINX, J.: "A Definition of Carbon Footprint". C. C. Pertsova, Ecological Economics Research Trends, n.1, p.1-11, Nova Science Publishers, Hauppauge NY, USA, (2008).
93. MARÍN, G. & CADAVID, H.: "Análisis de Ciclo de Vida (ACV) del Proceso Siderúrgico". Universidad Nacional de Colombia, (2014).
94. JOLLIET et al.: "A user guide for the life cycle impact assessment". Methodology. impact 2002+ ,(2003).

95. GALLAGHER, J.; STYLES, D.; MCNABOLA, A. & WILLIAMS, A.P.: “Life cycle environmental balance and greenhouse gas mitigation potential of micro-hydropower energy recovery in the water industry”. J. Clean Prod, (2015).
96. GLICK, S.: “Life-cycle Assessment and Life-cycle Costs: A Framework with Case Study Implementation Focusing on Residential Heating Systems”. Tesis Doctoral. Colorado State University, Colorado, (2007).
97. MICHAEL D.; PHILIP, L; BUCKINGHAM, J & EVANS,C. “Gestión de Residuos Tóxicos: Tratamiento, Eliminación, y Recuperación de Suelos”. Vol.I, Editorial McGraw-Hill, Spain, (1998).
98. INTERNATIONAL STANDARD ORGANIZATION (ISO) 14043:1.2000.: “Environmental Management -- Life Cycle Assessment -- Life Cycle Interpretation (LCI)”, (2007).
99. INTENATIONAL STANDARD ORGANIZATION (ISO) 14040:2: “Draft Life Cycle Assessment, Principles and Guidelines”, The Society of Environmental. Toxicology and Chemistry. (<http://www.setac.org>), (2006).
100. INTENATIONAL STANDARD ORGANIZATION (ISO) 14001.: “Sistemas de Gestión Ambiental”, Requisitos con orientación para su Uso, (2007).
101. INTENATIONAL STANDARD ORGANIZATION (ISO) 14040:2006.: “Environmental Managment -- Life Cycle Assessment -- Principles and Framework”, (2015).
102. <https://www.iso.org/news/2006/07/Ref1019.html>
103. ICONTEC.: “Gestión Ambiental. Análisis de Ciclo de Vida. Principios y Marco de Referencia”, NTC-ISO 14040 (Segunda actualización ed.). Bogotá D.C.: El Instituto, (2007a).
104. SAVITZ, A.W. & WEBER, K.: “The Triple Bottom Line – How Today’s best-run companies are achieving economic, social and environmental success and how you can too”. San Francisco, CA – USA. Ed. Jossey-Bass, (2006).
105. WENZEL, H.; HAUSCHILD, M. & ALTING, L: “Environmental Assessment of Products – Volume 1: Methodology, tools and case studies in product development”. Kluwer Academic Publishers, (1997).

106. GERVÁSIO, H. & SIMÕES DE LA SILVA, L.: “Sustainability and life-cycle assessment of steel-concrete composite plate girder bridges: A case study”. Proceedings of the 4th European Conference on Steel and Composite Structures, Maastricht, Holland, pp. 4.6-61 a 4.6-69,(2005).
107. WIEDMANN, T. & MINX, J.: “A Definition of Carbon Footprint” In: C. C. Pertsova, Ecological Economics Research Trends, n. 1, p. 1-11, Nova Science Publishers, Hauppauge NY, USA, (2008).
108. MARÍN, G. & CADAVID, H.: “Análisis de Ciclo de Vida (ACV) del Proceso Siderúrgico”. Universidad Nacional de Colombia, (2014).
109. LEWANDOWSKA, A.: “Environmental life cycle assessment as a tool for identification and assessment of environmental aspects in environmental management systems (EMS)”; part 1: methodology. The International Journal of Life Cycle Assessment, 16(2), 178-186, (2011)
110. <https://noticiaslogisticaytransporte.com/wpcontent/uploads/2014/03/fabrica-de-coches.jpg>
111. <https://www.revistaautocrash.com/acero-se-niega-desaparecer>.
112. ESPINOZA, G.: “Fundamentos de Evaluación de Impacto Ambiental”. Santiago de Chile, Banco Interamericano de Desarrollo, Centro de Estudios para el Desarrollo, (2001).
113. GARCÍA, L. L.: “Aplicación del Análisis Multicriterio en la Evaluación de Impactos Ambientales”. Tesis Doctoral. Universitat Politècnica de Catalunya, (2004).
114. SÁNCHEZ, A.B. (coord.): “Informe sobre Sostenibilidad en España 2016: Una hoja de ruta hacia un modelo sostenible”. Fundación Alternativas, Madrid, (2016).
115. <http://blog.carsycars.com/seguridad-y-tecnologia/la-hoja-de-rescate>.
116. ÁLVAREZ, N.L. & HERAS, D.B.: “Impacto Ambiental de Universidad de Santiago de Compostela”. Oficina de Desenvolvemento Sostible. Vecerreitoría de calidade e planificación. Universidade de Santiago de Compostela, (2009).
117. <http://eafsgc.blogspot.com.es/2014/02/03.archive.html>.
118. HAUSCHILD, M. Z. & WENZEL, H.: “Environmental Assessment of Products”.

- Vol.2. United Kingdom: Chapman & Hall, Hingham: Kluwer Academic Publishers, (1998).
119. SÁENZ DE BURUAGA, J & MAYTÉ, Z.: “Análisis de Ciclo de Vida Para la Reducción de Impactos Medioambientales Generados por el Sector Agroalimentario Vasco”, Publicado en la Rev. Agroalimentaria Vol. 49, p.48-50, (1996).
 120. SECRETARÍA CONFEDERAL DE SALUD LABORAL Y MEDIO AMBIENTE DE CCOO: “Informe sindical sobre la Cumbre del Clima de París (COP21)”. Depósito Legal: M-35000-2015, Madrid, (2015).
 121. GHALI, S.N.; EL-FARAMAWY, H.S. & EISSA, M.M.: “Influence of Boron Additions on Mechanical Properties of Carbon Steel”. Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, (2012).
 122. GÜLER, H ERTAN, R & ÖZCAN, R.: “Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of 30MnB5 Boron Steel Metallurgical”. Materiali in Tehnologije Societyof.2014 AIME, (1979).
 123. DÍAZ, R. F.: “Lecturas de Ingeniería 5: Materiales y sus Propiedades”. UNAM-México, Cuautitlán Izcalli, Departamento de Ingeniería, (2008).
 124. QUEIRÓS, G.W.; GARCÍA,S. L.; GÓMEZ DE SALAZAR, J.M. & CRIADO, A.J.: “Improved Wear Resistance of Boron Steels by Subcritical Annealing and Hardening with Production Cost Savings and Lower Environmental Impact”. J. Material SciEng 7: 411. doi: 10.4172/2169-0022.1000411, (2018).
 125. JAMEI, F; MIRZADEH, H. & ZAMANI, M.: “Synergistic Effects of Holding Time at Intercritical Annealing Temperature and Initial Microstructure on the Mechanical Properties of Dual Phase Steel”. Mater SciEng A 750, pp.125–131, (2019).
 126. AVNER, S.H.: “Introducción a la Metalurgia Física”. Segunda edición. McGraw–Hill, México, (1995).
 127. QUEIRÓS, G.W.; CARABIAS, I.; GARCÍA, S. L.; GÓMEZ DE SALAZAR, J.M.; CRIADO, A.J.: “Contribution to The Knowledge of The Action of Boron in The Dual Structure of a Steel 30MnB5 by Means of X-Ray Diffraction”. J Material SciEng 8: 508, (2019).
 128. NIKKHAH, S.; MIRZADEH, H. & ZAMANI, M.: “Improved Mechanical Properties

- of Mild Steel Via Combination of Deformation, Intercritical Annealing, and Quench Aging”. Mater SciEngA 756, pp.268–271, (2019).
129. ZEMANSKY, M. W. & DITMANN, R.H.: “Calor y Termodinámica”. McGraw-Hill, (1984).
130. <https://www.miteco.gob.es/es/cambio-climatico/temas/mitigacion-politicas-y-medidas/registro-huella.aspx>.
131. <http://www.caib.es/sacmicrofront/archivopub.do?ctrl=MCRST234ZI97531&id=97531>.
132. <https://tarifasgasluz.com/comercializadoras/endsa/precio-kwh>.
133. GARCÍA, L.; QUEIRÓS, G.W.; GÓMEZ DE SALAZAR, J.M. & CRIADO, A.J.: "Comparative Life Cycle Analysis (LCA) Study on Two Wear-Resistant Boron Steels: RAEX450 and 30MnB5". JMaterialSciEng 9, doi: 10.37421/jme.2020.9.551. (2020).