

**EFFECTO DEL TEMPLE DESDE TEMPERATURAS INTERCRITICAS EN LAS PROPIEDADES
MECÁNICAS DE DUREZA, IMPACTO, TENSIÓN Y RESISTENCIA A LA CORROSIÓN
PARA UN ACERO SAE 1010.**

**AMAYA CASTILLO OSCAR JAVIER CÓDIGO: 065071041
TAVERA MALAGON CRISTIAM CAMILO CÓDIGO: 065071034**

**UNIVERSIDAD LIBRE
FACULTAD DE INGENIERÍA
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA
BOGOTÁ
2014**

TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN MATERIALES

EFFECTO DEL TEMPLE DESDE TEMPERATURAS INTERCRITICAS EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE DUREZA, IMPACTO, TENSIÓN Y RESISTENCIA A LA CORROSIÓN PARA UN ACERO SAE 1010.

**AMAYA CASTILLO OSCAR JAVIER CÓDIGO: 065071041
TAVERA MALAGON CRISTIAM CAMILO CÓDIGO: 065071034**

TRABAJO DE GRADO PRESENTADO COMO REQUISITO PARA OPTAR AL TÍTULO DE INGENIERO MECÁNICO

**DIRECTOR
ING.CARLOS ARTURO BOHORQUEZ**

**UNIVERSIDAD LIBRE
FACULTAD DE INGENIERÍA
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA
BOGOTÁ
2014**

NOTA DE ACEPTACIÓN

JURADOS

BOGOTÁ, 2014

AGRADECIMIENTOS

Agradecemos a nuestras familias ya que con su apoyo y amor incondicional fueron piezas claves para la culminación de este proyecto y nos dieron fuerzas en los momentos difíciles.

Al ingeniero Carlos Arturo Bohórquez por su colaboración permanente recibida a lo largo de este proyecto, ya que sin su ayuda no lo hubiésemos logrado.

A la universidad libre por brindarnos la formación profesional necesaria para culminar nuestro aprendizaje y por suministrarnos las bases y los equipos adecuados para concretar este proyecto.

TABLA DE CONTENIDO

	Pág.
1. TÍTULO.....	12
1.1. ANTECEDENTES.....	13
1.2. DESCRIPCIÓN DEL PROBLEMA.....	17
1.3. JUSTIFICACIÓN.....	18
1.4. OBJETIVOS.....	19
1.4.1. Objetivo General.....	19
1.4.2. Objetivos Específicos.....	19
1.5. HIPÓTESIS.....	20
1.6. DELIMITACIÓN DEL PROYECTO.....	21
2. MARCO REFERENCIAL.....	22
2.1. Marco Teórico.....	22
2.1.1. Materiales.....	22
a. Aceros al carbono.....	22
b. Influencia de los elementos.....	23
c. Clasificación y designación de los aceros por su contenido de carbono.....	23
2.1.2. Aceros de doble fase.....	24
a. Designación de los aceros de doble fase DP.....	26
2.1.3. Ensayos Mecánicos.....	26
a. Tipos de ensayos mecánicos.....	27
b. Ensayo de tensión uniaxial.....	27
c. Ensayo de impacto.....	29
d. Ensayo de dureza.....	30
e. Ensayo Rockwell.....	30
f. Ensayo de dureza Brinell.....	31
g. Ensayo de dureza Vickers.....	32
2.1.4. Tratamientos térmicos.....	33
2.1.5. Metalografía y microestructura.....	35
a. Equipo.....	35
2.1.6. Corrosión.....	36
a. Corrosión atmosférica.....	36
b. Corrosión galvánica.....	37
c. Corrosión o electrolisis por corriente inducida.....	38
d. Corrosión biológica.....	38
e. Corrosión por sales fundidas.....	39
f. Corrosión con metales líquidos.....	39

g. Corrosión por alta temperatura.....	40
2.2. Marco Conceptual.....	41
2.7. MARCO METODOLÓGICO.....	43
2.7.1. Tipo de Investigación	43
2.7.2. Método de Investigación.....	43
2.8. Técnicas para la Recolección de Información	48
2.9. Marco Legal y Normativo	50
3. ANÁLISIS DE RESULTADOS	51
3.1. Ensayo de Dureza para Probetas de Impacto.....	52
3.2. Ensayo de Dureza para Probetas de Tensión	53
3.3. Cambio en la Resistencia a la Impacto en Cada una de las Probetas Tratadas Térmicamente.....	55
3.3.1. Estudio metalográfico de las probetas de impacto.	55
3.4. Cambio en la Resistencia a la Tensión en Cada una de las Probetas Tratadas Térmicamente.....	59
3.4.1. Estudio metalográfico de las probetas de tensión.	62
3.5. CAMBIO EN LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN EN CADA UNA DE LAS PROBETAS TRATADAS TÉRMICAMENTE.....	65
4. CONCLUSIONES	74
5. BIBLIOGRAFÍA	76

ÍNDICE DE TABLAS

	Pág.
TABLA 1 MÉTODO DE INVESTIGACIÓN.....	45
TABLA 2 VARIABLES DE RESPUESTA A SER MEDIDAS.....	48
TABLA 3 FACTORES VARIABLES.....	48
TABLA 4 TIPO DE DISEÑO EXPERIMENTAL.....	49
TABLA 5 NÚMERO DE EJECUCIONES.....	49
TABLA 6 MODELO INICIAL PARA AJUSTE DE RESULTADOS.....	49
TABLA 7 ANOVA.....	49
TABLA 12 VALORES DE DUREZA BRINELL OBTENIDOS EN EL LABORATORIO EN LAS PROBETAS DE IMPACTO.....	52
TABLA 13 VALORES DE DUREZA BRINELL OBTENIDOS EN EL LABORATORIO EN PROBETAS DE TENSIÓN.....	54
TABLA 14 VALORES DE ENERGÍA ABSORBIDA EN ENSAYO CHARPY.....	55
TABLA 15 CUANTIFICACIÓN DE LOS DATOS DE TENSIÓN PARA LAS PROBETAS EN ESTADO DE ENTREGA Y TRATADAS TÉRMICAMENTE A TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS.....	59
TABLA 16 VARIACIÓN DE MASA GENERADA POR LA CORROSIÓN DE SALES FUNDIDAS EN PROBETAS DE IMPACTO 1.....	66
TABLA 17 VARIACIÓN DE MASA GENERADA POR LA CORROSIÓN DE SALES FUNDIDAS EN PROBETAS DE IMPACTO 2.....	67
TABLA 18 VARIACIÓN DE MASA GENERADA POR LA CORROSIÓN EN SALES FUNDIDAS EN PROBETAS DE TENSIÓN 1.....	70
TABLA 19 VARIACIÓN DE MASA GENERADA POR LA CORROSIÓN EN SALES FUNDIDAS EN PROBETAS DE TENSIÓN 2.....	71

ÍNDICE DE GRÁFICOS

	Pág.
GRÁFICO 1 DIAGRAMA HIERRO-CARBONO	34
GRÁFICO 2 SECUENCIA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO PARA LAS PROBETAS DE IMPACTO Y TENSIÓN EN EL ACERO AISI/SAE 1010.....	51
GRÁFICO 3 DIAGRAMA DE DUREZA CONTRA TEMPERATURA DE LAS PROBETAS DE IMPACTO A TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS	53
GRÁFICO 4 DIAGRAMA DE DUREZA CONTRA TEMPERATURA DE LAS PROBETAS DE TENSIÓN A TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS	54
GRÁFICO 5 DIAGRAMA ESFUERZO-TEMPERATURA PARA LAS PROBETAS EN ESTADO DE ENTREGA Y TRATADAS TÉRMICAMENTE A TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS.....	60
GRÁFICO 6 DIAGRAMA % DE ELONGACIÓN-TEMPERATURA PARA LAS PROBETAS EN ESTADO DE ENTREGA Y TRATADAS TÉRMICAMENTE A TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS.....	61
GRÁFICO 7 DIAGRAMA DE % PERDIDA DE MASA-TIEMPO DE EXPOSICIÓN, PARA PROBETAS DE IMPACTO 1 EN ESTADO DE ENTREGA Y TRATADAS TÉRMICAMENTE	68
GRÁFICO 8 % PERDIDA DE MASA-TIEMPO DE EXPOSICIÓN, PARA PROBETAS DE IMPACTO 2 EN ESTADO DE ENTREGA Y TRATADAS TÉRMICAMENTE.....	69
GRÁFICO 9 % PERDIDA DE MASA-TIEMPO DE EXPOSICIÓN, PARA PROBETAS DE TENSIÓN 1 EN ESTADO DE ENTREGA Y TRATADAS TÉRMICAMENTE.....	72
GRÁFICO 10 % PERDIDA DE MASA-TIEMPO DE EXPOSICIÓN, PARA PROBETAS DE TENSIÓN 2 EN ESTADO DE ENTREGA Y TRATADAS TÉRMICAMENTE.....	73

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pág.
FIGURA 1 PROPIEDADES DE TENSIÓN Y DEFORMACIÓN DE ACEROS DE DOBLE FASE Y ACEROS LIBRES DE INTERSTICIALES	25
FIGURA 2 CURVA TÍPICA DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN.....	27
FIGURA 3 ESPÉCIMEN O PROBETAS TÍPICAS PARA LAS PRUEBAS DE IMPACTO.....	28
FIGURA 4 DIFERENCIA DE PROFUNDIDAD EN EL ENSAYO ROCKWELL.....	31
FIGURA 5 ESQUEMA DEL PROCESO DE ENSAYO DE DUREZA BRINELL	32
FIGURA 6 PUNTA PIRAMIDAL DE DIAMANTE.....	33
FIGURA 7 ESQUEMA DE FUNCIONAMIENTO DEL MICROSCOPIO ÓPTICO PARA ESTUDIO METALOGRÁFICO DE LOS ACEROS.....	36
FIGURA 8 CORROSIÓN ATMOSFÉRICA EN LA VIGA DE UN PUENTE	37
FIGURA 9 PILA GALVÁNICA	38
FIGURA 10 CORROSIÓN BIOLÓGICA EN LA PERIFERIA DE UN TIMÓN DE UN EN ACERO DE ACERO DE ALTA RESISTENCIA RECUBIERTO CON PINTURA ANTIICRUSTANTE	39
FIGURA 11 LA CORROSIÓN DE ACERO INOXIDABLE TIPO 316 EXPUESTOS AL SODIO LÍQUIDO DURANTE 8000 HORAS A 700 ° C	40
FIGURA 12 CASCARILLA DE ÓXIDO MULTICAPA FORMADO EN ALEACIÓN DE CO-10CR A 1100 ° C (2012 ° F)	41
FIGURA 13 PROBETAS DE IMPACTO FABRICADAS BAJO LA NORMA:.....	52
FIGURA 14 MICROESTRUCTURA DE LAS PROBETAS DE IMPACTO.....	56
FIGURA 15 (a) PROBETAS DE IMPACTO A 200 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 770 °C. (b) PROBETAS DE IMPACTO A 200 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 790 °C	57
FIGURA 16 PROBETAS DE IMPACTO A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 810 °C.....	57
FIGURA 17 (a) PROBETAS DE IMPACTO A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 830 °C. (b) PROBETAS DE IMPACTO A 200 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 850 °C	58
FIGURA 18 PROBETAS DE TENSIÓN A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO EN ESTADO DE ENTREGA.....	62
FIGURA 19 (a) PROBETAS DE TENSIÓN A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 770 °C. (b) PROBETAS DE TENSIÓN A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 790 °C	63
FIGURA 20 PROBETAS DE TENSIÓN A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 810 °C.....	64

FIGURA 21 (a) PROBETAS DE TENSIÓN A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 830 °C. (b) PROBETAS DE TENSIÓN A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 850 °C 64

ÍNDICE DE ANEXOS

	Pág.
ANEXO A IMÁGENES TOMADAS CON EL MICROSCOPIO ELECTRÓNICO DE BARRIDO	80
ANEXO B COMPOSICIÓN QUÍMICA REAL DE LAS PROBETAS DE TENSIÓN.....	85
ANEXO C COMPOSICIÓN QUÍMICA REAL DE LAS PROBETAS DE IMPACTO.....	86
ANEXO D PATRONES ASTM PARA COMPARAR EL TAMAÑO DE GRANO.	87

1. TÍTULO

EFFECTO DEL TEMPLE DESDE TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE DUREZA, IMPACTO, TENSIÓN Y RESISTENCIA A LA CORROSIÓN PARA UN ACERO AISI/SAE 1010.

1.1. ANTECEDENTES

Los aceros de doble fase son materiales con una gran aceptación y utilidad en la industria automotriz, ya que poseen características mecánicas adecuadas para la fabricación de vehículos además de muy buena conformabilidad y soldabilidad. Se ha realizado pruebas de laboratorio para estudiar las propiedades mecánicas y comportamiento de estos aceros, una de estas pruebas es el "Ensayo Miniatura de Punzonado"¹ que se realizó a un número de 5 probetas de acero aleado con bajo contenido de carbono y que fueron tratadas térmicamente (Recocido) para llevarlos a un acero de doble fase y poder caracterizar su microestructura. Como resultado de este experimento se demostró que el ensayo de punzonado es idóneo para la caracterización de propiedades mecánicas de aceros de doble fase sin embargo se llegó a la conclusión que la microestructura de ferrita y martensita esencial en un acero de doble fase y cuyas fracciones volumétricas dependen del contenido de carbono y de la temperatura del tratamiento intercrítico (E. CÁRDENAS, C. RODRÍGUEZ, F.J. BELZUNCE y C. BETEGÓN).

En el estudio "*evolución micro estructural de un acero multifase (trip-assisted steel) micro aleado con vanadio*" realizado por J. Zuno-Silva, podemos observar algunos resultados obtenidos; el primero es que la transformación micro estructural fue similar tanto para el acero multifase (TRIP-assisted steel), como para el acero micro aleado con vanadio (0.12% V). Otro resultado obtenido es que el acero micro aleado con vanadio mostro una reducción del tamaño de grano de todas las fases presentes, así como una disminución del contenido de carbono en la austenita retenida.

Es importante mencionar que los aceros multifase (o aceros TRIP-assisted) tienen una extraordinaria combinación de alta resistencia y buena ductilidad lo que los coloca en una buena posición respecto a los aceros convencionales de alta resistencia², además de poseer un factor importante como lo es la austenita retenida, la cual transforma a martensita durante la deformación del material, como consecuencia del efecto llamado TRIP (transformación inducida por deformación plástica)³, Este fenómeno logra mejorar considerablemente la equidad entre la ductilidad y la resistencia.

¹ Este es un tipo de ensayo utilizado para determinar las propiedades mecánicas de un material mediante el uso de probetas de dimensiones pequeñas que entran en contacto una punta esférica de diámetro muy pequeño que penetra la probeta. También se conoce como SMALL PUNCH.

² ThyssenKrupp Stahl – Automotive (2003) *High – Strength steel for lightweight auto body manufacture*, Thyssen Krupp Stahl AG http://www.thyssenkruppstahl.de/upload/binarydata_tkscsauto/3693auto.pdf, accessed 15.12.2004.

³ B. Mintz *Hot dip galvanising of transformation induced plasticity and another intercritically annealed steels*, International Materials Reviews, 2001, 46 No.4, pp. 169 – 197.

Uno de los campos de aplicación para el Acero SAE 1010 es la industria automotriz, debido a esto podemos ver una infinidad de estudios realizados por las compañías automotrices en conjunto con las compañías acereras para encontrar las herramientas para fabricar automóviles más ligeros y más seguros. Debido a esto surgió una serie de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, Advanced High Strength Steels), que pueden ser utilizados en las carrocerías de los autos.

En el artículo "*Formado de Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS)*" escrito por Jay Barón y Jody Shaw, podemos ver un análisis detallado de todos los beneficios que se obtienen para la industria automotriz, utilizar esta serie de aceros. Por ejemplo podemos observar que los AHSS pueden soportar altas resistencias a la tensión (de 500 MPa o mayores), y esto permite la realización de diseños eficientes en términos de masa, pero que a su vez ayudan a economizar el consumo de combustibles, mientras que de manera simultánea, generan un incremento en la resistencia a los impactos en colisiones⁴.

Se debe aclarar que como toda nueva investigación no solo arroja resultados positivos si no también se enfrenta a desafíos, en este caso se presenta un constante desgaste y rompimiento de herramientas a causa de los elevados requerimientos de tonelaje necesarios para la formación de piezas, así como una baja en la exactitud de las dimensiones de las piezas que surgen a causa de la recuperación elástica asociado con la alta resistencia, y con el aumento de la sensibilidad en el proceso por la variabilidad en las propiedades del material a niveles superiores de resistencia⁵.

El ingeniero Jordi Sala Serra realizó un proyecto sobre la *Caracterización y comparación de las propiedades mecánicas de dos chapas de acero avanzado de alta resistencia (AHSS)*, en donde presenta un estudio detallado sobre las propiedades mecánicas de los aceros avanzados de ultra resistencia, como resultado de un simulacro con elementos finitos, así como la realización de varias pruebas de conformado con chapa.

Como conclusión de este proyecto se puede anotar que, los aceros de alta resistencia se plantean como potenciales candidatos para aquellas aplicaciones donde se deba optimizar la relación resistencia-peso y deban ser fabricados con materiales metálicos, debido a las cantidades elevadas de carbono lo que ayuda a estabilizar la austenita retenida a temperatura ambiente y con su variabilidad logra conseguir el nivel deseado de deformación. Estos aceros pueden ser usados para dotar de excelentes propiedades de conformado y resistencia a piezas,

⁴ Sociedad Auto/Acero (A/SP, www.a-sp.org)

⁵ Centro para la Investigación Automotriz (CAR, Center for Automotive Research, www.cargroup.org)

así como para dotar de excelentes propiedades de resistencia a la rotura y de absorción de impacto⁶.

Sin embargo la pronta y correcta aplicación de estos nuevos aceros depende de la capacidad que tengan las industrias del sector metal mecánico para poder conformarlos y fabricar de la manera adecuada una serie de componentes a partir de ellos ⁷ .

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) son aceros multifásicos que contienen ferrita, martensita, bainita y austenita retenida en cantidades suficientes para producir propiedades mecánicas excepcionales y lograr una buena resistencia mecánica y una facilidad de conformado que es el resultado de sus características de endurecimiento por deformación.

De acuerdo al informe “*Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines*” los aceros DP proporcionan una rapidez de endurecimiento y una excelente ductilidad lo que logra una resistencia máxima mucho mayor que la que tienen los aceros convencionales con una resistencia a la fluencia similar. Este efecto es muy importante ya que se obtiene un aumento en la resistencia a la fluencia cuando el acero se calienta en los hornos de secado de pintura, después de haberse sometido a operaciones de deformación plástica como el estampado u otros procesos⁸.

Según el “*Informe Técnico sobre nuevos materiales aplicados a componentes del sector de la automoción*” realizado por la Fundación ASCAMM, este tipo de aceros de última generación se puede aplicar en una serie de procesos; como la construcción de paneles interiores por la reducción de peso⁹, y la construcción de carrocerías, debido a la elevada resistencia que presentan estos aceros.

Los aceros de doble fase (DP) son comúnmente utilizados en producción de piezas automotrices que combinan alta resistencia mecánica, resistencia al impacto, estas resistencias están relacionadas directamente con la cantidad de deformación plástica aplicada durante los procesos termo mecánicos, y la elongación elevada entre otras, además de presentar excelentes propiedades mecánicas¹⁰. Estos aceros como el SAE1010 se constituyen de ferrita y martensita

⁶ International Iron and Steel Institute, UltraLight Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts (ULSAB–AVC) Overview Report (2002), www.worldautosteel.org.

⁷ centro tecnológico de Manresa

⁸ Centi Mirko – Saliceti Stefano Tampere Transformation Induced Plasticity (TRIP), Twinning Induced Plasticity (TWIP) and Dual-Phase (DP) Steels. Tampere University of Technology. Department of Materials Science

⁹ Según el proyecto ULSAB_ULSAC

¹⁰ K. Mukherjee, S.S. Hazra and M. Militzer. Grain Refinement in Dual-Phase Steels, Volumen 4, Metallurgical and Materials Transactions A, (September 2009), págs. 2145-2159.

con rastros de vainita, esto permite un tener un esfuerzo de tensión baja, una gran elasticidad y una elevada formabilidad¹¹.

Estos Aceros de última generación se pueden lograr mediante el proceso de laminación en caliente a altas temperaturas (cercanas a Ar3), en donde se debe tener especial control en la laminación, la aplicación de temple directo y la velocidad de enfriamiento, para así lograr modificar la cantidad de martensita presente en los aceros de doble fase, el tamaño y la distribución de los granos suaves de ferrita, lo que resulta mecánicamente en productos terminados con las características esperadas ¹².

En la investigación realizada por María José Quintana sobre las "*propiedades mecánicas de aceros de fase dual de grano ultra fino*", se observa que los aceros DP presentan una mayor resistencia con valores a 800 MPa, mientras que otros aceros presentan resistencias a 600 MPa, además de presentar un límite elástico mayor en comparación con otros. También evitan inestabilidades y defectos durante los procesos de doblado y estampado que se utilizan en la fabricación de piezas automotrices o de otras industrias.

¹¹ M. Mazinani and W.J. Poole. Effect of Martensite Plasticity on the Deformation Behavior of a Low-Carbon Dual-Phase Steel, Vol. 38A, Metallurgical and Materials Transactions A, (February 2007), págs. 328-339.

¹² A.R. Salehi, S. Serajzadeh, S, A. Karimi Taheri. A study on the microstructural changes in hot rolling of dual-phase steels, Vol. 41, Journal of Materials Science, (2006), págs. 1917–1925.

1.2. DESCRIPCIÓN DEL PROBLEMA

Actualmente en la industria automotriz el aspecto de importancia en el diseño es la disminución del consumo de combustible, ofreciendo como alternativas la utilización de materiales menos pesados, con alta resistencia mecánica y mayor deformación, una de estas alternativas son los aceros de Doble Fase DP, con resistencia a la tensión de aproximadamente 550 Mpa¹³ y cuya microestructura en gran parte la compone ferrita y martensita y pequeñas cantidades de bainita, perlita y austenita retenida¹⁴.

Los tratamientos térmicos realizados a temperaturas intercríticas (comprendidas entre las zonas A₁ y A₃ del diagrama Fe-C), permiten obtener una microestructura de Doble Fase en el acero, cuyas propiedades mecánicas permiten asemejarse a las apetecidas en la industria automotriz, debido a su alta resistencia y gran deformación¹⁵. El acero AISI/SAE 1010 es muy utilizado en accesorios automotrices, sin embargo hay incertidumbre frente al comportamiento si se cambiase su microestructura, en como varían sus propiedades mecánicas de Dureza, Impacto, Tensión y Resistencia a la Corrosión¹⁶. Y si ese cambio permite implementar este acero en el diseño, ya no de accesorios, si no en la carrocería, en el chasis etc.

El Temple, tratamiento térmico que sin duda aumenta la dureza del material, es necesario implementarlo a un número de probetas determinado experimentalmente en acero AISI/SAE 1010, y lograr determinar ese cambio de fase en su microestructura molecular para lograr que llegue a ser un material idóneo en cuanto a su resistencia mecánica al momento de someterlo a grandes esfuerzos y ambientes agresivos.

¹³ Valor de Resistencia a la Tensión tomado del Pdf. Capítulo I "Aceros de alta resistencia para aplicaciones automotrices", Numeral 1.3.3.1. Aceros de Doble Fase, Consultado en Internet en la fecha 24/01/2013 a las 2:00 pm, en el siguiente sitio web:

http://cdigital.dgb.uanl.mx/te/1020150556/1020150556_02.pdf

¹⁴ Valor de Resistencia a la Tensión tomado del Pdf. Capítulo I "Aceros de alta resistencia para aplicaciones automotrices", Numeral 1.3.3.1. Aceros de Doble Fase, Consultado en Internet en la fecha 24/01/2013 a las 2:00 pm, en el siguiente sitio web:

http://cdigital.dgb.uanl.mx/te/1020150556/1020150556_02.pdf

¹⁵ AYDIN Huseyin. KAZDAL Zeitin Havva. KUBILAY Zeylan Effic of intercritical annealing parameters on dual phase behavior of commercial low alloyed steels. *Journal of Iron And Steel Research*, 73-78.

¹⁶ C.A BOHÓRQUEZ. Influencia del tratamiento térmico desde temperaturas intercríticas en las propiedades mecánicas del acero SAE 1045. Grupo DISING, Universidad Distrital Francisco José de Caldas sede tecnológica, Bogotá Colombia. cabohorqueza@udistrital.edu.co.

1.3. JUSTIFICACIÓN

En la implementación de nuevos materiales como lo son los aceros de alta resistencia, es importante diseñar un tratamiento térmico adecuado para asegurar la formación de martensita, constituyente principal en el comportamiento mecánico de un acero que es sometido a altas concentraciones de esfuerzos, por esta razón se quiere ofrecer un antecedente de investigación en nuevas aplicaciones para aceros con bajo contenido de carbono, y la necesidad de ofrecer información a estudios enfocados en los constituyentes que se forman en aceros de este tipo.

El acero AISI/SAE 1010 es un material de bajo costo y con buen volumen de comercialización, y permite modificar sus propiedades mecánicas mediante tratamientos térmicos, es importante realizar estudios mediante pruebas metalográficas para determinar si es un material idóneo para asemejar el comportamiento de un acero de alta resistencia de Doble Fase. Y brindar parámetros de investigación que pueden ser utilizados como patrones de referencia, que posiblemente permita implementarse en prototipos de prueba o incluso en diseños reales en la industria automotriz.

Con este proyecto se quiere aportar un estudio detallado sobre los efectos que ocurren cuando un material como el Acero AISI/SAE 1010 es sometido al temple dentro de la Zona intercríticas y ofrecer información que pueda ser utilizada como base de investigación para otras aplicaciones que se le quiera dar.

1.4. OBJETIVOS

1.4.1. Objetivo General

Evaluar el efecto del temple desde temperaturas intercríticas en las propiedades mecánicas de dureza, impacto, tensión y resistencia a la corrosión para un acero AISI/SAE 1010.

1.4.2. Objetivos Específicos

- Evaluar mediante ensayos destructivos el acero AISI/SAE 1010 tratado térmicamente junto con el acero AISI/SAE 1010 sin tratar térmicamente, para cotejar los cambios en la Dureza, Resistencia al Impacto, Tensión y Resistencia a la Corrosión.
- Verificar mediante microscopia óptica los cambios generados en la estructura molecular del Acero AISI/SAE 1010, para determinar qué tanta Ferrita y Martensita se formó durante el proceso de temple a temperaturas intercríticas.
- Comparar el cambio de las propiedades mecánicas del Acero AISI/SAE 1010 sometido a un tratamiento térmico (Temple) dentro de la zona intercrítica y sometido a esfuerzos de Tensión, Impacto y Corrosión además de la prueba de dureza, comprobados mediante un análisis microestructural realizado bajo imágenes metalográficas que brindan un información completa respecto al comportamiento mecánico cuando es sometido al tratamiento térmico.

1.5. HIPÓTESIS

Cuando se somete un acero al carbono a un temple, la tendencia a la formación de martensita se presenta desde la zona de autenización parcial bajo un enfriamiento rápido, esto influye directamente en el aumento de la resistencia mecánica. ¿Es posible obtener martensita en un rango de temperaturas desde 770 °C a 850 °C en un acero de bajo carbono como el acero AISI/SAE 1010?

1.6. DELIMITACIÓN DEL PROYECTO

Al llevar a cabo este proyecto de investigación se realizaran a fondo cada uno de los ensayos que puedan determinar la influencia del tratamiento térmico (temple) a temperaturas intercríticas comprendidas entre la zona A_1 y A_3 del diagrama Fe-C, en el comportamiento mecánico del acero AISI/SAE 1010.

Estos ensayos estarán enfocados a determinar el grado de dureza en *brinell*, *vickers* ó *rockwell*. Para verificar el aumento a la resistencia a la penetración del material, característica importante de un temple.

Mediante pruebas de tensión y bajo la Norma ASTM E 8 se verificara el aumento en esta propiedad mecánica.

Con las pruebas de impacto se podrá determinar el grado de tenacidad del acero AISI/SAE 1010. Y también se determinara la resistencia a la corrosión en la cámara salina de dicho material

En este proyecto no se llevaran a cabo estudios tales como microscopia electrónica o difracción de rayos X. Todos estos análisis se llevarán a cabo en los laboratorios de la Universidad Libre Sede del Bosque Popular (Facultad de Ingeniería)

2. MARCO REFERENCIAL

2.1. Marco Teórico

En esta sección se presentara información técnica y teórica necesaria para el óptimo desarrollo de este proyecto.

2.1.1. Materiales

Actualmente en la industria se puede encontrar una gran gama de materiales utilizados en la ingeniería, uno de los materiales más comunes usados en este campo son los aceros, debido a sus características de resistencia mecánica, los aceros a lo largo de la historia han dejado una huella importante respecto al avance tecnológico que ha sufrido la industria, ahora bien este proyecto va enfocado a la transformación de microestructura y cambios en las propiedades mecánicas de un acero al carbono AISI/SAE 1010.

a. Aceros al carbono¹⁷

Los aceros al carbono según la ASTM se pueden definir de la siguiente manera:

Un acero se considera acero al carbono cuando no contenga elementos aleantes como cromo, cobalto, columbio (niobio), molibdeno, níquel, titanio, tungsteno, vanadio o circonio o cualquier otro elemento que lo lleve a una aleación, ahora bien cuando el contenido mínimo de cobre no exceda el 0.40 % o cuando el contenido máximo de los siguientes elementos no exceda los siguientes porcentajes: Magnesio 1.65%, silicio 0.60% y cobre 0.60%.

Sin embargo las variaciones en el contenido de carbono ejercen mayor efecto sobre las propiedades mecánicas del acero de manera que, aumentando el contenido de carbono aumenta la dureza y la resistencia mecánica lo que genera que los aceros al carbono se clasifiquen de acuerdo a su contenido de carbono.

¹⁷ ASM HANDBOOK, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, Publicacion 1990, Volumen 1, 10ª edición. 247p, Parte 1

b. Influencia de los elementos¹⁸

- **Silicio:** Su función en aceros al carbono es ser un elemento desoxidante. Es recomendable que su concentración en el acero no supere un 0.2% debido a que en aplicaciones como soldadura se dificultara debido a la formación de sílice.
- **Azufre:** Este elemento es considerado perjudicial en sobre las propiedades mecánicas. Debido a que es un elemento insoluble en el Hierro (Fe) que forma una fase eutéctica a 988 °C la cual es responsable de la fragilidad en los aceros.
- **Manganeso:** Es un desoxidante y también desulfurante. Apto para disminuir el contenido de azufre.
- **Fósforo:** Es un elemento que aumenta la fragilidad de los aceros sobre todo en la ferrita, la martensita y constituyentes del revenido en aceros. Tiene tendencia a la segregación dando lugar a una segregación complementaria de carbono. Cuando aparece en más de un 1% de fósforo puede precipitar en Fe₃P. El carbono se deposita en las zonas donde hay poco fósforo. Así, en las zonas donde hay poco carbono tienen una estructura ferrítica (zona blanca) y donde se concentra más hay una estructura perlítica (zona oscura). Este fenómeno, que se conoce con el nombre de bandas fantasma, no es bueno ya que se obtiene un acero con propiedades distintas en función de la zona.

c. Clasificación y designación de los aceros por su contenido de carbono

La designación aplicada de acuerdo a la Norma SAE para aceros al carbono y la más utilizada en Colombia es la siguiente¹⁹:

- SAE 10 XX
XX: Indica el contenido de Carbono en el acero (% C)
- SAE 1010: Contenido de Carbono entre 0.08 - 0.13 %C
SAE 1040: Contenido de Carbono entre 0.3 – 0.43 %C

¹⁸ Fuente <http://ingemecanica.com/tutorialsemanal/tutorialn101.html#seccion36> Fecha 02/05/2013, Hora 11:30 am

¹⁹ ASM HANDBOOK, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, Publicacion 1990, Volumen 1, 10ª edición. 249p, Parte 1

Los aceros al carbono hasta un 2% del total de elementos aleantes y pueden ser subdivididos como²⁰:

- **Aceros de bajo carbono:** Estos aceros contienen hasta un 0.30% C. estos aceros se pueden categorizar dentro de los productos laminados en frío con un tratamiento de recocido. Estos aceros con gran capacidad de deformación tienen un contenido de carbono muy bajo menos de 0.10% C y con un máximo de 0.40% Mn. Dentro de las aplicaciones más comunes de estos aceros son los paneles de las carrocerías, productos de alambre y hojalatas.
- **Aceros de medio carbono:** Estos aceros son similares a los aceros de bajo contenido de carbono exceptuando que su rango en el contenido de carbono va desde 0.30% C hasta 0.60% C. En estos aceros aumentar el contenido de carbono aproximadamente un 0.50% así mismo aumentando el contenido de Mn permite que sea apto para usarlo con tratamientos térmicos de temple y revenido. Dentro de las aplicaciones más comunes de estos aceros son ejes, acoplamientos, cigüeñales, engranajes y piezas forjadas y para los aceros dentro del rango de 0.30%-0.60% C los usos más comunes son rieles, ruedas de ferrocarril y ejes ferroviarios.
- **Aceros de alto carbono:** En estos aceros su contenido de carbono va desde 0.60% hasta 1.00% C. dentro de sus aplicaciones encontramos productos elásticos y alambres de alta resistencia.
- **Aceros de muy alto carbono:** Estos aceros son aleaciones experimentales que contienen aproximadamente 1.25% hasta 2% C. estos aceros se procesan termo mecánicamente para producir un grano equidixiado y ultrafino de ferrita con una distribución uniforme de partículas de carburo preutectoide estos aceros han dado lugar a materiales súper elásticos.

2.1.2. Aceros de doble fase²¹

Este tipo de aceros se caracteriza por tener un rango de 80 a 90% de ferrita con un 10 a 20% de martensita dispersa a través de una matriz de ferrita. Estos aceros tienen relativamente una baja resistencia a la fluencia sin embargo estos aceros pueden proporcionar alta resistencia

²⁰ ASM HANDBOOK, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, Publicación 1990, Volumen 1, 10ª edición. 262p, Parte 1

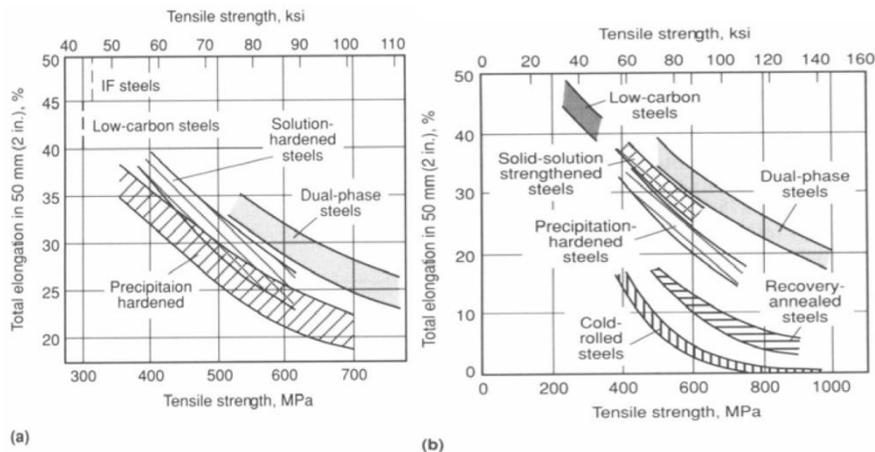
²¹ ASM HANDBOOK, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, Publicación 1990, Volumen 1, 10ª edición. 666p, Parte 1

mecánica en productos terminados debido a su rápida tasa de endurecimiento por deformación. La típica resistencia a la fluencia de estos aceros salidos de fábrica oscila entre 310 a 345 Mpa.

A continuación se muestra una serie de graficas que comparan la ductilidad y la resistencia a la fluencia con otros aceros HSLA tomadas del Metals HandBook Volumen 1.

- Figura 1(a): Relación de esfuerzo y elongación para diferentes chapas de acero laminadas en caliente.
- Figura 1(b): Relación de esfuerzo y elongación para diferentes chapas de acero laminadas en frio.

FIGURA 1 PROPIEDADES DE TENSIÓN Y DEFORMACIÓN DE ACEROS DE DOBLE FASE Y ACEROS LIBRES DE INTERSTICIALES



Fuente: Fuente: Metals HandBook, Volumen 1, 256 p.

Los aceros de doble fase se pueden obtener de 3 maneras²²:

- Mediante austenización intercrítica de aceros de carbono-manganeso seguido de un enfriamiento rápido.
- Mediante laminado en caliente que retrasen la transformación tales como el silicio, cromo, manganeso y molibdeno.

²² ASM HANDBOOK, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, Publicacion 1990, Volumen 1, 10ª edición. 666p, Parte 1

- Mediante un recocido continuo de un acero de carbono-manganeso seguido de un temple y un revenido.

a. Designación de los aceros de doble fase DP

La designación de los aceros de alta resistencia aplicada a los de Doble Fase se representa de la siguiente manera:

- XXX: Tipo de Acero que para este caso es DP
- AAA: Limite elástico en N/mm^2
- BBB: Limite de rotura en N/mm^2

Por ejemplo, en este sistema de clasificación, DP 500/800 se refiere a un acero de fase doble con un límite elástico de 500 N/mm^2 y un límite de rotura de 800 N/mm^2 . En algunas ocasiones se pueden encontrar con una versión abreviada de este sistema, en la que sólo se indica el límite elástico, en este caso DP 500.

2.1.3. Ensayos Mecánicos

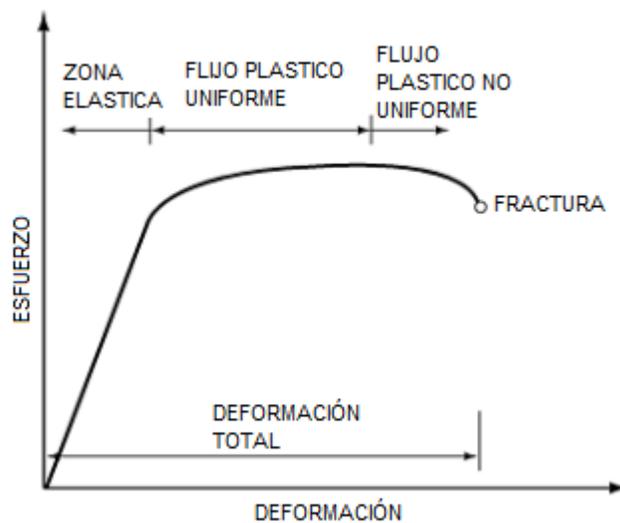
Después de tener una idea clara de los aceros al carbono y Doble Fase a continuación se presenta cada uno de los ensayos mecánicos que permiten analizar y estudiar más a fondo el comportamiento de las propiedades mecánicas de un acero cuando se sometido a esfuerzos.

Antes de entrar en detalle con los ensayo cabe aclarar que para este proyecto como ensayos destructivos o mecánicos se realizaran pruebas de tensión, impacto y corrosión además de la medición de la dureza.

Con respecto a las pruebas de tensión e impacto serán basadas en la curva típica de esfuerzo-deformación de la **figura 2²³**.

²³ ASM HANDBOOK, Mechanical Testing and Evaluation, Publicación 2000, Volumen 8, 10ª edición. 24p, Parte 1

FIGURA 2 CURVA TÍPICA DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN



Fuente: Metals HandBook, Volumen 8, 24p

a. Tipos de ensayos mecánicos

Para este proyecto se hará énfasis y se explicara con detalle los siguientes ensayos mecánicos:

- Ensayos de tensión uniaxial.
- Ensayos de Impacto.
- Ensayos de Dureza.
- Ensayos de Corrosión.

b. Ensayo de tensión uniaxial

El ensayo de tensión uniaxial es una de las pruebas más utilizadas para la evaluación de materiales. Este ensayo se lleva a cabo mediante la sujeción extremos opuestos de una probeta a través de las mordazas de una máquina de ensayos Universal. Una fuerza de tensión es aplicada por la máquina, dando como resultado el alargamiento gradual y eventual hasta la fractura de la probeta. Durante este proceso, los datos de fuerza de tensión, se controlan y registran en un computador. Que nos permiten ser analízalos para determinar su resistencia mecánica al ser sometido a este tipo de cargas. Estas propiedades mecánicas determinadas a partir de ensayos de tensión incluyen:

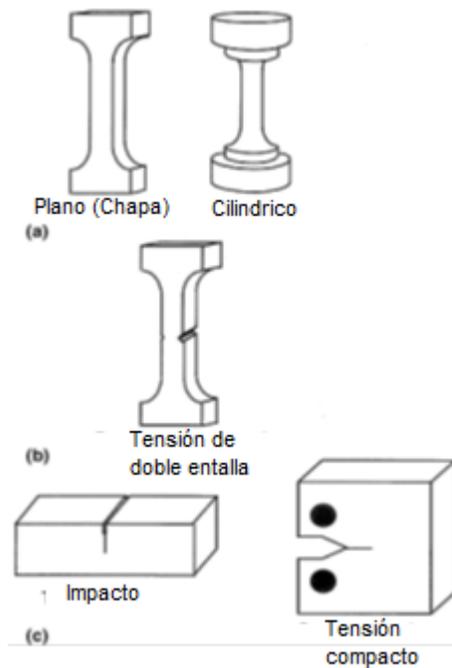
- Propiedades de deformación elástica tales como el módulo de Young y el coeficiente de Poisson.
- El límite elástico y el esfuerzo último de tensión.
- Propiedades de ductilidad tales como elongación y reducción de área.
- Características de endurecimiento por deformación.

Los factores que pueden influir en el comportamiento mecánico de los materiales incluyen las variables metalúrgicas, los métodos de ensayo y la naturaleza de los esfuerzos aplicados.

Sin embargo para llevar a cabo este ensayo mecánico es necesario tener unos conocimientos de ingeniería para poder interpretar cada una de las variables que se puedan presentar

Matemáticamente la curva esfuerzo-deformación se puede analizar mediante una serie de ecuaciones que mostraran el comportamiento del material en función de datos tomados experimentalmente a un espécimen o probeta de ensayo Figura 3.

FIGURA 3 ESPÉCIMEN O PROBETAS TÍPICAS PARA LAS PRUEBAS DE IMPACTO



Fuente: Metals HandBook, Volumen 8, 20p

El esfuerzo²⁴ al que se somete el espécimen de ensayo se puede definir como el cociente de la carga aplicada sobre el área de la sección transversal del espécimen, mediante la Ec 1.

$$S = \frac{P}{A_0} \quad \text{Ec 1.}$$

Dónde:

S = Esfuerzo usado en la curva Esfuerzo-Deformación.

P = Carga a la que se somete el material.

A₀ = Área de la sección transversal del espécimen.

La deformación²⁵ del material se puede determinar dividiendo la longitud de la probeta después de ser sometida a la carga sobre la longitud inicial de la probeta Ec. 2.

$$e = \frac{\delta}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L-L_0}{L_0} \quad \text{Ec. 2.}$$

Dónde:

e= Deformación usada en la curva Esfuerzo-Deformación.

δ = Longitud de la probeta después de ser sometida a la carga.

L₀= Longitud inicial de la probeta.

Las ecuaciones anteriores son necesarias para determinar el comportamiento de resistencia mecánica a la tensión de un material.

c. Ensayo de impacto

Ensayo de impacto o ensayo *Charpy*, dentro de la clasificación de los ensayos mecánicos pertenece a los ensayos dinámicos. Se considera una fractura dinámica por qué ocurre bajo una carga aplicada rápidamente es decir que se produce un impacto. Esta carga aplicada se puede determinar como una carga cuasi-estática, ya que las condiciones dinámicas involucran velocidades de carga mayores a las de un ensayo de tensión o mecanismos de ensayo de fractura. La fractura dinámica ofrece otro caso en el que se incluye una grieta estacionaria

²⁴ ASM HANDBOOK, Mechanical Testing and Evaluation, Publicación 2000, Volumen 8, 10ª edición. 237p, Parte 1

²⁵ ASM HANDBOOK, Mechanical Testing and Evaluation, Publicación 2000, Volumen 8, 10ª edición. 238p, Parte 1

sometida a una carga rápida y en el último caso se incide una grieta de propagación rápida bajo una carga cuasi-estacionaria, en ambos casos la grieta se propaga. El material puede ofrecer menor resistencia a la fractura que cuando es aplicada a velocidades cuasi-estáticas.

d. Ensayo de dureza

Como definición para este tipo de ensayo se determina que sirve para medir la resistencia del material en este caso el acero a la penetración y rayado cuando entra en contacto a presión con otros cuerpos más duros²⁶.

La fuerza de compresión sobre el material de ensayo se puede realizar con tres tipos de penetradores:

- Forma cónica (Ensayo Rockwell).
- Forma esférica (Ensayo Brinell).
- Forma de pirámide (Ensayo Vickers).

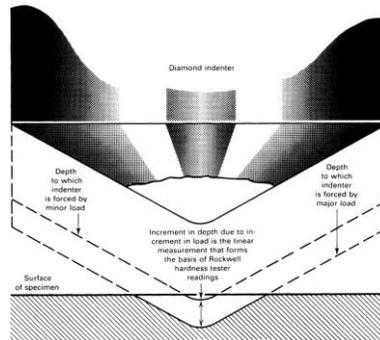
e. Ensayo Rockwell.

El ensayo de dureza Rockwell usa un penetrador de forma cónica, la diferencia en el ensayo de dureza Rockwell respecto al ensayo de dureza brinell se basa en la diferencia de la profundidad del penetrador cuando se le aplican dos cargas.

Consiste de la siguiente manera. Se establece un punto de referencia cero desde el cual se aplica la menor carga para posteriormente aplicar la mayor carga durante un tiempo específico con el fin de generar más penetración. El número resultante rockwell representa la diferencia de profundidad (figura 4) desde el punto de referencia, este procedimiento requiere un tiempo de 5 a 10 segundos.

²⁶ ASM HANDBOOK, Mechanical Testing and Evaluation, Publicación 2000, Volumen 8, 10ª edición. 416p, Parte 1

FIGURA 4 DIFERENCIA DE PROFUNDIDAD EN EL ENSAYO ROCKWELL



Fuente: Metals HandBook, Volumen 8, 430p

El uso de una menor carga para el punto de referencia aumenta la precisión del ensayo Rockwell, de igual forma evita el efecto de reacción en la medición y logra que se atraviese la rugosidad de la superficie para mayor precisión.

➤ **Equipo para ensayo de dureza Rockwell**

En la industria se puede encontrar distintos tipos de equipos para medir la dureza Rockwell, todos ellos ya sean análogos o digitales usan el mismo principio de funcionamiento. Sin embargo los equipos digitales están desplazando a los equipos análogos debido a su legibilidad y precisión en la medición de dureza.

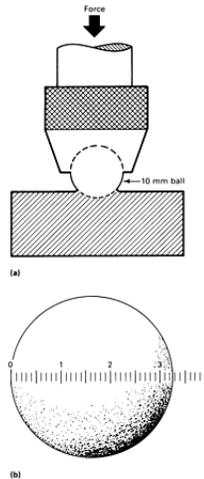
f. Ensayo de dureza Brinell

La prueba dureza Brinell es un ensayo de penetración como el ensayo Rockwell a diferencia del anterior en este se usa una Punta esférica de carburo de tungsteno con dimensiones entre 5 a 15 mm de diámetro, la cual mediante una carga constante aplicada que oscila entre 500 y 3000 Kgf durante un tiempo entre 10 a 30 segundos penetra la superficie plana del material de prueba²⁷.

Se requiere de un tiempo específico para asegurar que se ha superado el límite plástico del material para luego retirar la carga dando como resultado una impresión redonda que se mide con un microscopio.

²⁷ ASM HANDBOOK, Mechanical Testing and Evaluation, Publicación 2000, Volumen 8, 10ª edición. 446p, Parte 1

FIGURA 5 ESQUEMA DEL PROCESO DE ENSAYO DE DUREZA BRINELL



Fuente: Metals HandBook, Volumen 8, 447p

La dureza brinell se puede determinar mediante la ecuación 3:

$$HB = \frac{2P}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)} \quad \text{Ec. 3}$$

Dónde:

P=Carga en kgf.

D=Diámetro de la esfera en mm o in.

D=Diámetro de la penetración en mm o in.

g. Ensayo de dureza Vickers

El ensayo de dureza Vickers es similar al ensayo de dureza brinell, difiere en la aplicación de diferentes fuerzas y penetradores ahora bien la aplicación de una fuerza entre 1 a 120 kgf obliga a la punta piramidal de diamante (figura 7) a penetrar en la superficie del material, después de alcanzarse un equilibrio de fuerzas la penetración cede pero la carga se sigue aplicando durante 10 a 15 segundos. Después de terminar el ensayo se procede a la medición de las diagonales de la punta piramidal registrada en la superficie y se calcula un promedio. Estas mediciones de longitud se utilizan para calcular la dureza Vickers Ecuación 5.

$$HV = \frac{2P \sin \phi}{d^2} \quad \text{Ec 4}$$

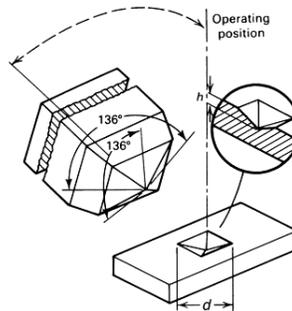
Dónde:

P= Carga en kgf.

D=Longitud de la agujero.

Φ =Angulo de la superficie de la punta de diamante.

FIGURA 6 PUNTA PIRAMIDAL DE DIAMANTE

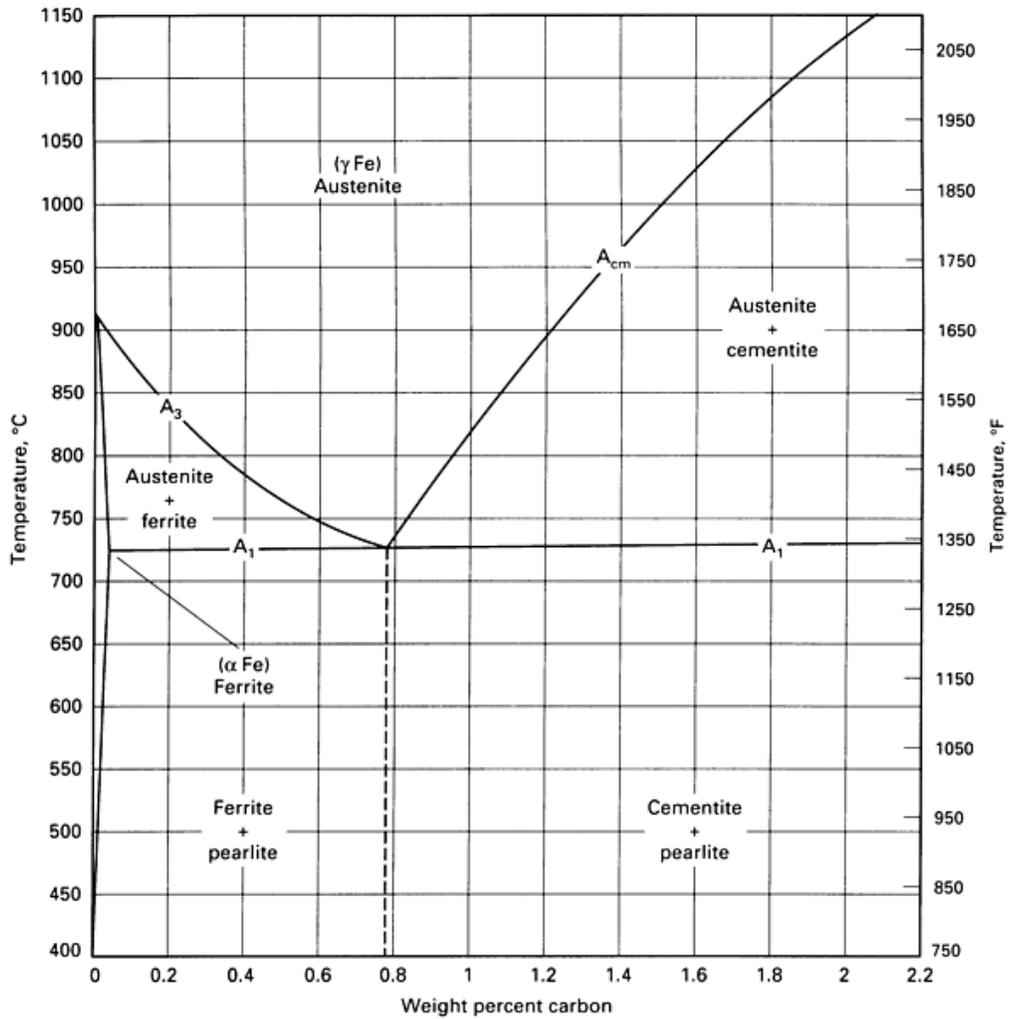


Fuente: Metals HandBook, Volumen 8, 463p

2.1.4. Tratamientos térmicos

Un tratamiento térmico es un proceso de calentamiento y enfriamiento controlado con el objetivo de modificar propiedades mecánicas, físicas y químicas en el acero. Este procedimiento se realiza basándose de acuerdo al diagrama Hierro-Carbono figura 8 por la cual se controla la microestructura del material en función del acero.

GRÁFICO 1 DIAGRAMA HIERRO-CARBONO



Fuente: Metals HandBook, Volumen 4, 103p

- **Temple**

Este tratamiento térmico es un proceso de calentamiento hasta temperaturas de austenización y posteriormente es enfriado rápidamente, con el fin de obtener una transformación que proporcione una estructura martensítica dura y resistente. Por lo general el enfriamiento se

realiza por encima de la temperatura crítica superior de igual forma utiliza para aliviar tensiones formadas por el mecanizado y endurecimientos generados en las soldaduras²⁸.

- **Principales variables en el temple**

Las variables involucradas en el procedimiento de templado son las siguientes:

- Temperatura del temple.
- Tiempo de temple.
- Velocidad de enfriamiento.
- Composición química del acero.

2.1.5. Metalografía y microestructura

La metalografía la podemos definir como la ciencia que estudia las características microestructurales del acero en función de su composición química, propiedades físicas y mecánicas. Mediante la cual se puede obtener imágenes que permiten observar cambios de fase debidos al tratamiento térmico. Los pasos principales para realizar un correcto estudio de la metalografía de un acero son los siguientes.

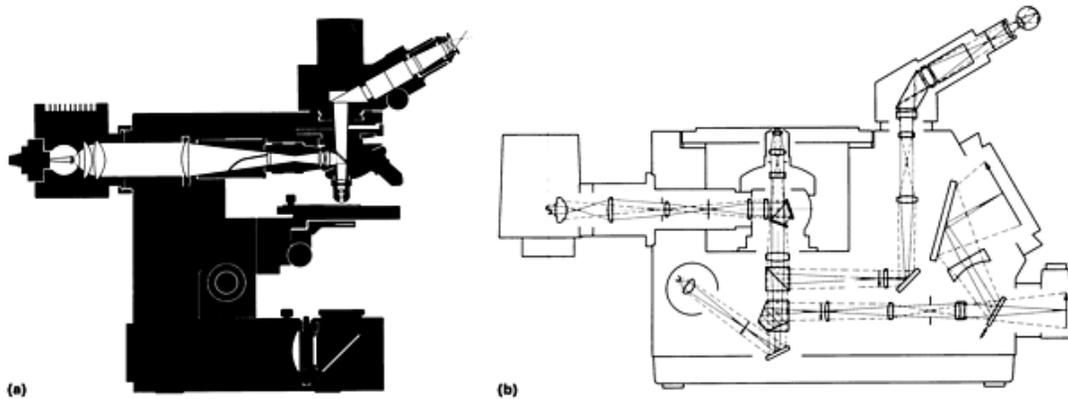
- Pulido metalográfico.
- Ataque químico.
- Inspección en el microscopio.

a. Equipo

Los microscopios ópticos se pueden clasificar en dos tipos verticales o invertidos Figura 9, estos difieren en el plano de trayectoria de la luz durante la observación. La luz incide verticalmente Figura 9a y en la figura 9b se muestra la luz incidente invertida.

²⁸ ASM HANDBOOK, Mechanical Testing and Evaluation, Publicación 2000, Volumen 4, 10ª edición. 291p, Parte 1

FIGURA 7 ESQUEMA DE FUNCIONAMIENTO DEL ANALIZADOR DE IMAGENES PARA ESTUDIO METALGRÁFICO DE LOS ACEROS



Fuente: Metals HandBook, Volumen 9, 103p

2.1.6. Corrosión

La corrosión se puede definir como una reacción química en la cual intervienen factores naturales como agua, el medio o el ambiente, al que está sometida la pieza o incluso se puede dar por una reacción electro química²⁹.

La corrosión se puede dividir en 7 tipos:

- Corrosión atmosférica.
- Corrosión galvánica.
- Corrosión o electrolisis por corriente inducida.
- Corrosión biológica.
- Corrosión por sales fundidas.
- Corrosión con metales líquidos.
- Corrosión por alta temperatura.

a. Corrosión atmosférica

La corrosión atmosférica se define como la degradación del material cuando es expuesto al aire y sus contaminantes. Pero básicamente las variables que más influyen en la corrosión atmosférica

²⁹ ASM HANDBOOK, Mechanical Testing and Evaluation, Publicación 2000, Volumen 13, 10ª edición. 177p, Parte 1

son las condiciones climáticas y la humedad relativa. La corrosión atmosférica se divide en tres tipos:

- Corrosión seca: Se produce en los metales que tienen una energía libre de formación de óxidos negativa.
- Corrosión húmeda: Requiere de la humedad atmosférica, y aumenta cuando la humedad excede de un valor crítico, frecuentemente por encima del 70%.
- Corrosión por mojado: Se origina cuando se expone el metal a la lluvia o a otras fuentes de agua.

FIGURA 8 CORROSIÓN ATMOSFÉRICA EN LA VIGA DE UN PUENTE



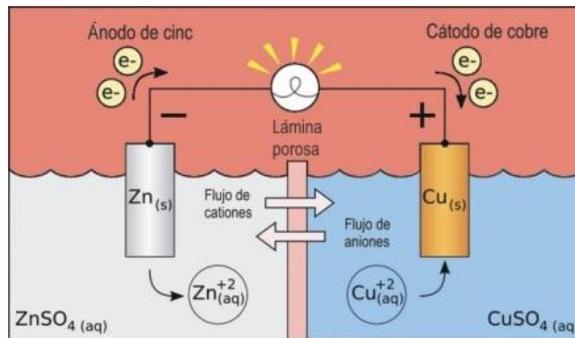
Fuente: Metals HandBook, Volumen 13, 179p

b. Corrosión galvánica

La corrosión galvánica se produce cuando un metal está eléctricamente acoplado con otro metal o no metal dentro de un mismo electrolito y donde uno se comporta como ánodo y otro como cátodo figura 9 conocido como pila galvánica. Para este tipo de corrosión se debe tener en cuenta tres variables esenciales:

- Materiales que poseen diferente potencial de superficie.
- Un electrolito en común.
- Una trayectoria eléctrica en común.

FIGURA 9 ESQUEMA DEL COMPORTAMIENTO DE LOS MATERIALES AL SER SOMETIDOS A CORROSIÓN MEDIANTE UN ELECTROLITO, PILA GALVÁNICA



Fuente: <http://e-educativa.catedu.es>, 16/05/2013

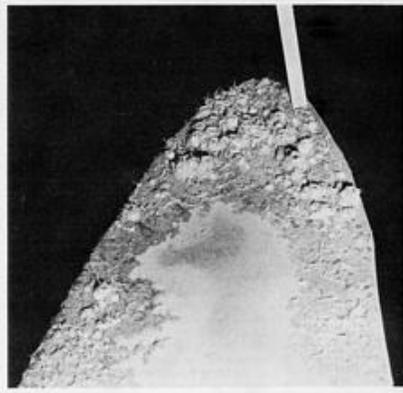
c. Corrosión o electrolisis por corriente inducida

Este tipo de corrosión bastante de la corrosión natural es decir este tipo de corrosión se genera debido a una corriente eléctrica inducida externamente y no está en función de variables ambientales tales como como el PH o la concentración de oxígeno.

d. Corrosión biológica

Metales como aceros estructurales, aleaciones de cobre, aleaciones de magnesio y zinc, se corroen en la superficie cuando están expuestos a medios o ambiente acuosos debido a la falta de efecto galvánico. La tasa de corrosión en estos metales está en función de la velocidad a la cual el oxígeno se deposita en la superficie del mismo por lo tanto la corrosión varia si cambia la velocidad de deposición del oxígeno en la superficie, ahora bien lo que impide la velocidad de deposición de oxígeno son los microorganismos biológicos dando como resultado una corrosión alta o baja.

**FIGURA 10 CORROSIÓN BIOLÓGICA EN LA PERIFERIA DE UN TIMÓN DE UN EN
ACERO DE ACERO DE ALTA RESISTENCIA RECUBIERTO CON PINTURA
ANTIICRUSTANTE**



Fuente: Metals HandBook, Volumen 13, 196p

e. Corrosión por sales fundidas

Se genera debido al contacto de materiales metálicos con los gases producidos en la combustión que contienen impurezas inorgánicas, cuando estos gases se enfrían algunos vapores se condensan formando finas películas de sales fundidas sobre las superficies metálicas, esta circunstancia genera una condición altamente corrosiva

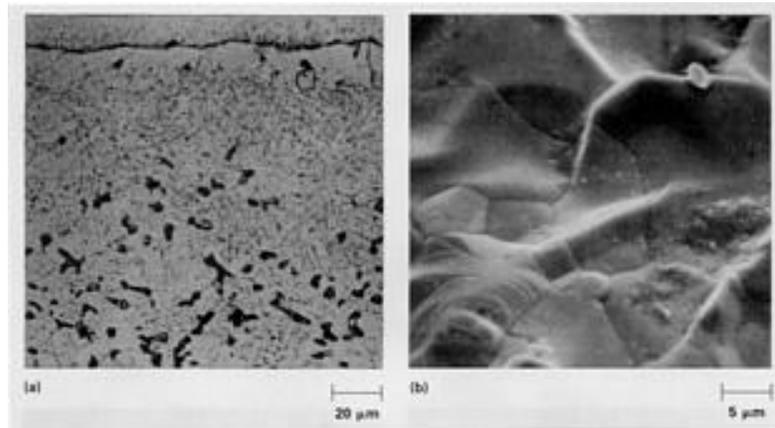
Tipos de sales fundidas:

- Fluoruros fundidos.
- Sales de cloruro.
- Nitratos fundidos.
- Sulfatos fundidos.
- Hidroxidos fundidos.
- Carbonatos Fundidos.

f. Corrosión con metales líquidos

La corrosión con metales líquidos en general se relaciona con la solubilidad de un metal sólido en un el metal líquido y ocurre de manera que se produce una liberación de átomos del material sólido en el metal fundido.

FIGURA 11 LA CORROSIÓN DE ACERO INOXIDABLE TIPO 316 EXPUESTOS AL SODIO LÍQUIDO DURANTE 8000 HORAS A 700 ° C



Fuente: Metals HandBook, Volumen 13, 201p

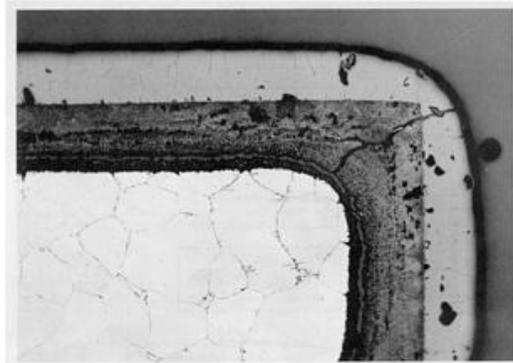
g. Corrosión por alta temperatura

Esta corrosión se genera cuando un metal se encuentra en contacto con algún gas oxidante a alta temperatura y se produce sin necesidad de un electrolito. La tasa de corrosión está en función de la temperatura.

Características de corrosión por alta temperatura:

- No hay electrolito.
- Se presenta a temperaturas mayores a 100 °C.
- El producto de corrosión inicial es oxidación metálica.
- El óxido se genera directamente en la superficie metálica, teniendo lugar la circulación de electrones e iones a través de la capa de óxido.

FIGURA 12 CASCARILLA DE ÓXIDO MULTICAPA FORMADO EN ALEACIÓN DE CO-10CR A 1100 ° C (2012 ° F)



Fuente: Metals HandBook, Volumen 13, 216p

2.2. Marco Conceptual

En esta sección se representa cada uno de los conceptos que se deben tener en cuenta, para la comprensión de las pruebas y el análisis de los comportamientos de que se produzcan en este material.

Estudio Metalográfico

Este estudio identifica las características microestructurales o constitutivos de un metal o aleación relacionándolas con las propiedades físicas, químicas y mecánicas, mediante el uso de un analizador de imágenes, para este proceso es necesario realizar un ataque químico, con un compuesto denominado Nital, el cual con una determinada concentración, permite revelar la microestructura por la cual está compuesto un acero.

Micrografía

La imagen fotográfica obtenida de los constituyentes no visibles y obtenidos mediante la ayuda de instrumentos ópticos o electrónicos como lupas y microscopios. Es de gran importancia ya que permite identificar de acuerdo al constituyente formado el comportamiento mecánico del acero, esta imagen es un soporte vital para el análisis de resultados de este proyecto.

Deformación del acero

La deformación en el acero indica un cambio en el tamaño o forma de un cuerpo debido a esfuerzos internos o externos producidos por una o más fuerzas aplicadas sobre el mismo, para este proyecto estos esfuerzos se aplicaran mediante los ensayos de tensión, impacto y dureza

Elongación en la prueba de tensión

Uno de los datos que se pueden obtener mediante el ensayo de tensión es el porcentaje de elongación el cual indica la distancia que en cada instante, separa a una partícula sometida a oscilación de su posición de equilibrio.

Ensayo de tensión

Este tipo de ensayo mecánico permite implementar esfuerzos axiales en la probeta de acero, actuando por unidad de superficie o área indicando la deformación y fractura del material, la resistencia mecánica a este ensayo en acero puede variar de acuerdo a la influencia de su microestructura o un tratamiento térmico al cual se haya sometido el material.

Ensayo de impacto

Este ensayo mecánico permite mediante la aplicación de un choque generado por un péndulo chrapy, indica la energía absorbida en el momento del impacto, los datos obtenidos se presentan en Joules e indican la ductilidad o fragilidad de un acero.

Ensayo de dureza

Este prueba mecánica indicara la resistencia a la penetración en el acero cuando es sometido a un tratamiento térmico, estos datos permiten identificar la ductilidad o fragilidad del acero, se obtienen en escalas conocidas como: Escala Rockwell C, Rockwell B y en escala Brinell, para el caso de este proyecto se presentaran en escala Brinell.

Ductilidad en un acero

Esta propiedad se presenta en algunos materiales, como las aleaciones metálicas, los cuales bajo la acción de una fuerza, pueden deformarse, esta información permite es importante para el diseño, cuando se requiere que un acero al someterse a grandes esfuerzos se deforme considerablemente sin llegar a la fractura, aunque no es lo ideal.

Fragilidad en un acero

En cuanto la fragilidad brinda información sobre la capacidad de un acero para soportar esfuerzos sin adquirir grandes deformaciones o desplazamientos, para el caso de aceros al carbono este comportamiento mecánico se obtiene mediante la formación de un constituyente denominado martensita.

Ferrita

Este constituyente típico en los de los aceros de bajo carbono, ofrecen propiedades mecánicas con comportamiento dúctil y una estructura cristalina cubica centrada en el cuerpo, en los aceros al carbono este constituyente se puede transformar en martensita mediante tratamientos térmicos.

Martensita

Este constituyente de los aceros que se obtiene por un enfriamiento brusco y pertenece a una estructura tetragonal y es ideal para obtener acero de alta resistencia mecánica, pero su formación está influenciado en parte por el contenido de carbono presente en el acero.

2.7. MARCO METODOLÓGICO

2.7.1. Tipo de Investigación

El tipo de investigación que se presenta en este proyecto es de tipo cuantitativa, ya que en el desarrollo de este proyecto se presentaran una cantidad considerable de datos y será necesario organizarlos para su respectivo análisis. El éxito de este proyecto radica en su correcta interpretación apoyada de estudios similares que se han realizado anteriormente.

2.7.2. Método de Investigación

Se realizará un diseño experimental el cual suministrara el número de probetas a utilizar para cada uno de los tratamientos térmicos y ensayos mecánicos, mediante una técnica estadística ANOVA, suministrada por el Director de Proyecto.

Posteriormente se realizara una caracterización del acero AISI/SAE 1010 mediante una prueba de espectrometría de emisión óptica en la Universidad Nacional de Colombia para corroborar que la composición química del material corresponda a un acero de bajo carbono, el cual se

comprara en la Compañía de Aceros Industriales para efectuar los tratamientos térmicos propuestos. Con la información recolectada se procederá con la fabricación de las probetas, bajo norma ASTM E23 para ensayo de impacto y ASTM E8 para ensayo de tensión, y proceder a la aplicación del tratamiento térmico en la mufla FURNOCI 1300 de la Universidad Libre de Colombia.

En la ejecución del tratamiento para cada una de las probetas utilizadas se realizaran pruebas de impacto en el péndulo de impacto E-ISOT, tensión en la maquina universal de ensayos UH50A SIMATSU y dureza, respectivamente se identificara la microestructura con el analizador de imágenes marca LEICA de la Universidad Libre de Colombia mediante una preparación denominado ataque químico, generando un brillo tipo espejo con Nital al 3% en volumen de concentración, para revelar los constituyentes formados.

El procedimiento de Conteo Sistemático Manual de Puntos consiste en:

1. Estimar mediante inspección visual un porcentaje de área del constituyente de interés en la imagen metalográfica, representados en la Tabla 2 de la Norma ASTM E 562-1. Esta estimación representa un grado de eficiencia en el tiempo de conteo de los puntos y los datos estadísticos obtenidos.
2. Con el porcentaje estimado de área del constituyente seleccionado, se remite a la Tabla 3 de la Norma ASTM E 562-1, que brinda una relación entre el porcentaje de área del constituyente seleccionado, el número de puntos y el porcentaje de precisión estadística seleccionado entre un 10%, 20% o 33%, requerido para el numero de réplicas o imágenes necesarias para el conteo de constituyentes.
3. Una vez seleccionado el número de réplicas o imágenes, se realiza el conteo del constituyente deseado, de manera que un punto se toma completo si el punto de la rejilla se encuentra en su totalidad en la zona deseada, y como medio punto si el punto de la rejilla no se encuentra en su totalidad en la zona deseada.
4. Teniendo el conteo de los puntos se procede a realizar un análisis estadístico requerido para el cálculo del porcentaje de volumen del constituyente.

Se llevara a cabo un estudio de corrosión en la cámara salina DIES basados en el protocolo para el funcionamiento de la cámara y calculo un numero de probetas estimado posterior mente en base a la norma ASTM B117 y se realizaran varios análisis en intervalos de tiempo estimados en el protocolo de manejo de la prueba, y se obtendrán datos que reflejen el comportamiento del material en la prueba.

Como punto final se recopilaran los datos obtenidos en las pruebas realizadas para su posterior análisis en el documento final.

A continuación se presenta en la tabla 1 cada una de las actividades que se deben realizar en función de los objetivos específicos.

TABLA 1 MÉTODO DE INVESTIGACIÓN

ACTIVIDADES	HERRAMIENTAS	FUENTES DE INFORMACION
<p>1. Interpretación de las propiedades mecánicas del acero AINSI/SAE 1010 2.recopilcion y estudio de antecedentes similares basados en tratamientos térmicos en aceros de la misma composición</p> <p>3. Selección de un tratamiento térmico adecuado para ese material 4.recoleccion de normas para el manejo de los tratamientos térmicos</p>	<p>textos, normas, computador, fuentes bibliográficas ,artículos</p>	<p>Información suministrada por la empresa manufacturera donde se adquiere el material, asesores del proyecto y externos</p>
<p>1. Adquisición del material (acero AISI/SAE1010) con la medida necesaria para la obtención de todas las probetas necesarias para los ensayos mecánicos indicados anterior mente en el trabajo.</p> <p>2. Corte del material para la fabricación de las probetas con las medidas estipuladas bajo norma para cada uno de los ensayos</p> <p>3. Preparación de las probetas para el tratamiento térmico a temperaturas intercriticas en las zonas A1 -A3 del diagrama hierro carbono</p>	<p>*maquinaria para el mecanizado de las probetas</p> <p>*normas y códigos</p>	<p>Normas para la fabricación de probetas para cada uno de los ensayos a realizar</p>
<p>1. identificación del horno que se utilizara para el tratamiento térmico estipulando cada uno de los tiempos del tratamiento</p> <p>2. identificación del la micro estructura a la que se quiere llegar con el tratamiento</p> <p>3.loclar por completo cada uno del los</p>	<p>*Ficha técnica del horno designado</p> <p>*Elementos de protección</p> <p>*Ficha técnica del compuesto utilizado para el enfriamiento</p>	<p>información otorgada por el encargado de los laboratorios de la universidad</p>

tratamientos en las probetas para cada uno de los ensayos mecánicos estipulados anteriormente		
<p>1 Se caracterizara todo el ensayo referente a buscar la dureza del material estudiado</p> <p>2.se dará alistamiento a las probetas para efectuar dicho ensayo</p> <p>3.se procederá a realizar el ensayo y se recopilaran todos los datos arrojados por este ensayo análisis y conclusiones</p>	Durómetro probetas con tratamiento térmico normas y códigos	Catálogos de la maquina y la información suministrada por el encargado de los laboratorios
<p>1. Se caracterizara todo el ensayo de tensión para este material</p> <p>2 Se hará el ensayo de tensión a las probetas con la forma adecuada según norma para este ensayo</p> <p>3.Análisis y comprensión de resultados</p>	<p>*Normas para ensayos de tensión en aceros de bajo carbono</p> <p>*Maquina universal de ensayos mecánicos</p> <p>*Probetas tratadas térmicamente</p>	Catálogos de la maquina y la información suministrada por el encargado de los laboratorios códigos y normas
<p>1.Estudio y caracterización del ensayo de dureza (charpy)</p> <p>2.comprencion del manejo de la máquina de impacto en base a sus catálogos</p>	<p>*Normas para ensayos de impacto en aceros de bajo carbono</p> <p>*Maquina universal de ensayos mecánicos</p> <p>*Probetas tratadas térmicamente</p>	Catálogos de la maquina y la información suministrada por el encargado de los laboratorios
<p>1. Estudio del proceso</p> <p>2.Preparacion de las probetas(ataque químico) como estipulan las normas, códigos, y el proceso como tal para el estudio metalográfico</p> <p>3.Ejecución del proceso, toma de resultados</p> <p>4.Analisis de resultados y conclusiones</p>	<p>*Normas, códigos, literatura referente al tema</p> <p>*Microscopio maquinaria para el alistamiento de las probetas</p> <p>*Agentes químicos para el respectivo ataque a las probetas</p>	Catálogos del microscopio, información suministrada por el asesor encargado de los laboratorios.

<p>1. Caracterización del proceso y estudio del protocolo para el funcionamiento de la maquina</p> <p>2.Sometimiento de las probetas a diferentes tiempos de corrosión con rangos de (0-200)horas</p> <p>3.En varios intervalos de tiempo se harán análisis de corrosión a cada una de las probetas de acuerdo a los tiempos de exposición seleccionados</p>	<p>Cámara salina ,catálogo de funcionamiento y literatura normativa relacionada con este tema</p>	<p>Catálogos de funcionamiento literatura relacionada con el tema, información suministrada por el asesor encargado de los laboratorios</p>
<p>*Reconstrucción de cada uno de los ensayos realizados</p> <p>*Conclusiones obtenidas en cada uno de los ensayos</p> <p>*Determinar que tan efectivo fue el tratamiento térmico realizado en el material de estudio</p>	<p>Computador, bibliografía, normas para la presentación de trabajos escritos</p>	<p>Resultados obtenidos en cada uno de los procesos, asesores, director de proyecto</p>

Fuente: Autores del Proyecto, 2013

2.8. Técnicas para la Recolección de Información

Para el desarrollo de este proyecto se requiere obtener una serie de información, obtenida como datos numéricos y que requiere de técnicas matemáticas para la organización de los mismos, es decir se utilizara un diseño experimental que permite seleccionar el número de probetas que se requieren para el desarrollo de las pruebas en función de las temperaturas A_1 y A_3 . Diseño que se llevara a cabo con la asesoría del Director de Proyecto.

Después de obtener la cantidad exacta de probetas para los ensayos, se procede a realizar las pruebas destructivas a cada una de ellas en la máquina de ensayos universal, la máquina para ensayo charpy además de las pruebas de corrosión y tratamientos térmicos, cada una de estas técnicas de ensayos destructivos brindaran una cantidad de datos considerable que requiere ser reorganizada debido a que no todos pueden llegar a ser útiles.

Paso 1: Definir las variables respuesta a ser medidas. Para la obtención del número de muestras para las pruebas mecánicas se determina como variable independiente los valores de dureza del material base

TABLA 2 VARIABLES DE RESPUESTA A SER MEDIDAS

Nombre	Unidades	Analizar	Objetivo	Impacto	Sensibilidad	Bajo	Alto
Dureza	RB	Media	Maximizar	3	Medio	30	70

Fuente: Autores del proyecto

Paso 2: Definir los factores variables.

TABLA 3 FACTORES VARIABLES

Nombre	Unidades	TIPO	PAPEL	BAJO	ALTO
A:T850	°C	CONTINUO	CONTROLABLE	- 1,0	1,0
B:T830	°C	CONTINUO	CONTROLABLE	-1,0	1,0
C:T810	°C	CONTINUO	CONTROLABLE	-1,0	1,0
D:T790	°C	CONTINUO	CONTROLABLE	-1,0	1,0
E:T770	°C	CONTINUO	CONTROLABLE	-1,0	1,0

Fuente: Autores del proyecto

Paso 3: Selección del diseño experimental.

TABLA 4 TIPO DE DISEÑO EXPERIMENTAL

Tipo of	Diseño	Puntos Centrales	Punto Central	Diseño es	Numero de
Factores	Tipo	Por Bloque	Colocacion	Aleatorizado	Replicaicones
Proceso	Un cuarto de Fraccion 2^{5-2}	0	Aleatorio	Si	0

Fuente: Autores del proyecto

TABLA 5 NÚMERO DE EJECUCIONES

Total	Total	Error
Ejecuciones	Bloques	D.F.
8	1	0

Fuente: Autores del proyecto

Paso 4: Indicar el modelo inicial a ajustar a los resultados del experimento

TABLA 6 MODELO INICIAL PARA AJUSTE DE RESULTADOS

Factores	Modelo	Coefficientes	Efectos excluidos
Proceso	Interacciones de 2 factores	6	AB,AC,AD,AE,BC,BD,BE,CD,CE,DE

Fuente: Autores del proyecto

Paso 5: Seleccionar un subconjunto óptimo de ejecuciones (opcional) 4 ejecuciones seleccionadas

Paso 6: Seleccionar tablas y gráficos para evaluar las ejecuciones seleccionadas. Para mostrar diagnósticos de diseño

TABLA 7 ANOVA

Origen	D.F
Modelo	5
Error total	2
Falta de ajuste	2
Error puro	0
Total (corr.)	4

Fuente: Autores del proyecto

De acuerdo a este diseño experimental el número de réplicas recomendadas para este proyecto fueron 8, sin embargo se usara un número de réplicas de 4 probetas por cada temperatura para cada uno de los ensayos de tensión e impacto, cantidad suficiente para la obtención de datos estadísticos.

2.9. Marco Legal y Normativo

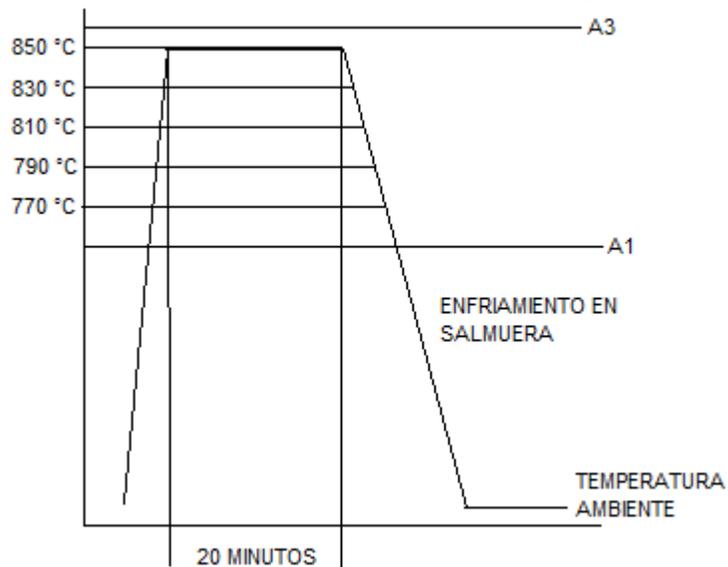
- ASTM 2004 vol. 03.01 metals---Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials; designation E8
- ASTM 2004 vol. 03.01 metals---Standard Test Methods for Impact Testing of Metallic Materials; designation E 23
- ASTM 2004 vol. 0302--- wear and erosion_ Metal corrosion; designate G31.
- ASTM 2004 -- Standard Terminology Relating to Methods of Mechanical Testing; Designation E6 - 09
- ASTM 2004- Standard guide for preparation of metallographic samples; Designation E 3 – 01
- ASTM E 517
- ASTM B117 - 11 Standard Practice for Operating Salt Spray (Fog) Apparatus.
- ASTM E562 - 11 Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count

3. ANÁLISIS DE RESULTADOS

En esta sección se presenta el análisis del comportamiento en cada una de las probetas en función de sus propiedades mecánicas, Microestructura y corrosión antes y después de someterá el material a un temple, explicando los cambios generados debido a este tratamiento térmico.

Las temperaturas de tratamiento se muestran en el grafico 2 donde se puede apreciar la secuencia de tiempos y temperaturas utilizadas para el tratamiento del Acero AISI/SAE 1010, se mantienen durante 20 minutos a la temperatura para luego ser enfriada salmuera.

GRÁFICO 2 SECUENCIA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO PARA LAS PROBETAS DE IMPACTO Y TENSIÓN EN EL ACERO AISI/SAE 1010



Fuente: Autores del proyecto.

Para el cálculo y análisis del porcentaje de constituyentes formados debido al efecto de los tratamientos térmicos, serán basados de acuerdo a la Norma ASTM E562-01, mediante un procedimiento denominado Conteo Sistemático Manual por Conteo de Puntos. Este análisis se realizara para cada una de las imágenes metalográficas obtenidas en el laboratorio para las Probetas de Impacto y Probetas de Tensión.

3.1. Ensayo de Dureza para Probetas de Impacto

Las probetas de impacto, figura 13, tratadas térmicamente a temperaturas intercríticas, se sometieron a una prueba de dureza en escala ROCKWELL C para determinar la influencia de ese calentamiento en el material, para evaluar la resistencia a la penetración de cada una de ellas. La tabla 8 muestra los datos de dureza equivalentes en BRINELL obtenidos en el laboratorio de ensayos mecánicos de la Universidad Libre.

**FIGURA 13 PROBETAS DE IMPACTO FABRICADAS BAJO LA NORMA:
ASTM E23 STANDARD TEST METHODS FOR NOTCHED BAR IMPACT TESTING OF
METALLIC MATERIALS**



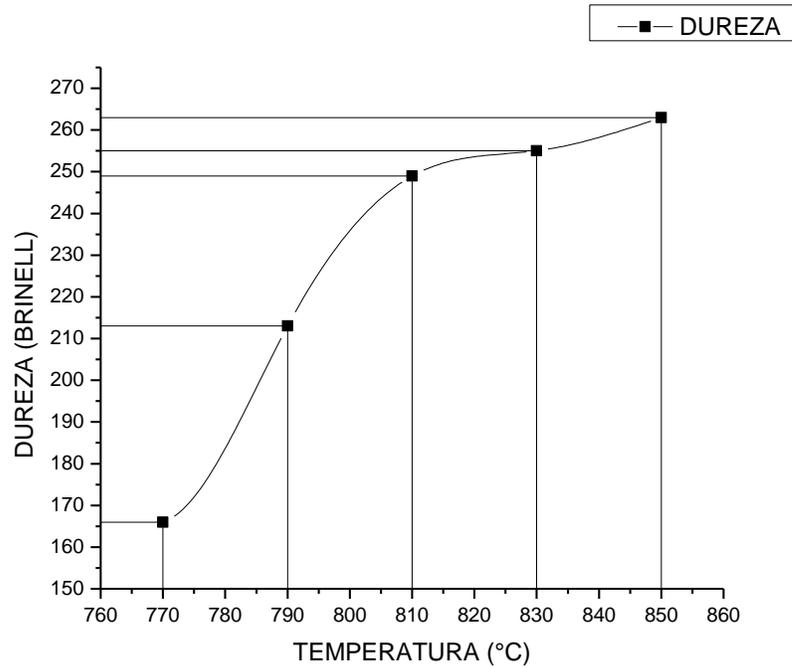
Fuente: Autores del proyecto

**TABLA 8 VALORES DE DUREZA BRINELL OBTENIDOS EN EL LABORATORIO EN LAS
PROBETAS DE IMPACTO**

Temperatura	0	770	790	810	830	850
Dureza BRINELL	110	166	213	249	255	263
% Aumento de dureza	0	5.09091	9.36364	12.6364	13.1818	13.9091

Fuente: Autores del proyecto

GRÁFICO 3 DIAGRAMA DE DUREZA CONTRA TEMPERATURA DE LAS PROBETAS DE IMPACTO A TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS



Fuente: Autores del Proyecto.

La Gráfico 3 de Temperatura contra Dureza Brinell, muestra un comportamiento en la resistencia a la penetración del acero AISI/SAE 1010 en función del aumento de temperatura, lo que permite corroborar que el temple como tratamiento térmico en un acero de muy bajo carbono, logra modificar sus propiedades mecánicas. Pero al observar las probetas en estado de entrega y calentadas a 730 °C y 790 °C, aunque hubo un aumento de dureza, estos valores (110 Brinell, 229 Brinell y 284 Brinell), indican un comportamiento dúctil, es decir, en este rango de temperatura probablemente no hubo transformación de fase.

3.2. Ensayo de Dureza para Probetas de Tensión

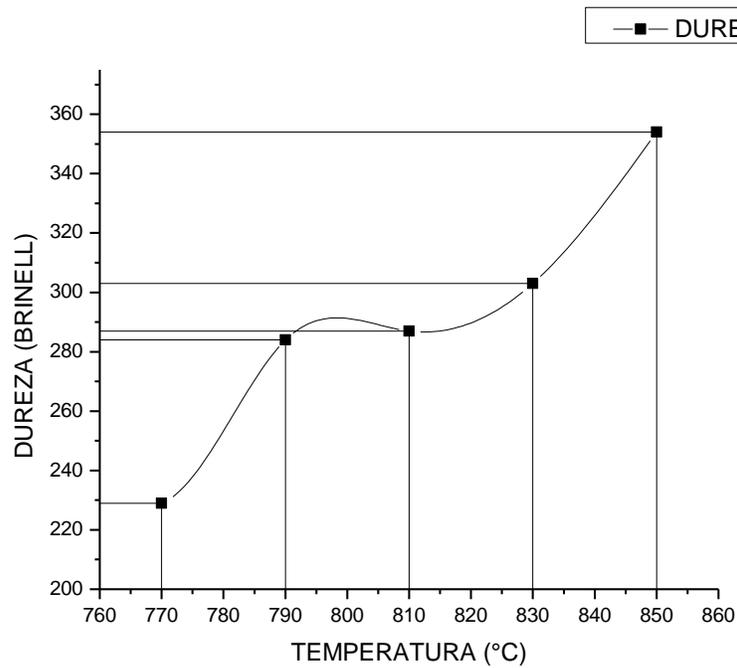
Las probetas de tensión, al igual que las probetas de impacto fueron tratadas térmicamente a temperaturas intercríticas, y se sometieron a una prueba de Dureza en escala ROCKWELL C, para determinar la influencia de ese calentamiento, en la resistencia a la penetración de cada una de ellas. La tabla 9 muestra los datos de dureza equivalentes en Brinell obtenidos en el laboratorio de ensayos mecánicos de la Universidad Libre.

TABLA 9 VALORES DE DUREZA BRINELL OBTENIDOS EN EL LABORATORIO EN PROBETAS DE TENSIÓN

Temperatura	BASE	770 °C	790 °C	810 °C	830 °C	850 °C
Dureza brinell	110	229	284	287	303	354
% Aumento de dureza	0	10.8182	15.8182	16.0909	17.5455	22.1818

Fuente: Autores del proyecto

GRÁFICO 4 DIAGRAMA DE DUREZA CONTRA TEMPERATURA DE LAS PROBETAS DE TENSIÓN A TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS



Fuente: Autores del Proyecto.

En el comportamiento en la dureza de las probetas de tensión figura 18, se observa un aumento considerable si se comparan con las probetas de impacto, probablemente esta variación se puede dar debido al contenido de carbono, teniendo en cuenta que para un acero AISI/SAE 1010 el porcentaje de carbono puede variar entre 0.08 %C a 0.13 %C.

Las dimensiones de las probetas de tensión y las probetas de impacto cambian en su totalidad para su fabricación, con la probabilidad, que el material no pertenezca a la misma colada en el momento de la fabricación del acero, lo que puede variar su contenido de carbono. De acuerdo

a la prueba química el porcentaje de carbono real para cada una de las probetas se encuentra en 0.089 % para las de impacto y 0.124 % para las de tensión.

3.3. Cambio en la Resistencia a la Impacto en Cada una de las Probetas Tratadas Térmicamente.

Los valores de energía absorbida de la prueba de impacto tabla 10, permiten identificar junto con el estudio metalográfico su comportamiento mecánico, en cada uno de los tratamientos térmicos realizados a temperaturas intercríticas.

TABLA 10 VALORES DE ENERGÍA ABSORBIDA EN ENSAYO CHARPY

ENSAYO CHARPY						
TEMPERATURA	BASE	770	790	810	830	850
ENERGÍA ABSORBIDA (J)	16	22	21.8	21.5	21.6	21.7

Fuente: Autores del proyecto

3.3.1. Estudio metalográfico de las probetas de impacto.

En las figuras 14 se puede observar la microestructura del acero AISI/SAE 1010 atacado con un volumen de concentración de Nital a 3% de en estado de entrega. Se puede resaltar una característica muy importante y es el tamaño de grano, se encuentra alrededor de N° 1 de acuerdo a la escala de comparación realizada con un patrón de la ASTM para determinar el tamaño de grano a 100 aumentos³⁰ e indica, que el constituyente predominante en este estado, es ferrita, que son los granos de mayor tamaño, y luciendo un color oscuro, los límites de grano formados por perlita con una concentración de aproximadamente de 3.37 %.

Debido al bajo contenido de carbono, la ferrita o hierro-alfa en este tipo de aceros provoca un comportamiento plástico, su dureza en este estado se encuentra alrededor de 65-130 Brinell³¹. Valores comprobados en las probetas de impacto, véase tabla N° 8, además se puede observar unos granos totalmente negros, los cuales probablemente indican óxidos, compuestos típicos en aceros al carbono.

³⁰ FORERO MORA, Álvaro. "Metalurgia Practica", Universidad Nacional de Colombia, Tercera Edición 1998.

³¹ TOTTEN E, George. "Steel heat treatment handbook", Capitulo 3, Segunda edición, Editorial Taylor & Francis Group. 137 p

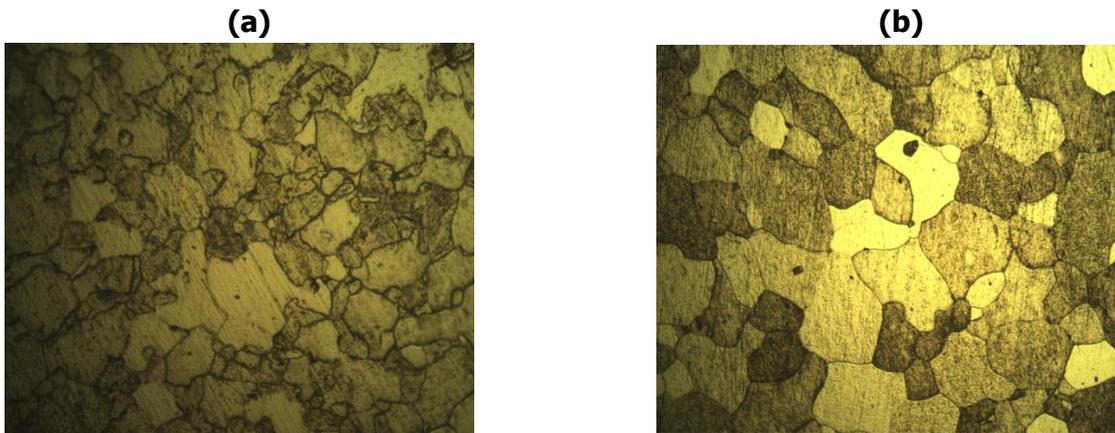
**FIGURA 14 MICROESTRUCTURA DE LAS PROBETAS DE IMPACTO
EN ESTADO DE ENTREGA A 500X, EN ACERO AISI/SAE 1010**



Fuente: Autores del proyecto

Las imágenes metalográficas de las probetas templadas a 770 °C y 790 °C, Figura 15 (a) y Figura (b), muestran un reacomodamiento y refinamiento del grano, esto brinda un resultado más claro respecto al comportamiento en la prueba de dureza y de impacto, lo cual implica una absorción de energía en el impacto alta, aproximadamente 21.9 J, es decir, que el comportamiento dúctil de este material a estas temperaturas indican que la ferrita hipoeutectoide y la perlita se preservan, sin mostrar indicios de transformación de fase, sin embargo, el refinamiento del grano es un indicador de que la plasticidad en este acero disminuye comparada con esta temperatura. Aproximadamente a 790 °C, únicamente sucede que la ferrita diluye carbono en pequeñas cantidades sin producir efectos considerables en su estructura.

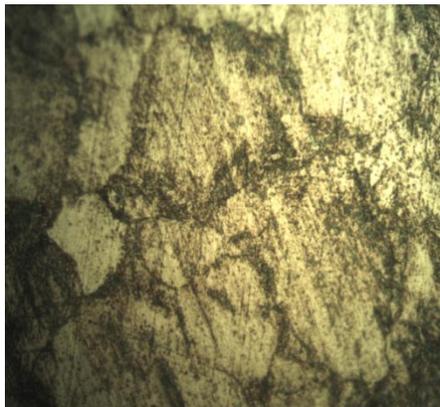
FIGURA 15 (a) PROBETAS DE IMPACTO A 200 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 770 °C. (b) PROBETAS DE IMPACTO A 200 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 790 °C



Fuente: Autores del proyecto

A 810 °C el área del límite de grano empieza a tener un cambio significativo, Figura 16. A esta temperatura que se encuentra por encima de la temperatura crítica A_1 y al realizar un enfriamiento rápido desde 810 °C, los granos ferrita se precipitan en los granos presentes de austenita transformándose en perlita, es decir que se obtiene un constituyente estructural de aproximadamente 18.53 % en volumen de cristales de perlita en una matriz de ferrita, desde este punto, comparado con la dureza de 249 Brinell obtenida en el laboratorio, se puede determinar que se generó una perlita gruesa, indicando que a esta temperatura el material sigue siendo dúctil, lo cual se corrobora con la prueba de impacto de la cual se obtuvo una energía absorbida de 21.5 J.

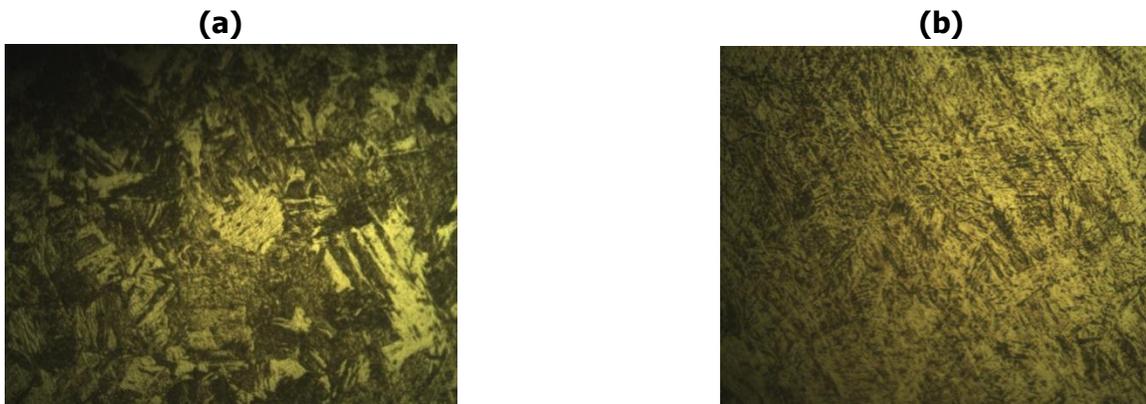
FIGURA 16 PROBETAS DE IMPACTO A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 810 °C



Fuente: Autores del Proyecto

Al seguir aumentando la temperatura en la zona intercrítica, la microestructura del acero empieza a tener un comportamiento drástico respecto a las temperaturas inferiores, esto se refleja en la disminución del tamaño y forma del grano, esta transformación se refiere al cambio de sufre al entrar a la zona de temperaturas intercríticas, donde se inicia un cambio de fase a a la zona de austenización parcial, lo que quiere decir que la microestructura a temperatura de 830 °C, aparecen granos de austenita y permanecen los de ferrita, pero únicamente durante el calentamiento.

FIGURA 17 (a) PROBETAS DE IMPACTO A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 830 °C. (b) PROBETAS DE IMPACTO A 200 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 850 °C



Fuente: Autores del proyecto

Al realizar el enfriamiento, ocurre el mismo efecto que en la imagen de la figura 16, pero la temperatura al ser más cercana a la temperatura intercrítica A_3 , y al producirse el enfriamiento rápido los granos de Ferrita se precipitan en los de Austenita, pero la austenita restante ya no forma perlita si no un nuevo constituyente denominado, ferrita widmanstatten, este constituyente podría confundirse fácilmente con la martensita debido a su morfología en forma de agujas o placas. Para las figuras 17 (a) y 17 (b) el porcentaje de este constituyente aumento a medida de que la temperatura se acercaba a la intercrítica A_3 , en un 41.467 % y 45.765 %, y es común cuando aceros de bajo y medio carbono se someten a altas temperaturas y un enfriamiento rápido.

En la formación de la ferrita widmanstatten en este acero, influyo la reacción inmediata del enfriamiento rápido, este choque térmico impide que la ferrita aliotrópica se forme en gran medida dentro de los límites de grano de austenita.

3.4. Cambio en la Resistencia a la Tensión en Cada una de las Probetas Tratadas Térmicamente.

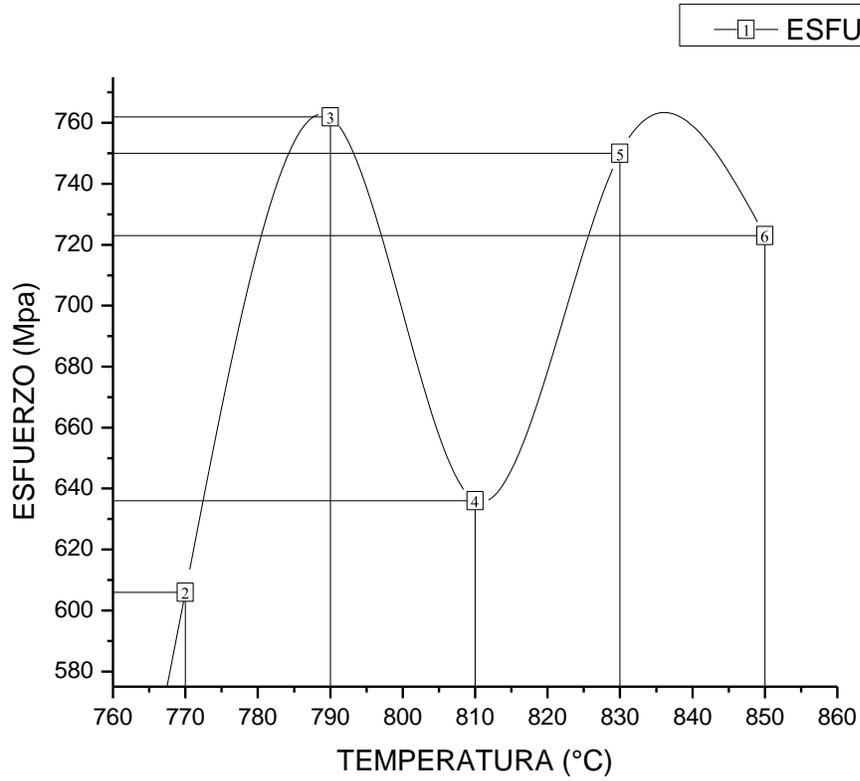
El efecto producido en cada una de las probetas tratadas térmicamente, se representa en la tabla 11, evidenciándolo en base al esfuerzo que se necesitó para que en la probeta se produjera fractura y mediante un análisis de micro fractura, para cada una de ellas, mediante imágenes tomadas por medio de un microscopio en la zona afectada se entrara en detalle acerca de la influencia de la microestructura formada en los valores de resistencia a la tensión.

TABLA 11 CUANTIFICACIÓN DE LOS DATOS DE TENSIÓN PARA LAS PROBETAS EN ESTADO DE ENTREGA Y TRATADAS TÉRMICAMENTE A TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS

Probeta	Temperatura °C	Esfuerzo	% de Elongación	% de Reducción de área
Base	Ambiente	430	12.81306	45.778
1	770 °C	606	13.90426	16.067
2	790 °C	762	18.40018	32.721
3	810 °C	636	14.92915	44.485
4	830 °C	750	13.31766	42.916
5	850 °C	723	15.10925	47.619

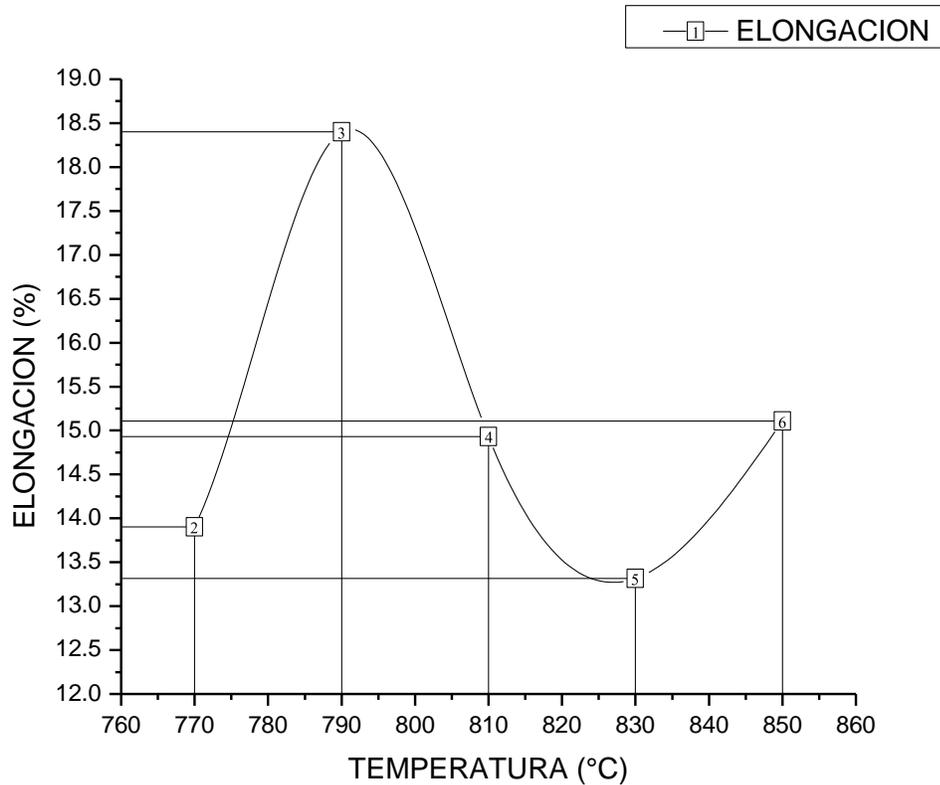
Fuente: Autores del proyecto

GRÁFICO 5 DIAGRAMA ESFUERZO-TEMPERATURA PARA LAS PROBETAS EN ESTADO DE ENTREGA Y TRATADAS TÉRMICAMENTE A TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS



Fuente: Autores del proyecto

GRÁFICO 6 DIAGRAMA % DE ELONGACIÓN-TEMPERATURA PARA LAS PROBETAS EN ESTADO DE ENTREGA Y TRATADAS TÉRMICAMENTE A TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS



Fuente: Autores del proyecto

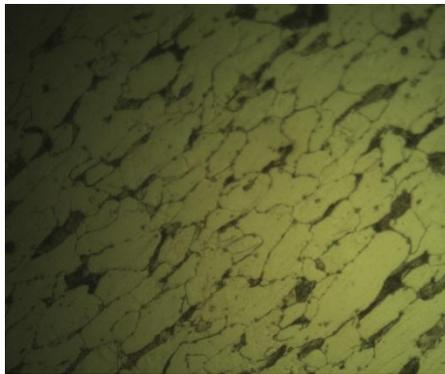
Respecto al comportamiento de las probetas de tensión, se pueden destacar las probetas tratadas a 790 °C y 830 °C, ya que tuvieron los esfuerzos más altos, alrededor de 762 y 750 Mpa, pero al observar el porcentaje de alargamiento de 13.31 % de la probeta tratada a 830 °C, sufre un comportamiento menos dúctil con una resistencia a la tensión alta respecto a los valores obtenidos en las otras probetas, lo que indica probablemente formación de martensita en su microestructura. Mientras que la probeta tratada a 790 °C presenta una resistencia al esfuerzo de tensión, considerable, siendo la más alta, pero su porcentaje de alargamiento fue muy alto aproximadamente 18.4 %, lo que indica que su deformación fue alta, es decir, un comportamiento muy dúctil.

Estos resultados se comparan con las imágenes metalográficas obtenidas e inspeccionando el comportamiento de la microestructura a medida que se aumentó la temperatura, al igual que en las probetas de impacto.

3.4.1. Estudio metalográfico de las probetas de tensión.

La imagen metalográfica de la figura 18, evidentemente muestra los constituyentes típicos de un acero AISI/SAE 1010 en estado de entrega, al igual que en las probetas de impacto, se observa una microestructura compuesta por ferrita y perlita, a diferencia que el porcentaje de perlita se encuentra alrededor es de un 8.5 % de volumen.

FIGURA 18 PROBETAS DE TENSIÓN A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO EN ESTADO DE ENTREGA



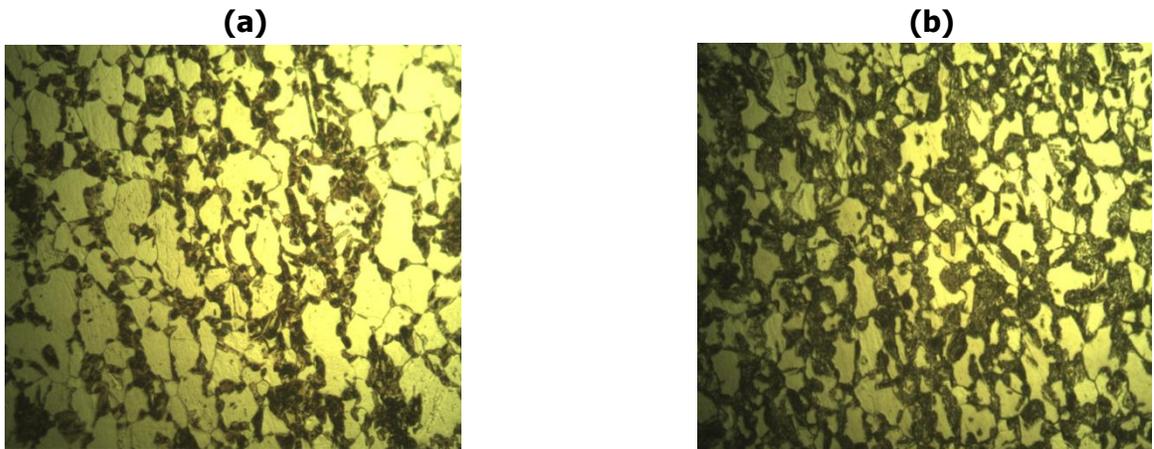
Fuente: Autores del proyecto

En las figura 19 (a) y figura 19 (b), se distingue un cambio en los constituyentes del material, esto implica directamente que al encontrarse en este rango de temperaturas, el efecto del enfriamiento en zona de hierro gamma-alfa véase diagrama Hierro-Carbono. Tiene mayor efecto en la formación de perlita gruesa aproximadamente en un 17.64 %, lo cual da un indicio del aumento de la deformación plástica respecto a las probetas en estado de entrega. Este fenómeno ocurre, en un intervalo en el que la austenita ha precipitado la perlita y se austeniza, pero durante un intervalo de tiempo muy corto hasta que se descompone de nuevo en perlita, para tal caso se descompone en perlita gruesa.

Este comportamiento es comparable con la escala³² de dureza Brinell, donde el valor obtenido de 229 para estas probetas confirma la formación de este constituyente. También se identifica una disminución en el tamaño de grano. El área en el límite de grano tiende a aumentar con el aumento de temperatura.

³² FORERO MORA, Álvaro. "Metalurgia Practica", Universidad Nacional de Colombia, Tercera Edición 1998. Cap 1, 9 p.

FIGURA 19 (a) PROBETAS DE TENSIÓN A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 770 °C. (b) PROBETAS DE TENSIÓN A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 790 °C



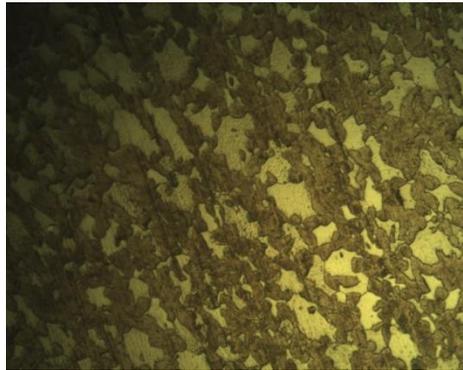
Fuente: Autores del Proyecto

Como se dijo anteriormente, las probetas tratadas a temperatura de 790 °C, su esfuerzo a la tensión de 762 Mpa, tuvieron un comportamiento bueno, considerando que a esta temperatura, el comportamiento de acuerdo a la microestructura presentan una tendencia a no mejorar las propiedades mecánicas, para el caso de estas probetas es importante analizar que hubo un aumento considerable en el porcentaje de perlita gruesa, que se transformó a partir del enfriamiento rápido desde la zona de Austenización parcial, es importante no confundir este resultado con un óptimo rendimiento en la resistencia a la tensión, teniendo en cuenta que su deformación plástica fue muy alta aproximadamente 18.4 %, de hecho fueron las probetas con mayor deformación plástica.

La perlita gruesa tiende a aumentar la ductilidad del material, y esto sumado a la tasa de crecimiento de este constituyente, es una combinación que resalta la plasticidad que sufrió este material, lo que no es bueno ya que se busca buena resistencia a la tensión con el menor índice de deformación plástica.

A temperatura de 810 °C figura 20, sigue la tendencia en el incremento de los límites de grano, se ve como la perlita gruesa tiende a crecer en un 31.67 % en volumen.

FIGURA 20 PROBETAS DE TENSIÓN A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 810 °C

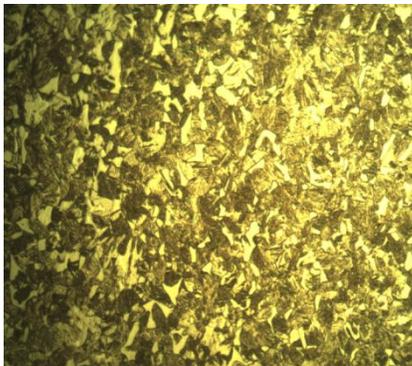


Fuente: Autores del Proyecto

Las imágenes de las microestructuras de la Figura 21 (a) y Figura 21 (b), muestra un cambio en la morfología de los constituyentes del material tratado a 830 °C y 850 °C, su forma de agujas, indicando la formación de ferrita widmanstatten.

FIGURA 21 (a) PROBETAS DE TENSIÓN A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 830 °C. (b) PROBETAS DE TENSIÓN A 500 X CON MICROESTRUCTURA DEL ACERO TRATADO TÉRMICAMENTE A 850 °C

(a)



(b)



Fuente: Autores del Proyecto

Las temperaturas al estar más cercanas a la temperatura intercritica A_3 y al producirse un enfriamiento rápido en la cantidad de austenita presente, se genera unas condiciones más alejadas al equilibrio, esto implica que la interacción de átomos de hierro a través de la ferrita y la austenita y el crecimiento de la ferrita que es controlada por difusión sea reemplazada por un mecanismo de cizallamiento, lo que forma una morfología en forma de agujas, que observadas en las imágenes del microscopio, reflejan este constituyente denominado ferrita widmanstatten.

Este constituyente se encuentra presente aproximadamente en un 34.34% y 40.33% en volumen. Esto relacionado con los valores de resistencia a la tensión, para el caso de la temperatura de 830 °C, presento un esfuerzo de 750 Mpa valor muy cercano al esfuerzo en la temperatura de 790 °C y donde se resalta la deformación plástica de 13.31 %, al compararlos con los valores de las demás probetas a las otras temperaturas, fue el que menor deformación presento.

3.5. CAMBIO EN LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN EN CADA UNA DE LAS PROBETAS TRATADAS TÉRMICAMENTE.

La prueba de corrosión en cámara salina fue basada en la norma ASTM B117 y NTC 1156, como documentos para la certificación de la prueba, tomando en cuenta los parámetros para la realización del ensayo, se seleccionaron 24 probetas térmicamente tratadas, de las cuales se seleccionaron 12 probetas con ensayos de impacto y 12 probetas con ensayos de tensión, tomando en cuenta los criterios de manejo del ensayo, se estipularon tiempos de exposición en la cámara salina de 50 ,100 ,200 horas respectivamente

Para la realización de este ensayo las probetas fueron expuestas a un rocío constante de agua destilada con conductividad de 5.01 $\mu\text{S}/\text{cm}$ y un pH de 6,24 cloruro de sodio 55 R.A. con una solución salina condensada de volumen promedio 26.5 mL, pH mínimo de 6.64 máximo de 6.91, la temperatura de cabina se estipulo en un min. 34.8 °VC y máx. 35.2 °C.

En esta sección se presentara mediante diagramas una comparación acerca del efecto en la resistencia a la corrosión en un acero tratado desde temperaturas intercríticas, en base al % porcentaje de pérdida del materia en un rango de tiempos de 50, 100 y 200 horas en la cámara salina.

**TABLA 12 VARIACIÓN DE MASA GENERADA POR LA CORROSIÓN DE SALES
FUNDIDAS EN PROBETAS DE IMPACTO 1**

ESTADO DE ENTREGA					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
AA1	0	20.3120	20.3120	0.0000	0.0000
	50	20.3120	20.2730	0.0390	0.1920
	100	20.3120	20.2345	0.0385	0.3815
	162	20.3120	20.1870	0.0475	0.6154
770 °C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
BB1	0	20.0210	20.0210	0.0000	0.0000
	50	20.0210	19.9930	0.0280	0.1399
	100	20.0210	19.9653	0.0277	0.2780
	162	20.0210	19.9300	0.0353	0.4545
790 °C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
CC1	0	20.4434	20.4434	0.0000	0.0000
	50	20.4434	20.4223	0.0211	0.1032
	100	20.4434	20.4012	0.0211	0.2064
	162	20.4434	20.3750	0.0262	0.3346
810 °C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
DD1	0	20.0724	20.0724	0.0000	0.0000
	50	20.0724	20.0440	0.0284	0.1415
	100	20.0724	20.0156	0.0284	0.2830
	162	20.0724	19.9800	0.0356	0.4603
850 °C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
EE1	0	21.4726	21.4726	0.0000	0.0000
	50	21.4726	21.4533	0.0193	0.0897
	100	21.4726	21.4243	0.0290	0.2248
	162	21.4726	21.4100	0.0143	0.2915
850 °C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
FF1	0	20.0863	20.0863	0.0000	0.0000
	50	20.0863	20.0714	0.0149	0.0742
	100	20.0863	20.0565	0.0149	0.1482
	162	20.0863	20.0380	0.0185	0.2405

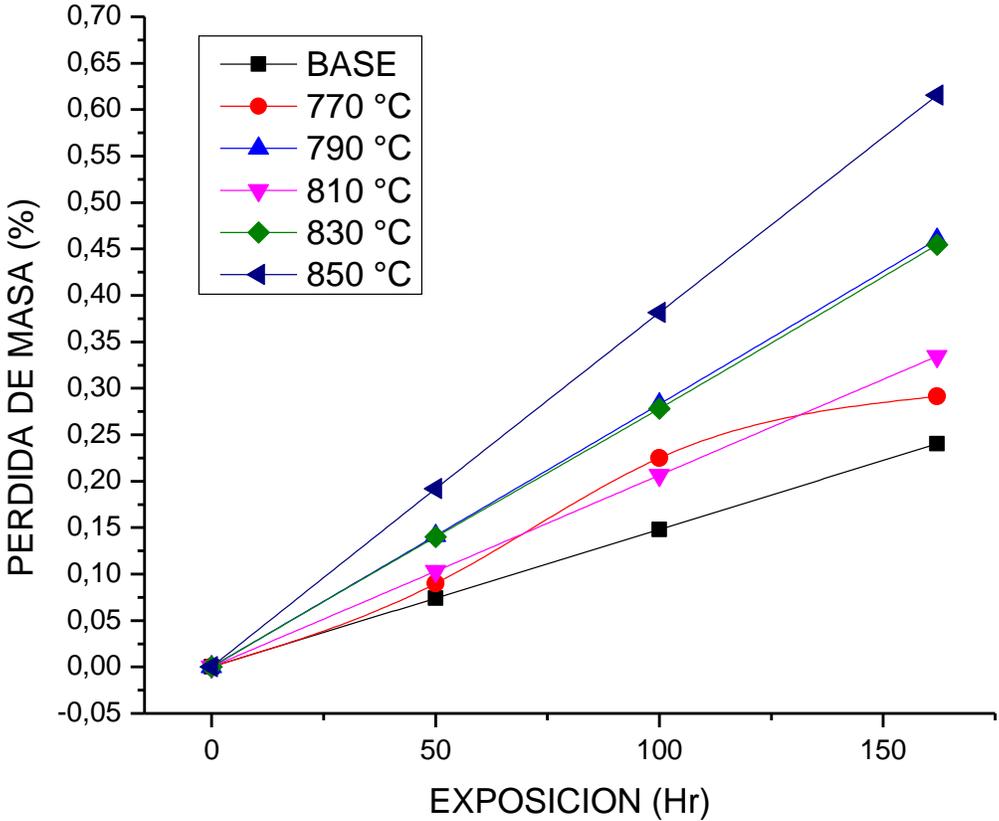
Fuente: Autores del proyecto

**TABLA 13 VARIACIÓN DE MASA GENERADA POR LA CORROSIÓN DE SALES
FUNDIDAS EN PROBETAS DE IMPACTO 2**

ESTADO DE ENTREGA					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
AA2	0	21.3910	21.3910	0.0000	0.0000
	50	21.3910	21.3270	0.0640	0.2992
	100	21.3910	21.2630	0.0640	0.5984
	162	21.3910	21.1830	0.0800	0.9724
770 °C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
BB2	0	21.5542	21.5542	0.0000	0.0000
	50	21.5542	21.5199	0.0343	0.1591
	100	21.5542	21.4856	0.0343	0.3183
	162	21.5542	21.4430	0.0426	0.5159
790 °C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
CC2	0	21.2226	21.2226	0.0000	0.0000
	50	21.2226	21.2113	0.0113	0.0532
	100	21.2226	21.2000	0.0113	0.1065
	162	21.2226	21.1860	0.0140	0.1725
810 °C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
DD2	0	21.3258	21.3258	0.0000	0.0000
	50	21.3258	21.3129	0.0129	0.0605
	100	21.3258	21.3000	0.0129	0.1210
	162	21.3258	21.2840	0.0160	0.1960
850 °C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
EE2	0	21.9612	21.9612	0.0000	0.0000
	50	21.9612	21.9306	0.0306	0.1393
	100	21.9612	21.9000	0.0306	0.2787
	162	21.9612	21.8620	0.0380	0.4517
850 °C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
FF2	0	21.4754	21.4754	0.0000	0.0000
	50	21.4754	21.4367	0.0387	0.1802
	100	21.4754	21.3980	0.0387	0.3604
	162	21.4754	21.3500	0.0480	0.5839

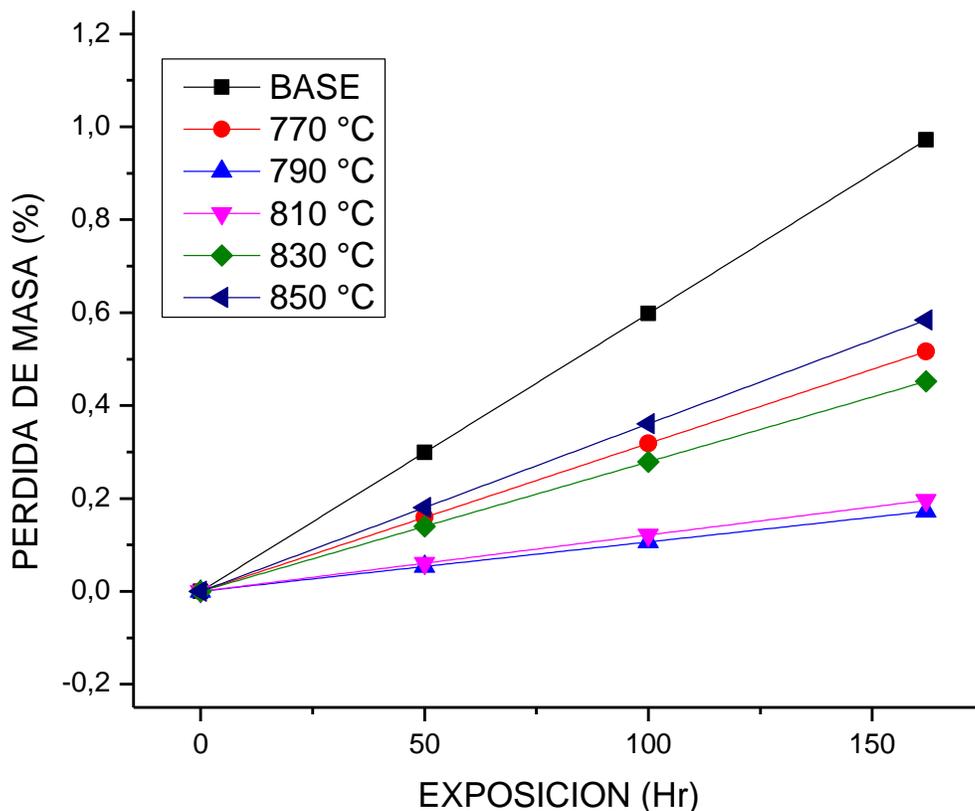
Fuente: Autores del Proyecto

**GRÁFICO 7 DIAGRAMA DE % PERDIDA DE MASA CONTRA TIEMPO DE EXPOSICIÓN,
PARA PROBETAS DE IMPACTO 1 EN ESTADO DE ENTREGA Y TRATADAS
TÉRMICAMENTE**



Fuente: Autores del proyecto

GRÁFICO 8 % PERDIDA DE MASA CONTRA TIEMPO DE EXPOSICIÓN, PARA PROBETAS DE IMPACTO 2 EN ESTADO DE ENTREGA Y TRATADAS TÉRMICAMENTE



Fuente: Autores del proyecto

Como se puede observar en las gráficas N° 7 y N° 8 el material tratado a 770 °C, 790 °C, 810 °C, 830 °C, 850 °C presenta un porcentaje de masa con tendencia a disminuir respecto al material base. Al cabo de 162 horas el material presenta mayores porcentajes de pérdida de masa debido al tiempo de exposición y refleja un comportamiento lineal a lo largo del procedimiento. El aumento en la temperatura, un medio de enfriamiento altamente agresivo y pequeñas cantidades de SI (silicio) refleja una reducción en la pérdida de masa del material.

Presentando una corrosión generalizada en el área expuesta y la disminución de porcentaje de masa, no fue significativa para el tiempo de exposición en un medio altamente agresivo y se evidencia que los altos tiempos de exposición aceleran la corrosión en el material

TABLA 14 VARIACIÓN DE MASA GENERADA POR LA CORROSIÓN EN SALES FUNDIDAS EN PROBETAS DE TENSIÓN 1

MATERIAL BASE					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
AA1	0	93,6771	93,6771	0.0000	0
	50	93,6771	93,0994	0.5777	0.616798965
	100	93,6771	92,5112	0.5882	1.244805305
	162	93,6771	91.8765	0.6347	1.922448744
MATERIAL A 770°C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
BB1	0	110.3455	110.3455	0.0000	0
	50	110.3455	109.8917	0.4538	0.411253744
	100	110.3455	109.4398	0.4519	0.820785623
	162	110.3455	108.9720	0.4678	1.24472679
MATERIAL A 790°C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
CC1	0	116.1946	116.1946	0.0000	0
	50	116.1946	115.5473	0.6473	0.557082687
	100	116.1946	114.9643	0.5830	1.058827174
	162	116.1946	114,3331	0.6312	1.602053796
MATERIAL A 810°C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
DD1	0	108.1439	108.1439	0.0000	0
	50	108.1439	107.9462	0.1977	0.182811976
	100	108.1439	107.7511	0.1951	0.363219747
	162	108.1439	107,5097	0.2414	0.586440844
MATERIAL A 830°C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
EE1	0	108.4438	108.4438	0.0000	0

	50	108.4438	108.2348	0.2090	0.192726555
	100	108.4438	108.0245	0.2103	0.386651888
	162	108.4438	107.7843	0.2402	0.608149106
MATERIAL A 850°C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
FF1	0	100.4511	100.4511	0.0000	0
	50	100.4511	99.9324	0.5187	0.516370652
	100	100.4511	99.4583	0.4741	0.988341591
	162	100.4511	98.9260	0.5323	1.518251169

Fuente: Autores del proyecto.

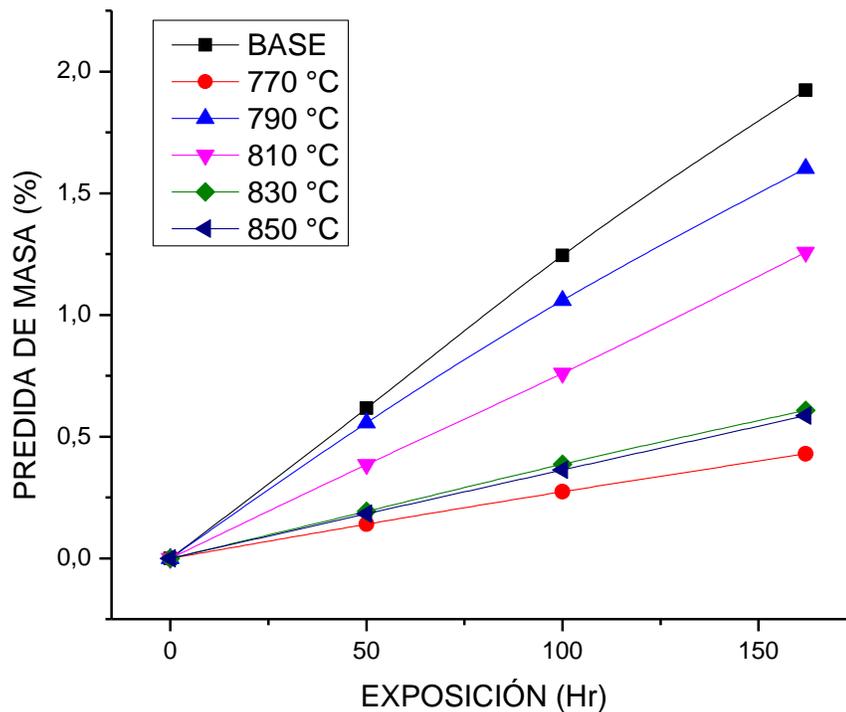
TABLA 15 VARIACIÓN DE MASA GENERADA POR LA CORROSIÓN EN SALES FUNDIDAS EN PROBETAS DE TENSIÓN 2

MATERIAL BASE					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
AA2	0	121,2355	121,2355	0.0000	0
	50	121,2356	120,8821	0.3534	0.291581021
	100	121,2357	120,5543	0.3278	0.562045668
	162	121,2358	120,0587	0.4956	0.970917831
MATERIAL A 770°C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
BB2	0	140.7877	140.7877	0.0000	0
	50	140.7877	140.3812	0.4065	0.288732609
	100	140.7877	139.9566	0.4246	0.590321456
	162	140.7877	139,5346	0.4220	0.89006355
MATERIAL A 790°C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
CC2	0	131.0434	131.0434	0.0000	0
	50	131.0434	130.7532	0.2902	0.221453351
	100	131.0434	130.4256	0.3276	0.471446864
	162	131.0434	129.9684	0.4572	0.820338911
MATERIAL A 810°C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
DD2	0	123.5654	123.5654	0.0000	0
	50	123.5654	123.3426	0.2228	0.180309375
	100	123.5654	123.0802	0.2624	0.392666556
	162	123.5654	122.6992	0.3810	0.701005298

MATERIAL A 830°C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
EE2	0	145.7394	145.7394	0.0000	0
	50	145.7394	145.4897	0.2497	0.171333215
	100	145.7394	145.2522	0.2375	0.334295324
	162	145.7394	144,9643	0.2879	0.531839708
MATERIAL A 850°C					
PROBETA	TIEMPO (hr)	PESO INICIAL (gr)	PESO FINAL (gr)	DIFERENCIAL DE MASA	PORCENTAJE %
FF2	0	141.7129	141.7129	0.0000	0
	50	141.7129	141.5343	0.1786	0.126029458
	100	141.7129	141.3523	0.1820	0.254458133
	162	141.7129	141,1260	0.2263	0.414147195

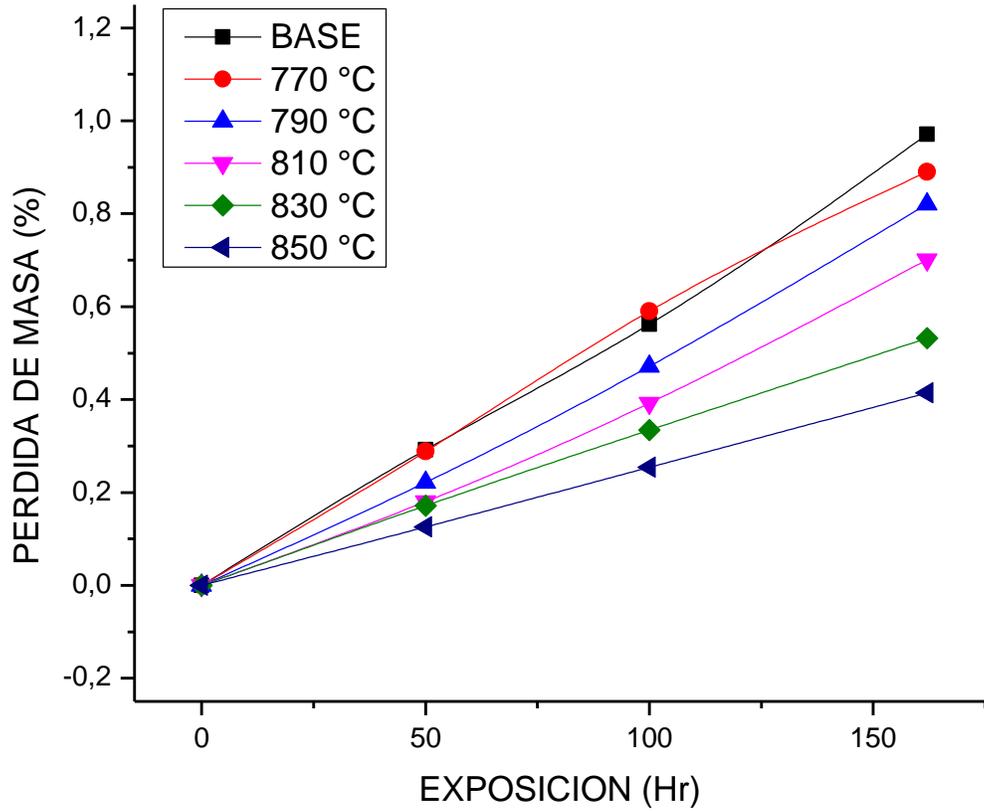
Fuente: Autores del proyecto.

GRÁFICO 9 % PERDIDA DE MASA CONTRA TIEMPO DE EXPOSICIÓN, PARA PROBETAS DE TENSIÓN 1 EN ESTADO DE ENTREGA Y TRATADAS TÉRMICAMENTE



Fuente: Autores del proyecto

GRÁFICO 10 % PERDIDA DE MASA CONTRA TIEMPO DE EXPOSICIÓN, PARA PROBETAS DE TENSIÓN 2 EN ESTADO DE ENTREGA Y TRATADAS TÉRMICAMENTE



Fuente: Autores del proyecto

4. CONCLUSIONES

El comportamiento obtenido en el acero de bajo carbono AISI/SAE 1010, sometido a tratamiento térmico entre temperaturas intercríticas, generó cambios significativos en sus propiedades mecánicas, mantuvo una plasticidad alta, y se destaca un aumento en la resistencia a la tensión e impacto. Las probetas tratadas a 830 °C, obtuvieron un buen comportamiento en cuanto a resistencia a la tensión, aproximadamente 750 Mpa, con un porcentaje de elongación de 13.1 %, este comportamiento indica endurecimiento en la superficie del material, pero dentro de su núcleo presentó ductilidad, en cuanto a las probetas de impacto, aumentó la energía absorbida respecto a la del material base siendo la más alta a la temperatura de 770 °C, las temperaturas posteriores disminuyeron esta absorción de energía manteniendo igualmente un comportamiento dúctil.

Los valores obtenidos tanto de tensión como de impacto, mejoraron la resistencia al ser sometidos a estos esfuerzos, pero para este acero no se encontró fragilidad a altos esfuerzos mecánicos, aunque las probetas de tensión presentaron mejor comportamiento en cuanto a la disminución de plasticidad del material (No fragilidad), no se llegó a la formación de un acero de alta resistencia, debido a los constituyentes generados durante el tratamiento, que para el caso de los aceros de alta resistencia, estos consisten en una fase dura de martensita en una matriz ferrítica dúctil.

La microestructura generada en el acero a las temperaturas más altas 830 °C y 850 °C, para ambos casos se generó una estructura compuesta por perlita gruesa y ferrita widmanstätten, inicialmente se generó perlita gruesa en una matriz de ferrita hipoeutectoide, este comportamiento se generó debido a la precipitación de la perlita que se encuentra con el material en estado de entrega, en los límites de grano de la austenita, este fenómeno probablemente ocurrió en las temperaturas que se encuentran más alejadas de la intercrítica A_3 , es decir a 770 °C 790 °C y 810 °C y sumado al enfriamiento rápido, el efecto es una perlita gruesa, mientras que el carbono se diluye en cantidades pequeñas dentro de la ferrita sin producir efectos en las propiedades mecánicas del material ni en este constituyente.

Al entrar en la zona de austenización parcial, la ferrita widmanstätten se generó debido a la interacción de los átomos de hierro a través de los granos de ferrita y austenita presentes en esta zona, y esto sumado al crecimiento de la ferrita que es controlada por difusión provocó un efecto de reemplazo por un mecanismo de cizallamiento, dando como resultado una morfología en forma de agujas, pero este efecto también se provocó probablemente por el bajo contenido de carbono presente en las probetas el cual oscila para las probetas de impacto, alrededor de 0.087 %C y para las de tensión alrededor de 0.124 %C. Esto también explica un

comportamiento más óptimo en las probetas de tensión, aunque su contenido de carbono no fue suficiente para formar martensita, sus propiedades mecánicas mejoraron.

La aplicación de tratamientos térmicos a temperaturas intercríticas en un material de bajo carbono, mejora las propiedades de corrosión frente a un medio ambiente agresivo, disminuyendo la pérdida de masa en el material y evidenciando que un nivel medio de ácidos en un ambiente controlado no genera daños significativos en el área expuesta del material.

RECOMENDACIONES

Es necesario asegurarse que el material provenga del mismo proceso de colada, ya que si no se tiene en cuenta esta recomendación, es probable que la composición química varíe y por lo tanto no se obtenga los resultados esperados.

En base a los datos obtenidos es recomendable aumentar el tiempo de exposición a la corrosión en un ambiente controlado ya que los datos al no tener una mayor dispersión pueden llegar a no ser relevantes como se desea.

5. BIBLIOGRAFÍA

ASM HANDBOOK, Mechanical Testing and Evaluation, Publicacion 2000, Volumen 8, 10ª edición

ASM HANDBOOK, Mechanical Testing and Evaluation, Publicacion 2000, Volumen 9, 10ª edición

ASM HANDBOOK, Mechanical Testing and Evaluation, Publicacion 2000, Volumen 13, 10ª edición

ASM HANDBOOK, Mechanical Testing and Evaluation, Publicacion 2000, Volumen 4, 10ª edición

ASM HANDBOOK, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, Publicacion 1990, Volumen 1, 10ª edición.

AYDIN HUSEYIN, KAZDAL ZEITIN HAVVA, KUBILAY CEYLAN. Effect of intercritical annealing parameters on Dual Phase behavior of commercial Low-Alloyed steel. Journal of Iron and steel research, International. 2010. 17(4): 73-78.

B. Mintz Hot dip galvanising of transformation induced plasticity and another intercritically annealed steels, International Materials Reviews, 2001, 46 No.4, pp. 169 – 197.

C.A BOHÓRQUEZ. Influencia del tratamiento térmico desde temperaturas intercríticas en las propiedades mecánicas del acero SAE 1045. Grupo DISING, Universidad Distrital Francisco José de Caldas sede tecnológica, Bogotá Colombia. cabohorqueza@udistrital.edu.co.

Centi Mirko – Saliceti Stefano Tampere Transformation Induced Plasticity (TRIP), Twinning Induced Plasticity (TWIP) and Dual-Phase (DP) Steels. Tampere University of Technology. Department of Materials Science.

E. CÁRDENAS, C. RODRÍGUEZ, F.J. BELZUNCE y C. BETEGÓN. Estudio de las propiedades mecánicas de aceros de doble fase mediante el ensayo miniatura de punzonado. E.P.S. de Ingeniería de Gijón (Universidad de Oviedo), campus universitario, 33203 Gijón. e-mail :belzunce@uniovi.es.

J. HUANG, W.J. POOLE, y M. MILITZER. Austenite Formation during Intercritical Annealing. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A VOLUME 35A, NOVEMBER 2004—3363.

J. ZUNO SILVA, W.M. RAINFORTH, A. BEDOLLA. Evolución microestructural de un acero multifase (trip-assisted steel) microaleado con vanadio. Asociación Mexicana de Microscopía A.C., X Congreso Nacional de Microscopía-Morelia. 2010.

JAY BARON y JODY SHAW. Formado de acero de alta Resistencia (AHSS). METALFORMING / Otoño 2006.

K. Mukherjee, S.S. Hazra and M. Militzer. Grain Refinement in Dual-Phase Steels, Volumen 4, Metallurgical and Materials Transactions A, (September 2009), págs. 2145-2159.

López Baltazar Enrique Alejandro, López Ibarra Alejandro, Baltazar Hernández Víctor Hugo, Jareño Betancourt Eduardo Daniel. Transformación austenita-ferrita en aceros de Doble fase laminados en caliente. MEMORIAS DEL XVIII CONGRESO INTERNACIONAL ANUAL DE LA SOMIM 19 al 21 DE SEPTIEMBRE, 2012 SALAMANCA, GUANAJUATO, MÉXICO.

M. en I. FELIPE DÍAZ DEL CASTILLO RODRÍGUEZ. Los nuevos aceros para la industria automotriz. Facultad de estudios superiores Cuautitlán, Departamento de ingeniería. Cuautitlán Izcalli 2009, 4 p.

P. MOVAHED, S. KOLAHGAR, S.P.H. MARASHI, M. POURANVARI, N. PARVIN. The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite–martensite dual phase steel sheets. Materials Science and Engineering A 518 (2009) 1–6 p.

QUINTANA HERNÁNDEZ María José, GONZÁLEZ OJEDA Roberto, VERDEJA GONZÁLEZ Luis Felipe, VERDEJA GONZÁLEZ José Ignacio. Propiedades mecánicas de aceros de fase dual de grano ultrafino. MEMORIAS DEL XVI CONGRESO INTERNACIONAL ANUAL DE LA SOMIM 22 AL 24 DE SEPTIEMBRE, 2010 MONTERREY, NUEVO LEÓN, MÉXICO.

SERRA Jordi Sala. Caracterización y comparación de las propiedades mecánicas de dos chapas de acero avanzado de alta resistencia (AHSS): TRIP800 Y DP800. Trabajo de Grado Ingeniería de Materiales. Departamento de Física de la Universidad Autónoma de Barcelona. Junio del 2008. 0-156 p.

STUART KEELER. Conformado de aceros de alta resistencia. Keeler Technologies LLC P.O. Box 283, Grosse Ile, MI 48138 Fax: 734/671-2271 E-mail: keeltech@comcast.net. METALFORMING / Agosto 2007.

T. BAUDIN, C. QUESNE, J. JURA, R. PENELLE. Microstructural characterization in a hot-rolled, two-phase steel. Received 23 November 2001; received in revised form 18 December 2001; accepted 19 December 2001. *Materials Characterization* 47 (2001) 365– 373

ThyssenKrupp Stahl – Automotive (2003) High – Strength steel for lightweight auto body manufacture, Thyssen Krupp Stahl AG
http://www.thyssenkruppstahl.de/upload/binarydata_tkscsauto/3693auto.pdf, accessed 15.12.2004.

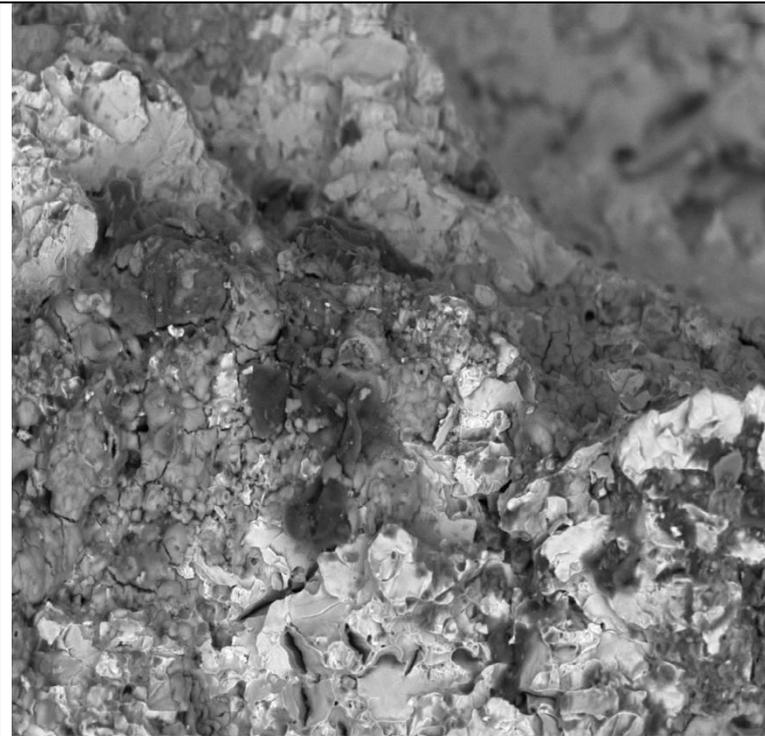
M. Mazinani and W.J. Poole. Effect of Martensite Plasticity on the Deformation Behavior of a Low-Carbon Dual-Phase Steel, Vol. 38A, *Metallurgical and Materials Transactions A*, (February 2007), págs. 328-339.

A.R. Salehi, S. Serajzadeh, S, A. Karimi Taheri. A study on the microstructural changes in hot rolling of dual-phase steels, Vol. 41, *Journal of Materials Science*, (2006), págs. 1917–1925.

ANEXOS

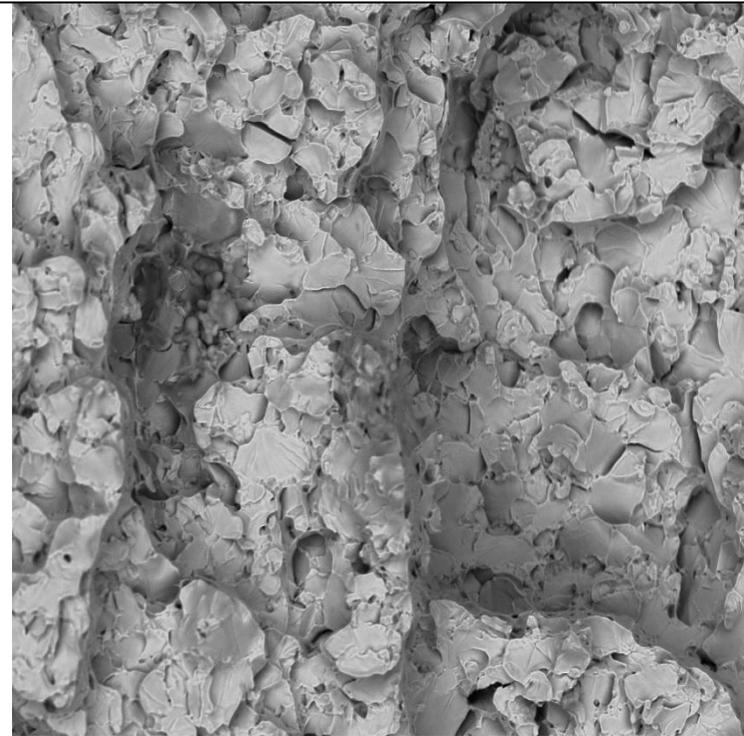
ANEXO A IMÁGENES TOMADAS CON EL MICROSCOPIO ELECTRÓNICO DE BARRIDO

Probetas de tensión a 770 °C para análisis de micro fractura



2013/10/23 N D8.2 x800 100 μm

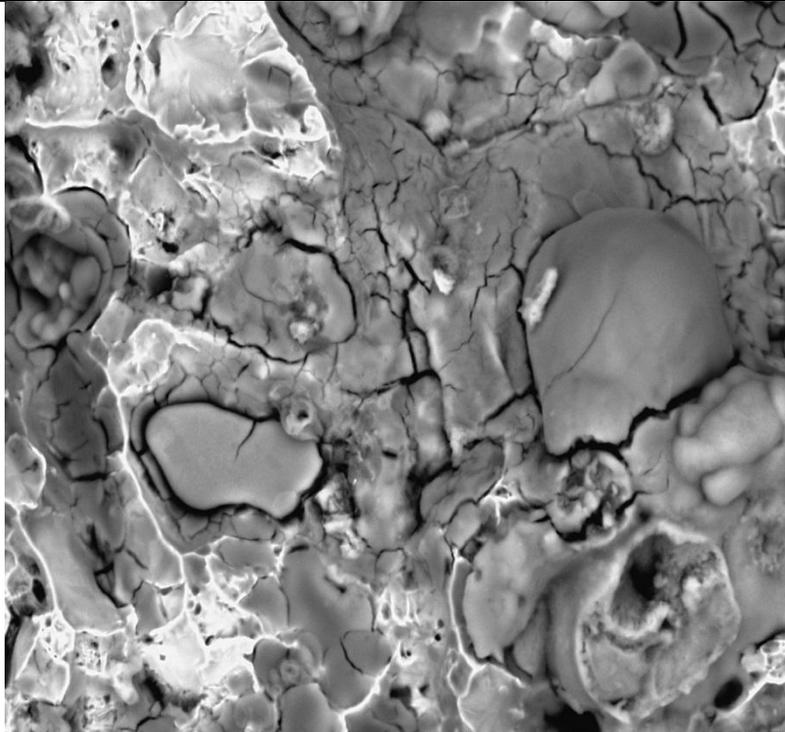
PROBETA 1-1



2013/10/23 N D6.1 x800 100 μm

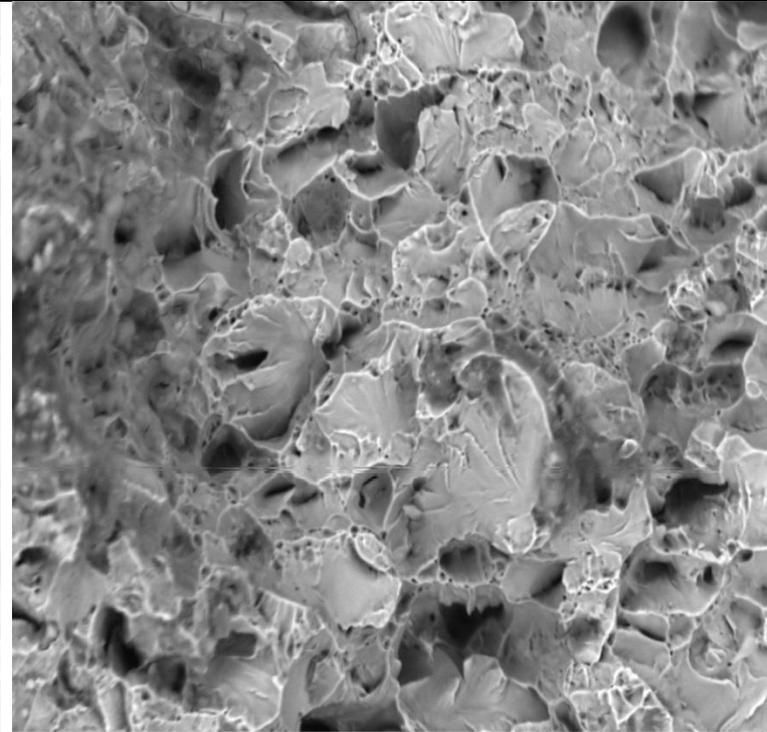
PROBETA 1-2

Probetas de tensión a 790 °C para análisis de micro fractura



2013/10/23 N D5.2 x2.5k 30 µm

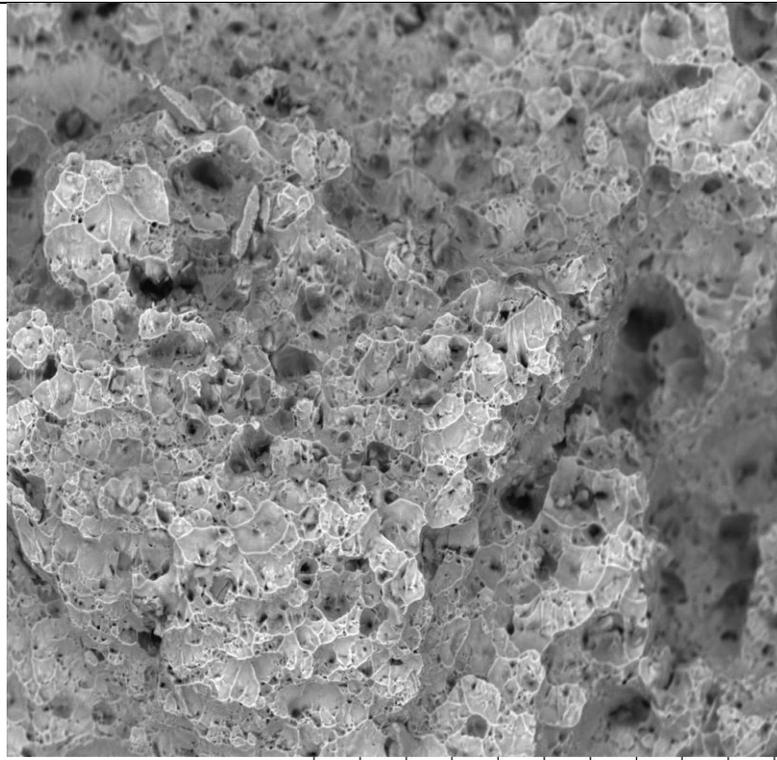
PROBETA 2-1



2013/10/23 N D3.7 x2.0k 30 µm

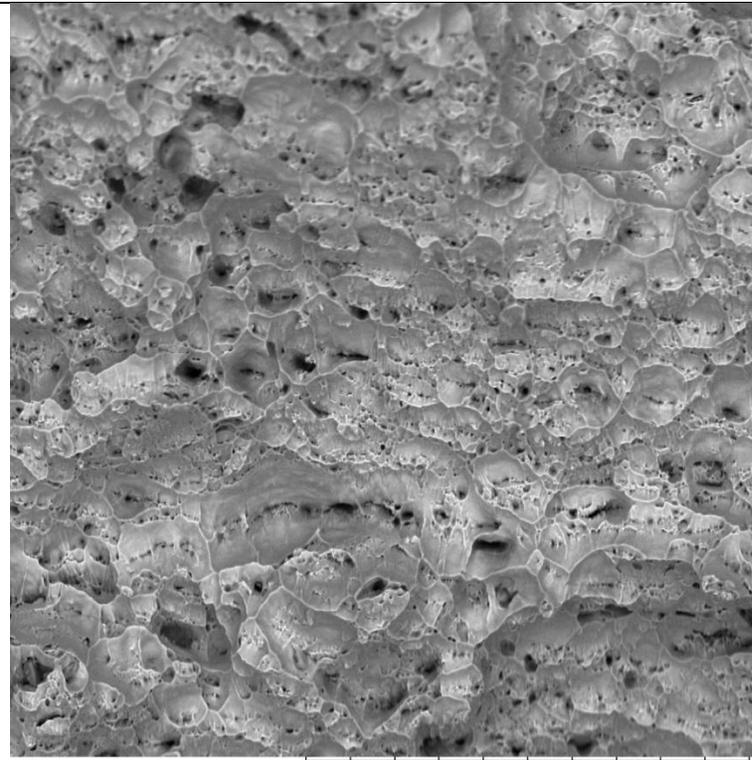
PROBETA 2-2

Probetas de tensión a 810 °C para análisis de micro fractura



2013/10/23 N D5.0 x1.0k 100 μm

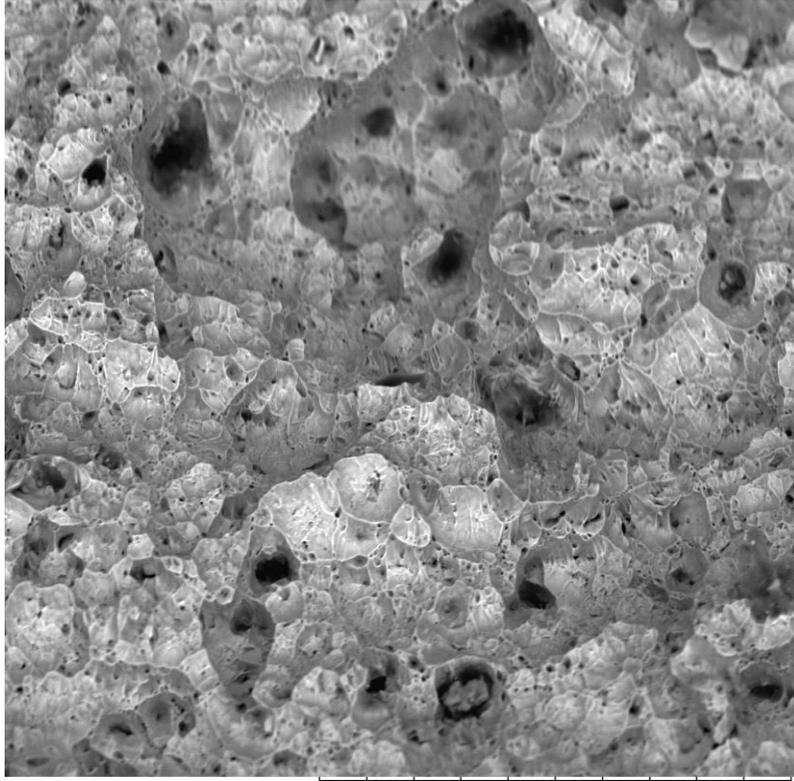
PROBETA 3-1



2013/10/23 N D8.1 x1.0k 100 μm

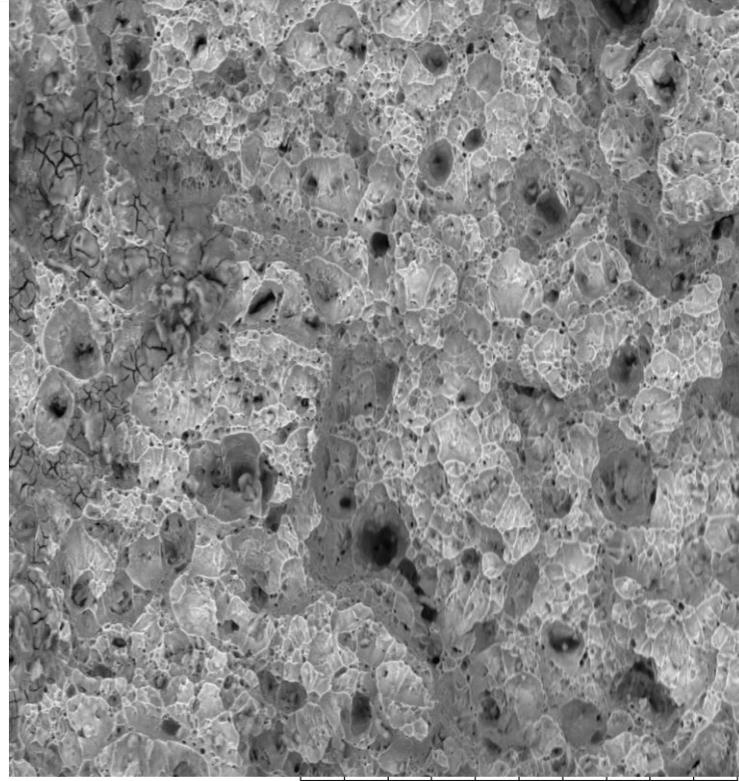
PROBETA 3-2

Probetas de tensión a 830 °C para análisis de micro fractura



--
2013/10/23 N D5.4 x1.0k 100 μm

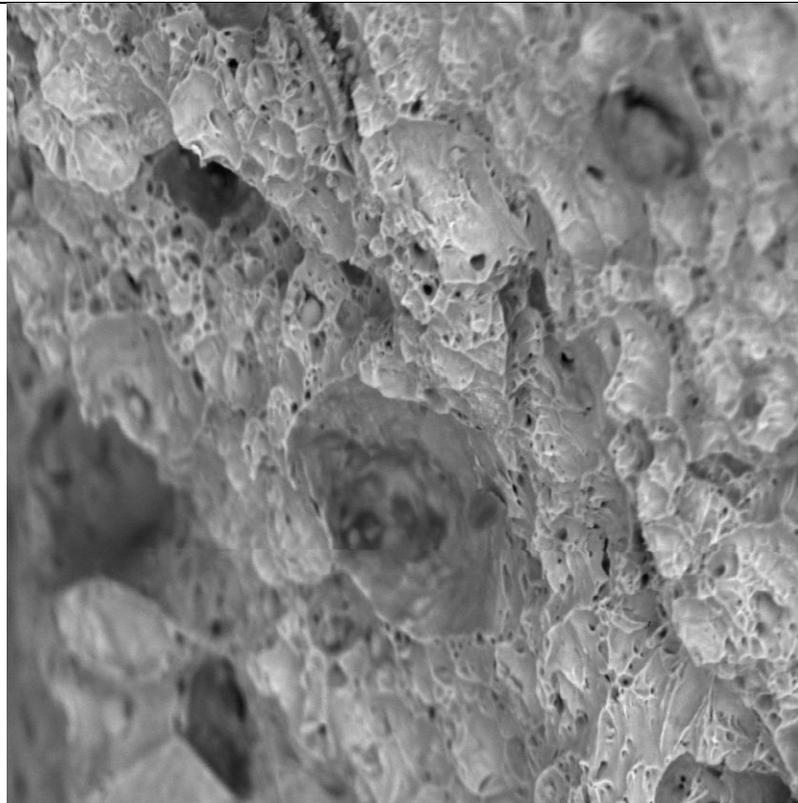
PROBETA 4-1



--
2013/10/23 N D6.2 x1.0k 100 μm

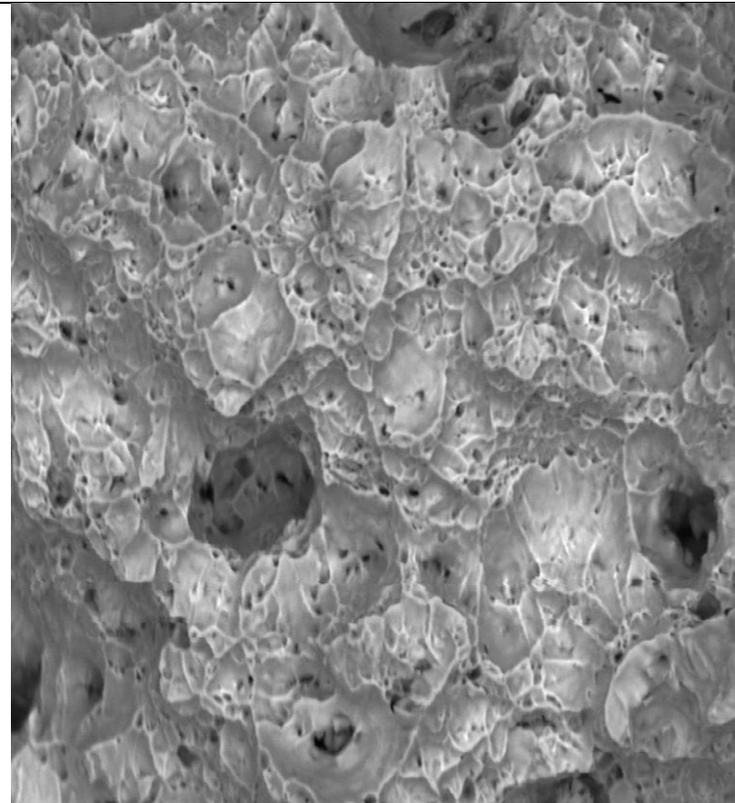
PROBETA 4-2

Probetas de tensión a 850 °C para análisis de micro fractura



-- 2013/10/23 N D8.2 x2.0k 30 μm

PROBETA 5-1



-- 2013/10/23 N D8.5 x2.5k 30 μm

PROBETA 5-2

ANEXO B COMPOSICIÓN QUÍMICA REAL DE LAS PROBETAS DE TENSIÓN

STORE DATA : 1019
 ORDEN DE TRABAJO : INTERNA
 COMPANIA : UN
 ENTERANTE : ESTUDIANTES
 FIRMA ANALISTA :
 ANALISTA : JHON JAIRO CASTANEDA.
 FIRMA JEFE LAB :
 JEFE LABORATORIO : ING. ORLANDO SANTAMARIA R
 REFERENCIA : PLATINA
 Alloy : LAS2010 Mode :PA 29-Jan-2013 Time 8:03

Burn 1

Fe 98.618	C	0.125	Mn	0.808	P	0.012	S	0.008
Si 0.158	Cu	0.057	Ni	0.047	Cr	0.040	V	0.004
Mo 0.016	W	0.013	Co	0.008	Ti	0.033	Sn	0.005
Al 0.036	Nb	0.002	B	0.0002	Pb	0.009	Mg	0.000

Burn 2

Fe 98.595	C	0.123	Mn	0.821	P	0.014	S	0.008
Si 0.163	Cu	0.061	Ni	0.049	Cr	0.041	V	0.004
Mo 0.016	W	0.008	Co	0.008	Ti	0.034	Sn	0.005
Al 0.037	Nb	0.003	B	0.0002	Pb	0.010	Mg	0.001

Burn 3

Fe 98.607	C	0.123	Mn	0.814	P	0.015	S	0.008
Si 0.162	Cu	0.060	Ni	0.049	Cr	0.040	V	0.004
Mo 0.016	W	0.005	Co	0.008	Ti	0.034	Sn	0.005
Al 0.037	Nb	0.002	B	0.0002	Pb	0.009	Mg	0.000

Average

Fe 98.607	C	0.124	Mn	0.814	P	0.013	S	0.008
Si 0.161	Cu	0.059	Ni	0.048	Cr	0.040	V	0.004
Mo 0.016	W	0.009	Co	0.008	Ti	0.034	Sn	0.005
Al 0.037	Nb	0.002	B	0.0002	Pb	0.009	Mg	0.001

ANEXO C COMPOSICIÓN QUÍMICA REAL DE LAS PROBETAS DE IMPACTO

STORE DATA : 1279
 ORDEN DE TRABAJO : INTERNA
 COMPANIA : ESTUDIANTE
 ENTERANTE : MAURICIO SIERRA
 FIRMA ANALISTA :
 ANALISTA : JHON JAIRO CASTANEDA.
 FIRMA JEFE LAB :
 JEFE LABORATORIO : ING. ORLANDO SANTAMARIA
 REFERENCIA : PERFIL CUADRADO
 Alloy : LAS2010 Made :PA 13-Aug-2013 Time 12:53

Burn 1

Fe	99.305	C	0.087	Mn	0.427	P	< 0.001	S	0.002
Si	0.096	Cu	0.034	Ni	0.019	Cr	0.010	V	0.002
Mo	0.005	W	< 0.005	Co	0.006	Ti	0.001	Sn	0.001
Al	0.002	Nb	< 0.002	B	< 0.0001	Pb	0.002	Mg	0.000

Burn 2

Fe	99.298	C	0.091	Mn	0.422	P	< 0.001	S	0.003
Si	0.099	Cu	0.035	Ni	0.019	Cr	0.010	V	0.002
Mo	0.005	W	< 0.005	Co	0.006	Ti	0.001	Sn	0.001
Al	0.003	Nb	< 0.002	B	0.0002	Pb	0.003	Mg	0.000

Burn 3

Fe	99.289	C	0.090	Mn	0.426	P	< 0.001	S	0.003
Si	0.101	Cu	0.037	Ni	0.020	Cr	0.010	V	0.002
Mo	0.005	W	< 0.005	Co	0.007	Ti	0.001	Sn	0.002
Al	0.003	Nb	< 0.002	B	0.0004	Pb	0.004	Mg	0.000

Average

Fe	99.297	C	0.089	Mn	0.425	P	< 0.001	S	0.003
Si	0.099	Cu	0.035	Ni	0.019	Cr	0.010	V	0.002
Mo	0.005	W	< 0.005	Co	0.006	Ti	0.001	Sn	0.001
Al	0.003	Nb	< 0.002	B	0.0002	Pb	0.003	Mg	0.000

ANEXO D PATRONES ASTM PARA COMPARAR EL TAMAÑO DE GRANO.

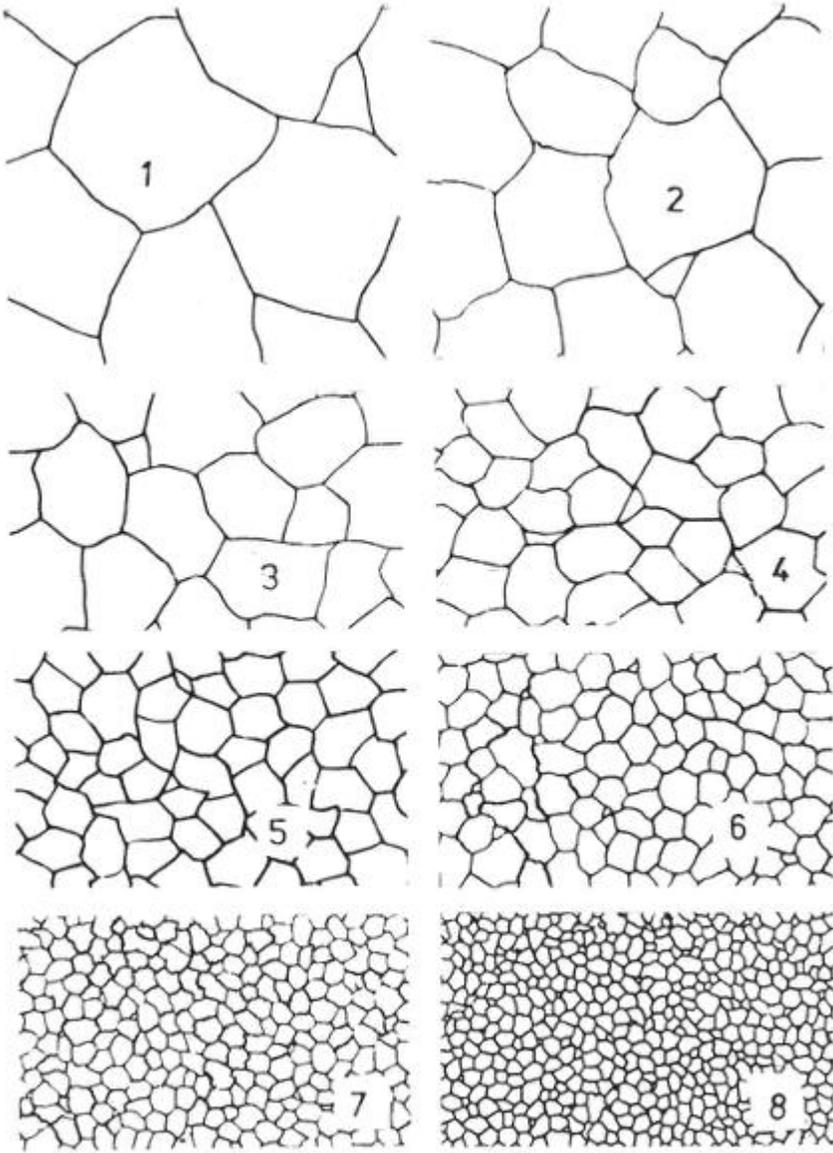


Fig. 6-10: Patrones ASTM para determinar el tamaño de grano. Comparar a 100X.