

**EVALUACIÓN DE LA ZONA TÉRMICAMENTE AFECTADA (ZAT) DE UN
ACERO 2 ¼ Cr- 1 Mo EN ESTADO NORMALIZADO - REVENIDO Y
ENVEJECIDO ARTIFICIALMENTE.**

**GERSON BECERRA PEREZ
LADY CAROLINA FIGUEROA MADERO**

**UNIVERSIDAD INDUSTRIAL DE SANTANDER
FACULTAD DE INGENIERÍAS FÍSICO-QUÍMICAS
ESCUELA DE INGENIERÍA METALÚRGICA Y CIENCIA DE MATERIALES
BUCARAMANGA**

2012

**EVALUACIÓN DE LA ZONA TÉRMICAMENTE AFECTADA (ZAT) DE UN
ACERO 2 ¼ Cr- 1 Mo EN ESTADO NORMALIZADO - REVENIDO Y
ENVEJECIDO ARTIFICIALMENTE**

**GERSON BECERRA PEREZ
LADY CAROLINA FIGUEROA MADERO**

**Trabajo de grado presentado como requisito para optar al título de
Ingeniero Metalúrgico**

**DIRECTOR:
MSc. IVÁN URIBE PÉREZ**

**UNIVERSIDAD INDUSTRIAL DE SANTANDER
FACULTAD DE INGENIERÍAS FÍSICO-QUÍMICAS
ESCUELA DE INGENIERÍA METALÚRGICA Y CIENCIA DE MATERIALES
BUCARAMANGA
2012**

DEDICATORIA

A Dios por prestarme la vida y guiar mi camino en pro al cumplimiento de mis metas y sueños. A mis padres por su amor y apoyo incondicional, porque a ellos debo lo que soy, lo que tengo y lo que llegare a ser, a mis hermanos mayores Elkin, Juan Carlos y Paola, que siempre han estado brindando su mejor consejo.

Aquella persona con quien empecé este proceso de formación académica, a Gerson, mi novio, amigo, compañero y colega, con el hoy muy orgullosamente culmino mi carrera profesional.

Dedico este triunfo a toda mi familia y amigos, en especial a José Torres, mi primo y gran amigo, quien esperaba con ansias este día. Por él y para él!

Carolina Figueroa Madero

A DIOS, por darme la vida, mi familia y poner en mi camino las mejores personas, por todas tus bendiciones. A mi madre, por su infinito amor, porque sin duda me debo a ella, es y será mi mayor fuerza y el motivo más grande para querer ser siempre alguien. Esto es para ella.

A mi padre, por su cariño, por cuidar de nosotros, porque gracias a sus consejos y enseñanzas he podido alcanzar este nuevo triunfo, por apoyarme y creer siempre en mí

A mi hermano, por estar ahí siempre que le he necesitado, por ese espíritu emprendedor y visionario que siempre he admirado y me ha inculcado, a ti mi amigo infaltable e irremplazable

A Carolina mi novia, por hacer de mi ingeniería un sueño hecho realidad, por esa entrega y compromiso por realizar las cosas bien y siempre mejor, por hacer de cada cosa algo maravilloso, por brindarme todos esos momentos de felicidad y acompañarme en mis tristezas, por haberme permitido conocerle y estar junto a ella.

A mi familia, por apoyarme y creer en mí, por ese lugar que ocupó en cada uno de ustedes y recibirme siempre con los brazos abiertos

Gerson Becerra Perez

AGRADECIMIENTOS

Al grupo de Investigación de Corrosión GIC, por facilitarnos los equipos del laboratorio, indispensables en el desarrollo de nuestra investigación.

A Grupo de Técnicos de Soldadura Especial Del Servicio de Aprendizaje Nacional SENA, por el proceso de soldadura realizado.

A la Universidad de Antioquia, y al personal encargado de realizar los ensayos requeridos. Así como a los ingenieros Dario Peña y Hugo Estupiñan que facilitaron el contacto.

A nuestro profesor y director Iván Uribe, por su orientación y enseñanzas, durante este proceso de continuo aprendizaje.

A los docentes de la escuela, en especial a los profesores Orlando Gómez, Jaime González y Hernán Álvarez por sus enseñanzas y colaboración en el desarrollo del proyecto

A Juan Domingo Carreño-Técnico -UIS-, por su colaboración y apoyo desinteresado durante toda la carrera.

A nuestros amigos Jorge, Andrea, Asbleidy, Orlando, Jesús e Iván por compartir esta experiencia y acompañarnos en este logro.

Al profesor y amigo Josué Figueroa, por su apoyo, sus consejos, su buen humor y sobre todo por abrirme las puertas de su hogar, mil gracias.

A nuestro compañero y amigo Jaime Beltrán, por su tiempo, dedicación, acompañamiento y colaboración desinteresada durante el avance de la investigación.

A todas aquellas personas y demás amigos que estuvieron con nosotros brindándonos su compañía y afecto

TABLA DE CONTENIDO

	Pág.
INTRODUCCIÓN	20
1. JUSTIFICACION	22
2. OBJETIVOS	23
2.1 OBJETIVO GENERAL	23
2.2 OBJETIVOS ESPECIFICOS	23
3. FUNDAMENTO TEÓRICO	24
3.1 REACTORES DE HDT	24
3.2 ACEROS Cr-Mo	24
3.2.1 Generalidades.	24
3.2.2 Microestructura de los aceros 2 ¼ Cr – 1 Mo	27
3.2.3 Precipitados.	28
3.2.4 Características de soldadura del acero 2 ¼ Cr 1 Mo.	29
3.2.5 Metalurgia de la soldadura.	30
3.2.6 Los efectos térmicos de soldadura.	34
3.2.7 Microestructura de la zona afectada térmicamente de un acero 2 ¼ Cr- 1Mo.	35
3.3 TRATAMIENTO TÉRMICO "STEP COOLING" PARA SIMULAR LA FRAGILIZACION POR REVENIDO DE ACERO 2 1/4 CR-1 Mo	36
4. DESARROLLO EXPERIMENTAL	39
4.1 MATERIAL	39

4.2 COMPOSICIÓN QUÍMICA	39
4.2.1 Metal Base.	39
4.2.2 Metal de Aporte.	40
4.3 ELABORACIÓN JUNTA SOLDADA	40
4.3.1 Elaboración de la junta.	40
4.3.2 Junta soldada.	42
4.4 DESIGNACIÓN	44
4.5 TRATAMIENTOS TÉRMICOS	46
4.5.1 Step Cooling	46
4.5.2 Postwelding (PWHT).	46
4.6 ANÁLISIS METALOGRÁFICO	47
4.6.1 Microscopia óptica	47
4.6.2 Análisis Fractografico	48
4.7 ENSAYOS MECÁNICOS	48
4.7.1 Ensayo de Impacto.	48
5. RESULTADOS	51
5.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA	51
5.1.1 Metal base	51
5.1.2 Metal de aporte	52
5.2 ANÁLISIS METALOGRÁFICO	52
5.2.1 Microscopia Óptica	52
5.3 ENSAYOS MECÁNICOS	57
5.3.1 Ensayo de Impacto.	57
6. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS	62
6.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA	62
6.1.1 Metal Base.	62
6.1.2 Metal de aporte.	62

6.2 ANÁLISIS METALOGRAFICO	62
6.3 ENSAYO DE IMPACTO	66
6.4 ANÁLISIS FRACTOGRAFICO	68
7. CONCLUSIONES	72
BIBLIOGRAFIA	74
ANEXOS	78

LISTA DE FIGURAS

	Pág.
Figura 1. Variación de la resistencia a la fluencia de un acero al Cr-Mo normalizado.	26
Figura 2. Diagrama de enfriamiento continuo para un acero 2 ¼ Cr – 1 Mo.	28
Figura 3. Regiones de un cordón de soldadura.	30
Figura 4. Representación esquemática de las microestructuras desarrolladas en la ZAT como función de la temperatura pico durante la soldadura.	32
Figura 5. Formación de zonas de fragilización localizada en las uniones soldadas Múltiples pases.	34
Figura 6. Curva del Tratamiento Térmico de “Step Cooling”.	37
Figura 7. Diagrama CCT acero 21/4Cr-1Mo.	38
Figura 8. Placa cortada con dimensiones.	41
Figura 9. Junta soldada.	41
Figura 10. Placa soldada.	43
Figura 11. Designación Placa Soldada.	44
Figura 12. Equipo para corte de acero, Metal Band Saw.	45
Figura 13. Curva de PWHT realizado.	47
Figura 14. Especificaciones Especímenes Charpy para prueba de impacto.	49
Figura 15. Ubicación entalla especímenes con soldadura.	49
Figura 16. Ubicación de los especímenes según condición del Acero 2 ¼ Cr – 1Mo.	50
Figura 17. Microscopia Óptica del Acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición de entrega (Normalizado y revenido), sin soldadura. Ataque Nital 2%.	53
Figura 18. Microscopia Óptica del Acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición envejecida artificialmente, sin soldadura. Ataque Nital 2%.	54

Figura 19. Microscopia Óptica del Acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición de entrega (Normalizado y revenido), con soldadura. Ataque Nital 2.	55
Figura 20. Microscopia Óptica del Acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición envejecido artificialmente con soldadura. Ataque Nital 2.	56
Figura 21. Curva de Transición Ductil-Fragil del metal base (Especímenes A) (a), ZAT (Especímenes B) (b) y ZAT Envejecida Artificialmente (Especímenes D) (c).	60
Figura 22. Comparación Curva de transición Ductil-Fragil, Especímenes A, B y D.	61
Figura 23. Comparación Curva de transición Metal base y ZAT envejecidos Artificialmente (Especímenes C y D).	61
Figura 24. Comparación de las Micrografías Ópticas del Acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición de entrega (Normalizada-Revenida) y envejecida Artificialmente, sin soldadura. Ataque Nital 2%.	63
Figura 25. Comparación de las Micrografías Ópticas del Acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición de entrega (Normalizada-Revenida) y envejecida Artificialmente, con soldadura. Ataque Nital 2%.	65
Figura 26. Comparación del tamaño de grano del acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición de entrega y envejecido artificialmente con soldadura.	65
Figura 27. Cuadro comparativo de las Fracturas a una misma temperatura del acero 2 ¼ Cr – 1Mo en los especímenes A, B y D.	69
Figura 28. Cuadro comparativo de las Fracturas a una misma temperatura del acero 2 ¼ Cr – 1Mo en los especímenes C y D.	70

LISTA DE TABLAS

	Pág.
Tabla 1. Aceros al Cr – Mo utilizados a temperaturas moderadas.	25
Tabla 2. NEnergía de entrada de electrodos.	42
Tabla 3. Especificaciones del procedimiento de soldadura (PQR).	42
Tabla 4. Designación cortes realizados.	45
Tabla 5. Rampas PWHT.	47
Tabla. 6 Temperaturas utilizadas en el ensayo charpy según condición del material y condición de servicio.	50
Tabla 7. Composición química del acero 2 ¼ Cr – 1 Mo.	51
Tabla 8. Composición Química Electrodo AWS E9018-B3.	52
Tabla 9. Composición Química Electrodo AWS E9018-G.	52
Tabla 10. Tamaño de grano promedio del acaro 2 ¼ - 1 Mo en condición de entrega y envejecido artificialmente con y sin soldadura.	57
Tabla 11. Datos Obtenidos de energía de impacto, Especímenes A.	57
Tabla 12. Datos Obtenidos de energía de impacto, Especímenes B.	58
Tabla 13. Datos Obtenidos de energía de impacto, Especímenes C.	58
Tabla 14. Datos Obtenidos de energía de impacto, Especímenes D.	59

LISTA DE ANEXOS

	Pág.
Anexo 1. Resultados composición química	78
Anexo 2. Preparación junta en K. SENA Girón	80

RESUMEN

TITULO: EVALUACIÓN DE LA ZONA TÉRMICAMENTE AFECTADA (ZAT) DE UN ACERO Cr-Mo EN ESTADO NORMALIZADO Y REVENIDO Y ENVEJECIDO ARTIFICIALMENTE*.

AUTORES GERSON BECERRA PEREZ
LADY CAROLINA FIGUEROA MADERO**

PALABRAS CLAVES: Fragilización por revenido, aceros cromo molibdeno, tenacidad, ensayo charpy, stepcooling, y Zona Afectada Termicamente.

DESCRIPCIÓN

La investigación se realizó con el objetivo de conocer los cambios que se presentan en un acero por efectos de la soldadura y el sometimiento a un tratamiento térmico que simula el envejecimiento o deterioro del material como consecuencia de su puesta en servicio respecto al metal base, con énfasis en los cambios microestructurales del acero y la influencia de estos sobre la tenacidad del mismo.

El estudio se desarrolló sobre el acero 2 ¼ Cr – 1 Mo, el cual según su composición química corresponde al acero ASTM A-387 grado 22, normalmente empleado para la fabricación de calderas y recipientes a presión diseñados para operar a alta temperaturas y elevadas presiones como lo son los reactores de hidrot ratamiento en los cuales se obtienen productos derivados del petróleo más nobles y de mejor calidad.

Por ser un acero de uso común en equipos para la industria petrolera, es necesario conocer su comportamiento y cambios que puedan ir en detrimento de sus propiedades mecánicas, ya que una falla en el material podría desencadenar en millonarias pérdidas económicas, de imagen, desastres ambientales y en el peor de los casos en fatalidades.

El proyecto se llevó a cabo teniendo en cuenta las normas, códigos y especificaciones aplicables para la construcción de recipientes a presión soldados con excepción de dos parámetros, forma del bisel y electrodo de trabajo, que más adelante se mostraran en detalle, sin embargo los cambios realizados se ajustan a los objetivos del presente estudio sin que esto influya sobre los resultados obtenidos.

* Trabajo de grado

** Facultad de Ingenierías Físicoquímicas, Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales Director: Iván Uribe Pérez

ABSTRACT

TITLE: EVALUATION OF THE HEAT AFFECTED ZONE (HAZ) OF A 2 ¼ CR- 1 MO STEEL IN STATE NORMALIZED AND TEMPERED AND ARTIFICIALLY AGED*

AUTHOR: GERSON BECERRA PEREZ
LADY CAROLINA FIGUEROA MADERO**

KEYWORDS: temper embrittlement, Chromium-molibdenum steels, toughness, charpy V-notch testing, heat affected zone (haz).

DESCRIPTION

The research was conducted in order to know the changes that occur in steel welding purposes and submission to a heat treatment that simulates the aging or deterioration of the material as a result of being put into service on the base metal, with emphasis on microstructural changes of steel and the influence of these on the tenacity thereof.

The study was conducted on steel 2 ¼ Cr – 1 Mo, which according to their chemical composition corresponds to ASTM A-387 degree 22, normally used for the manufacture of boilers and pressure vessels designed to operate at high temperatures and high pressures such as hydrotreating reactors which are obtained in petroleum products nobler and of better quality.

As steel commonly used in equipment for the oil industry, it is necessary to know its behavior and changes that may be detrimental to their property, since a failure in the material could trigger millions in economic losses, image, environmental disasters and in worst cases fatalities.

The project was carried out taking into account the applicable standards, codes and specifications for the construction of welded pressure vessels except two parameters, bevel and working electrode, that will be shown later in detail, however meet the objectives of this study without influencing the results.

* Undergraduate work

** Physicochemical Faculty of Engineering, School of Metallurgical Engineering and Materials Science Director: Ivan Perez Uribe

INTRODUCCIÓN

La creciente demanda de productos derivados del petróleo, ha llevado a la utilización e implementación de procesos y materiales más eficientes, con el fin de obtener la mayor cantidad de productos y de la mejor calidad. El proceso más utilizado en cuanto al aprovechamiento de los recursos de la industria petrolera (Hidrocarburos) es el hidrot ratamiento, el cual logra adaptar los productos derivados del petróleo a los estrictos requerimientos ambientales, sin perjudicar la producción.

En el proceso de hidrot ratamiento, la eliminación parcial del azufre, oxígeno, nitrógeno y metales pesados en los hidrocarburos, residuos de alto horno o derivados de otros procesos, requieren de recipientes que operan a altas temperaturas (400-600°C) y presiones elevadas (mayores a 10 Mpa) por largos tiempos de operación, generando en el acero problemas de fragilización por revenido.

Para la fabricación de estos recipientes se emplean aceros especiales y resistentes a altas temperaturas que soportan presiones parciales significativas. El acero al carbono no es muy utilizado, pues el hidrogeno penetra la superficie y reacciona con el carbono, que al formar metano causa perdida en la ductilidad y fracturas por agrietamiento, dada la presión generada. La adición de elementos aleantes como Molibdeno y/o cromo, mejoran tanto la resistencia a éste tipo de ataque, como la resistencia a la fluencia y a la oxidación.

El acero 2 ¼ Cr 1 Mo, de especificación ASTM A 387 grado 2 clase 2 [5] debe ser normalizado y revenido o templado y revenido para satisfacer las propiedades

mecánicas requeridas, ya que es utilizado ampliamente en este tipo de recipientes.

Este acero puede presentar fragilización por revenido, debido a diferentes factores como tiempo de operación, grandes espesores y presencia de uniones soldadas. Este último factor aumenta la susceptibilidad a la fragilización por revenido, debido a los cambios en la microestructura tanto en la región del metal de soldadura (MS), como en la zona térmicamente afectada (ZAT), es aquí donde efectuaremos nuestro estudio, dado que estos cambios microestructurales específicamente en la zona térmicamente afectada, generan variaciones en las propiedades mecánicas como la tenacidad y dureza, que al ser expuestos a periodos largos de operación, generan problemas de fragilización por revenido, permitiendo la aparición de grietas y su propagación, ocasionando fallas y así causando pérdidas a la industria [24].

Los equipos que operan a altas temperaturas tienen una vida limitada por la degradación de los materiales utilizados [14]. Así que, por razones económicas entre otras se busca aumentar la vida útil de los equipos, por lo que se hace necesario conocer su comportamiento en condiciones normales de operación

1. JUSTIFICACION

Este proyecto surge como complemento a otras investigaciones desarrolladas en las cuales se ha estudiado el comportamiento e interacción del acero 2¼ Cr-1Mo utilizado como metal base en la construcción de reactores de hidrotreatmento en la refinación de petróleo.

La construcción de estos reactores está necesariamente unida con la soldadura del mismo, entonces como consecuencia de los gradientes de temperatura generados por la soldadura se produce una alteración de la microestructura en la zona adyacente al cordón de soldadura conocida como zona térmicamente afectada.

Esta zona presenta alteraciones microestructurales respecto a la del metal base (parte del material que no experimenta alteraciones) lo cual se traduce en una variación de las propiedades físicas y mecánicas del material, por tal motivo se quiere estudiar los cambios microestructurales experimentados por el material en esta zona y la influencia que tiene sobre la tenacidad del acero en cada una de las condiciones establecidas.

2. OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GENERAL

Evaluar el efecto de la microestructura de la zona térmicamente afectada (ZAT) sobre la tenacidad de un acero 2 1/4Cr- 1Mo en condición normalizado-revenido y envejecido.

2.2 OBJETIVOS ESPECIFICOS

- Determinar los cambios microestructurales en la zona térmicamente afectada (ZAT) en un acero 2 1/4Cr- 1Mo en estado normalizado-revenido y envejecido por medio de metalografía óptica
- Evaluación de la tenacidad en la zona térmicamente afectada del acero 2 ¼ Cr- 1 Mo en estado normalizado-revenido y envejecido y su comparación con el metal base.

3. FUNDAMENTO TEÓRICO

3.1 REACTORES DE HDT

En el año de 1930, surgió en Alemania el primer recipiente a presión de acero de baja aleación base cromo y molibdeno, normalizado y revenido, utilizado en unidades de hidrogenación a alta presión.

El primer reactor de hidrot ratamiento en acero 2,25 Cr-1 Mo, normalizado y revenido, fue fabricado en 1966, para la refinería de Chevron en Richmond (California), en el mismo año se detuvo para ser reparado, debido a la aparición de una serie de grietas. Las acciones del complejo Richmond Isomax para el retorno al servicio implicó la remoción de todas las grietas del reactor, las áreas afectadas fueron soldadas y tratadas térmicamente por revenido a 621 ° C (1150 ° F) durante 18 horas. La experiencia demostró la necesidad de realizar dos importantes cambios: limitar la resistencia a la tracción máxima del acero 2,25 Cr-1Mo a un nivel por debajo del cual el agrietamiento inducido por hidrogeno no pueda ocurrir y tener valores de tenacidad mucho más altos en la fase inicial del acero [12].

Es aquí donde el proceso de fabricación del reactor, se convierte en un factor determinante en la eficiencia de mismo.

3.2 ACEROS Cr-Mo

3.2.1 Generalidades. Los aceros Cr-Mo de baja aleación con menos de 0.2% de carbono, tienen gran aplicación en la industria petrolera, pues propiedades como

la resistencia mecánica, buena tenacidad, elevada resistencia a la fluencia, a la corrosión y a la acción del hidrogeno los hacen propicios para este trabajo.

La variedad de aceros Cr-Mo (ver tabla. 1) diseñados para trabajar a diferentes temperaturas hacen posible su selección, de acuerdo a las condiciones de operación a las cuales estarán expuestos, ya sea en componentes de tanques de almacenamiento o en recipientes a presión o tubería [3].

Su composición normalmente se encuentra entre el 0,5-12% de cromo, con el que se mejora la resistencia a la corrosión, ductilidad y resistencia a la grafitización y entre 0,5-1,0% de molibdeno el cual incrementa la resistencia a la fluencia, siendo esta su principal ventaja con respecto a los aceros al carbono.[1]

Tabla 1. Aceros al Cr – Mo utilizados a temperaturas moderadas.

COMPOSICION	TEMPERATURA MAXIMA (°C)
1/2Cr-1/2Mo	540
1Cr-1/2Mo	650
1 1/4Cr-1/2Mo-Si	650
2 1/4Cr-1Mo	650
2 1/4Cr-1Mo-1/4V	480
2 1/4Cr-1,6W	650
3Cr-1Mo 650	650
3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B	480
5Cr-1/2Mo	650
5Cr-1/2Mo-Si	650
5Cr-1/2Mo-Ti	650
9Cr-1Mo	650
9Cr-1Mo-V	650
9Cr-2W	650

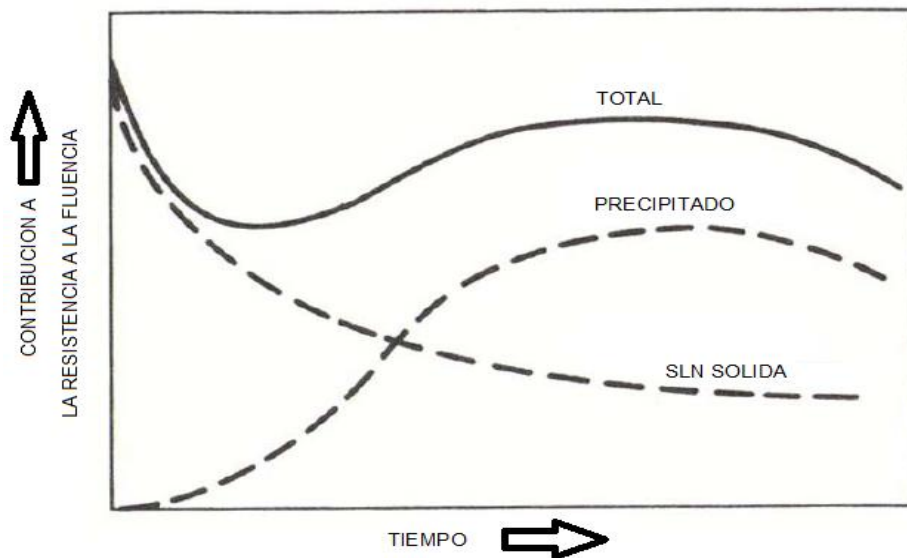
Fuente: Ref [1]

La resistencia a la fluencia de los aceros Cr-Mo se deriva de dos factores:

- Endurecimiento por solución sólida de la matriz ferrítica con C, Mo y Cr
- Endurecimiento por precipitación de carburos

Como se aprecia en la Figura 1, estos factores presentan diferente comportamiento con el tiempo al ser expuestos a una temperatura determinada. En las primeras etapas de la fluencia, los efectos de la solución sólida predominan en la resistencia a la fluencia, con el tiempo la precipitación de carburos contribuye de manera predominante a la resistencia a la fluencia. El efecto de los carburos disminuye con su coalescencia, formando estructuras más estables, aunque menos resistentes. Sin embargo con el aumento de la temperatura los dos factores de endurecimiento se vuelven inestables.

Figura 1. Variación de la resistencia a la fluencia de un acero al Cr-Mo normalizado



Fuente: Referencia [1]

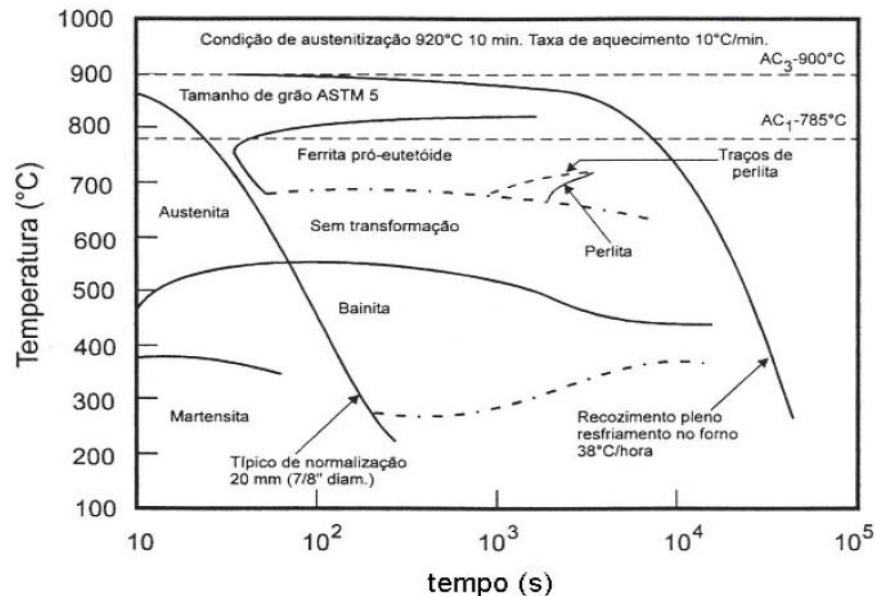
3.2.2 Microestructura de los aceros 2 ¼ Cr – 1 Mo. El desempeño de los aceros depende de las propiedades asociadas con sus microestructuras, es decir de los arreglos, fracciones de volumen, tamaños y morfologías de las diversas fases que constituyen una sección macroscópica del acero con una composición dada en una condición de proceso [1]. En los aceros al Cr-Mo, la microestructura varía con la composición química y los tratamientos térmicos a los que es sometido, como consecuencia de esto sus propiedades mecánicas también cambian.

En el caso del acero 2 ¼ Cr – 1 Mo los tratamientos térmicos aplicados más comunes son [1]:

- **Recocido:** Austenización entre 910°C y 940°C durante cierto tiempo, seguido de un enfriamiento en el horno (velocidad de enfriamiento lenta). La microestructura final está compuesta de ferrita y perlita.
- **Normalizado y revenido:** Austenización entre 910°C y 940°C seguido de un enfriamiento al aire y revenido realizado por calentamiento entre 580°C Y 720°C. La microestructura final está compuesta de ferrita y bainita.
- **Temple y revenido:** Austenización entre 940°C y 980°C seguido de un enfriamiento en aceite y revenido entre 570 Y 705°C. La microestructura final es una mezcla de martensita y bainita.

Como se puede observar en el diagrama de enfriamiento continuo del acero 2 1/4 Cr – 1 Mo que se muestra en la Figura 2, hay un amplio rango de velocidades de enfriamiento con las que se puede obtener una estructura bainítica o una mezcla de bainita y ferrita.

Figura 2. Diagrama de enfriamiento continuo para un acero 2 ¼ Cr – 1 Mo.



Fuente: Referencia [4]

3.2.3 Precipitados. Los diversos precipitados encontrados en el acero 2 ¼ Cr – 1 Mo, difieren en composición química, en la estructura cristalina y en la distribución en la matriz metálica [8].

El carburo ϵ se encuentra después de la primera etapa de revenido a temperaturas inferiores a 200°C en aceros con bajo contenido de carbono de alrededor del 0,2%, su estructura cristalina es hexagonal compacta con una morfología comúnmente encontrada en agujas.

El M_xC_y tiene una estructura cubica, se encuentra en estos aceros cuando se ha añadido vanadio, niobio y titanio, la solubilidad del hierro en este carburo es baja.

El Mo_2C es un carburo rico en Mo, en el que tanto el Cr y Fe son solubles, Cr entre 5 y 20 y Fe hasta un 12% en peso. El contenido de Mo esta entre 69% y 90% en peso [10]. Es el principal carburo que tiene efecto sobre el endurecimiento en los

aceros 2 ¼ Cr – 1 Mo. Precipita intragranularmente por nucleación como una dispersión fina de partículas coherentes, aciculares.

El M_3C es la primera especie de carburo que se forma en la bainita del acero 2¼ Cr-1Mo. Es rico en Fe y tiene alta solubilidad de Cr. El Mn y Mo son también solubles aunque en menor medida. El carburo puede disolver hasta un 20% en peso de Mo, entre 5 y 30% en peso de Cr y hasta un 10% en peso de Mn [10] Presenta una estructura ortorrómbica.

El carburo M_7C_3 es rico en cromo y tiene una estructura hexagonal. Posee alta solubilidad del hierro y el manganeso pero baja solubilidad de molibdeno y vanadio. En el acero 2 1/4 Cr -1 Mo templado o normalizado, nuclea como M_7C_3 dentro de la interfaz ferrita-cementita o en la cementita.

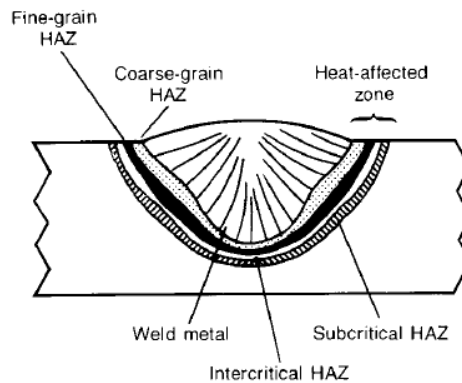
El carburo de $M_{23}C_6$ es rico en cromo y se forma con estructura cristalina cúbica centrada en las caras, con alta solubilidad de hierro y manganeso.

El carburo de M_6C , es considerado como el carburo de equilibrio del acero 2 ¼ Cr-1Mo. M_6C es un carburo de molibdeno en que Fe, Cr, Mn y Si se puede disolver. El M_6C se ha encontrado que nucleada en la interfase entre los carburos existentes y la matriz de grano ferrítico a expensas de M_2C , M_7C_3 y $M_{23}C_6$ [17]

3.2.4 Características de soldadura del acero 2 ¼ Cr 1 Mo. Dentro de las técnicas más utilizadas en la fabricación de aceros Cr-Mo se encuentra el proceso de soldadura por Arco Eléctrico con electrodo revestido (SMAW), soldadura por Arco sumergido (SAW) y Soldadura por arco eléctrico con electrodo de tungsteno y protección a gas (GTAW), siendo la soldadura con SMAW la más utilizada en aceros 2 ¼ Cr 1 Mo [17].

El proceso somete al metal base a ciclos térmicos intensos que resulta en una significativa alteración de la microestructura adyacente al metal de soldadura figura 3. Esta región es conocida como la zona afectada térmicamente (ZAT) y se puede dividir en varias subzonas de acuerdo con la microestructura desarrollada como una consecuencia del historial térmico de soldadura.

Figura 3. Regiones de un cordón de soldadura.



Fuente: Referencia [1]

3.2.5 Metalurgia de la soldadura. Durante el proceso de soldadura, el calor se suministra a la pieza de trabajo a través del arco. Esto produce una región de material sometido a altas temperaturas adyacentes al cordón de soldadura. El material de esta región se calienta a través de una temperatura máxima, de la cual dependerá la distancia de esta zona a la línea de fusión. Esta temperatura máxima o "pico", junto con la velocidad de enfriamiento posterior, determina la estructura de la ZAT en material.

La temperatura máxima depende de los valores relativos de la entrada de calor y de la habilidad del material para disipar este calor. Existen varias subzonas dentro de la ZAT con diferente microestructura las cuales han sido identificadas (Figura 4) y descritas a continuación.

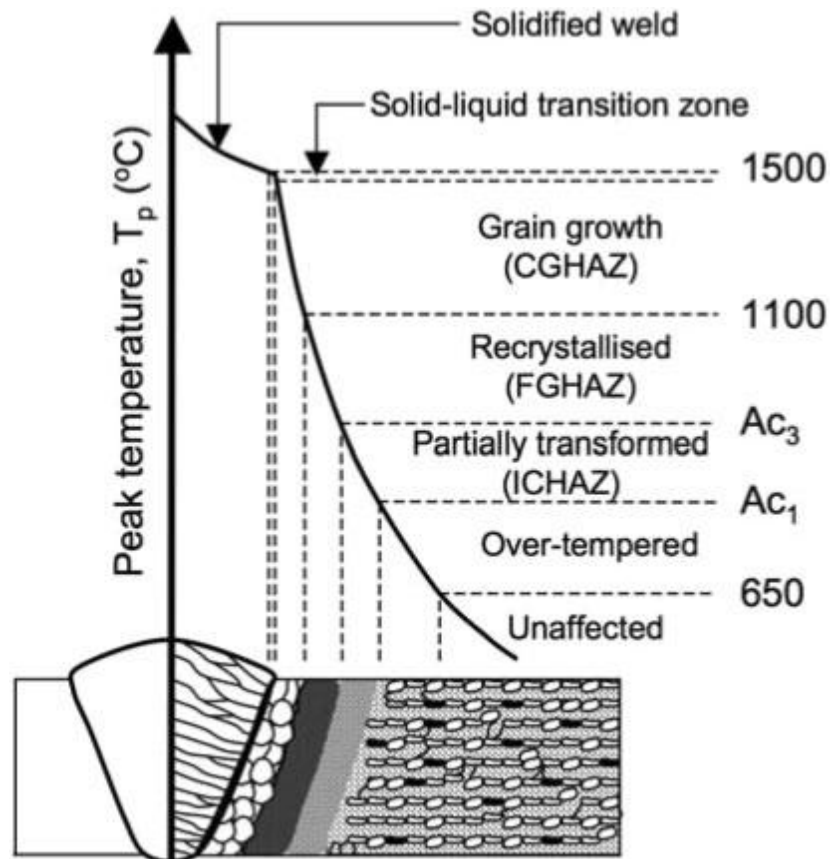
Grano Grueso en la Zona Térmicamente Afectada (CGZAT): Esta región se encuentra cerca de la interfase con el metal de soldadura. El crecimiento del grano se produce en el intervalo de temperatura de 1100 ° C a 1500 ° C. El aumento del tamaño de grano favorece la templabilidad del acero y como consecuencia de las velocidades de enfriamiento típicas del proceso de soldadura, se forma de martensita, reduce considerablemente la tenacidad del materia [13]

Grano fino de la zona térmicamente afectada(FGZAT): Esta zona aparece adyacente a la región CGZAT, donde la transformación austenítica también se produce, pero sin ningún crecimiento del grano sustancial. Como resultado, los granos de austenita son refinados, por lo que produce una región ferrítica fina [13]

Zona intercrítica (ICHAZ): A una distancia aún más lejos de la línea de fusión, el material recibe calentamiento suficiente para transformarse parcialmente en austenita.[13]

Zona templada: En esta región no se produce ninguna transformación austenítica, sin embargo el acero puede sufrir algún efecto debido a la temperatura experimentada.[13] En los aceros laminados en caliente o normalizado, los cambios microestructurales son pequeños y básicamente, se reducen a una pequeña degeneración de la ferrita. En aceros templados, hay un revenido de la martensita previamente formada y por consiguiente hay una reducción de la resistencia mecánica de esta región en comparación con el metal de base.

Figura 4. Representación esquemática de las microestructuras desarrolladas en la ZAT como función de la temperatura pico durante la soldadura.



Fuente. Referencia [1]

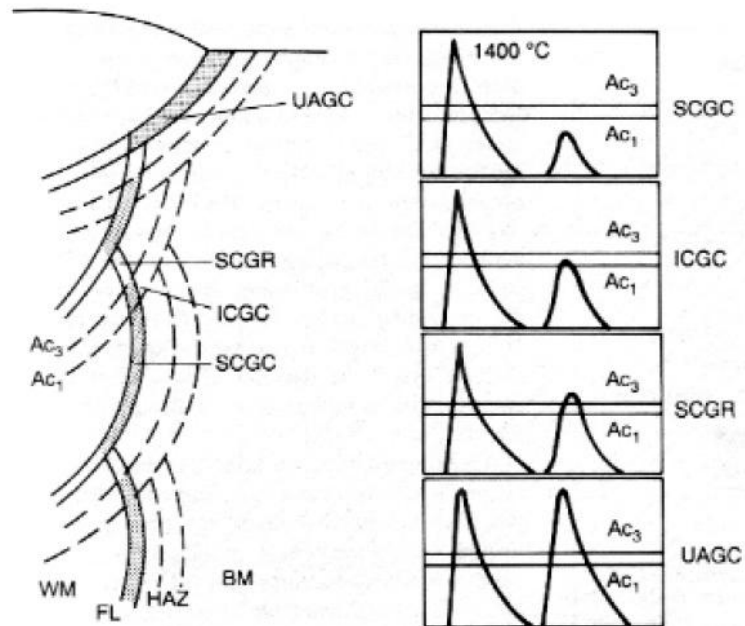
Las anteriores subzonas se describen como la formación a partir de la soldadura de un solo pase. Cuando las secciones de soldaduras son grandes, se requiere hacer múltiples pases, uno encima de otro con el fin de producir el volumen de relleno requerido. Esto produce un cordón con una ZAT compuesta por ejecuciones sucesivas, que pueden fundir parcialmente y recalentar el material afectado por el calor en el pase anterior. El metal de soldadura también se recalienta por encima de los valores críticos, formando así una ZAT del metal de soldadura además de la ZAT del metal base. [24]

El ciclo térmico de múltiples pasadas tiene un efecto de refinación en la estructura de grano de la ZAT. En un estudio realizado por Baas, Pickles y Prince [24] en la soldadura de reparación de un acero 2 ¼ Cr-1Mo, se afirmó que las microestructuras de las soldaduras de múltiples pasadas por SMAW carecía de la CGZAT del metal base que se encontró en la ZAT de un solo pase. Suponiendo que se formó un CGZAT tras cada pasada (como lo hizo en la muestra de un solo cordón), el efecto de refinado de ejecuciones sucesivas eliminaría la CGZAT de la zona térmicamente afectada, aun así, se espera la presencia de algunos CGZAT del cordón final [24]

Al igual que en la soldadura de una sola pasada, la ZAT en juntas soldadas de múltiples pases presenta una microestructura heterogénea y contiene regiones que se clasifican de acuerdo con la temperatura alcanzada durante el proceso de soldadura. En la soldadura de una sola pasada, la región de granos gruesos (CGZAT) de tenacidad generalmente más baja, puede ser cambiada por los pasos posteriores, con lo que se divide en cuatro regiones. [22]:

- **SCGC** (Región subcrítica-recalentada de grano burdo): Región de los granos gruesos subcríticamente recalentados (Temperatura por encima de A_{ci});
- **ICGC** (Región Intercrítica-recalentada de grano burdo): Región de los granos gruesos recalentados intercríticamente (Temperatura entre A_{CI} y A_{C3});
- **SCGR** (Región supercrítica recalentados grano fino): Región de los granos refinados, supercríticamente recalentados (Temperatura por encima A_{C3} y por debajo de los $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$);
- **UAGC** (Región sin alteraciones de grano burdo): Región de grano grueso sin cambios (recalentado por debajo de $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ o por encima de $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Figura 5. Formación de zonas de fragilización localizada en las uniones soldadas Múltiples pases



Fuente: Referencia [22]

3.2.6 Los efectos térmicos de soldadura. La temperatura máxima del arco de soldadura en contacto con el material se ha estimado entre 3000 - 4000 ° C [17]. Al soldar un acero que se encuentra a temperatura ambiente (o incluso precalentado a varios cientos de grados °C) se presentan gradientes térmicos extremadamente altos. Además, dado que la fuente de calor se mueve sobre la superficie del componente, no hay suficiente tiempo para alcanzar un estado de equilibrio con el flujo de calor, por lo que las condiciones térmicas producidas son transitorias y muy localizadas, generando cambios microestructurales.

En la ZAT, durante el proceso de soldadura, la temperatura se eleva rápidamente acercándose a su punto de fusión en el CGZAT. Este calor es suministrado a la ZAT, inicialmente por la energía de entrada del arco, seguido por la disipación del calor suministrado en el acero. La velocidad con la que el calor se disipa al metal

base circundante depende de la geometría de la pieza, de las propiedades del acero y del aporte de energía (Amperaje) utilizado durante el proceso de soldadura.

La extensión y la magnitud de la microestructura en la ZAT a su vez depende de este ciclo térmico, el cual consta de dos componentes: uno de calentamiento, y uno de enfriamiento.

Las dos características más importantes de este ciclo térmico, según el efecto sobre las propiedades resultantes de los aceros son la temperatura máxima alcanzada y la velocidad de enfriamiento [6].

3.2.7 Microestructura de la zona afectada térmicamente de un acero 2 ¼ Cr-1Mo. La microestructura tanto del metal de soldadura, como de la ZAT es muy compleja porque están controladas por la interacción de campos térmicos producidos por el calor de entrada del proceso de soldadura, la fase de transformación y el crecimiento del grano. En términos de microestructura la ZAT tiene tres zonas (CGZAT, FGZATy ICHAZ), vistas en detalle anteriormente.

Las microestructuras presentes en la ZAT dependen de los picos de temperatura obtenidos en las diferentes regiones durante la soldadura de múltiples pasadas. Las regiones más cercanas a la línea de fusión experimentan un pico de temperatura por encima de la línea Ac3. A esta temperatura, hay suficiente calor para disolver los carburos y un grano de austenita grueso se obtiene, convirtiéndose en una estructura degradada de grano bainítico. A medida que la distancia desde la línea de fusión aumenta, la temperatura se disminuye en el material de la ZAT, dando como resultado una estructura bainítica de grano fino. Esta región de granos finos (FGHAZ) se define como la región donde los granos de austenita formada durante el proceso de soldadura se dividen en pequeñas

colonias de perlita y granos de ferrita. Cuando la ZAT está sometida a un ciclo térmico entre AC1 y AC3, sólo ocurre una transformación parcial a austenita en el calentamiento y durante el enfriamiento se produce una mezcla de productos y se obtiene ferrita austenítica.

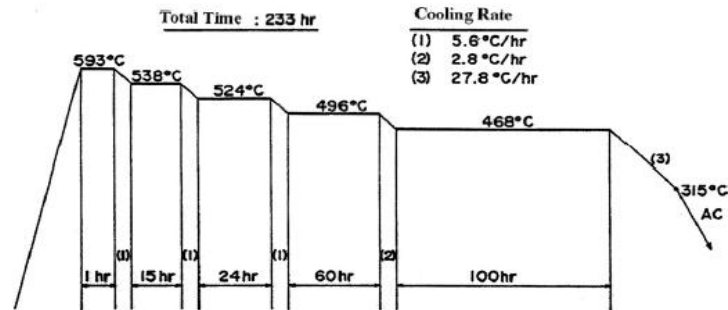
3.3 TRATAMIENTO TÉRMICO "STEP COOLING" PARA SIMULAR LA FRAGILIZACION POR REVENIDO DE ACERO 2 1/4 CR-1 Mo

La susceptibilidad a la fragilización por revenido en cualquier acero es evaluada, en particular, por dos tipos de Tratamientos térmicos ampliamente utilizados: el isotérmico “envejecimiento” y el tratamiento térmico de enfriamiento por niveles o pasos “stepcooling”.

En los años 70, la General Electric Company, desarrolló el tratamiento térmico llamado “step Cooling”, con el objetivo de acelerar el fenómeno de fragilización por revenido. Dicho tratamiento constituye un conjunto de niveles de temperaturas alternadas con tasas de enfriamiento, donde cada pareja (Rampa) de nivel de temperatura/ velocidad de enfriamiento, hace posible la producción de carburos en el acero 2,25Cr- 1 Mo. Inicialmente se desarrolló para estudios de fragilización por revenido de aceros de rotores de turbinas Ni-Cr-MO, el "Step Cooling " de la General Electric fue modificado mediante el aumento del tiempo de exposición a bajas temperaturas para permitir que ocurra un mayor debilitamiento. La figura 6. muestra esquemáticamente el tratamiento de “Step Cooling”.

Este "Step Cooling" modificado se convirtió en estándar para los estudios de fragilización por revenido en acero 2,2,5 Cr- 1 Mo[12].

Figura 6. Curva del Tratamiento Térmico de “Step Cooling”

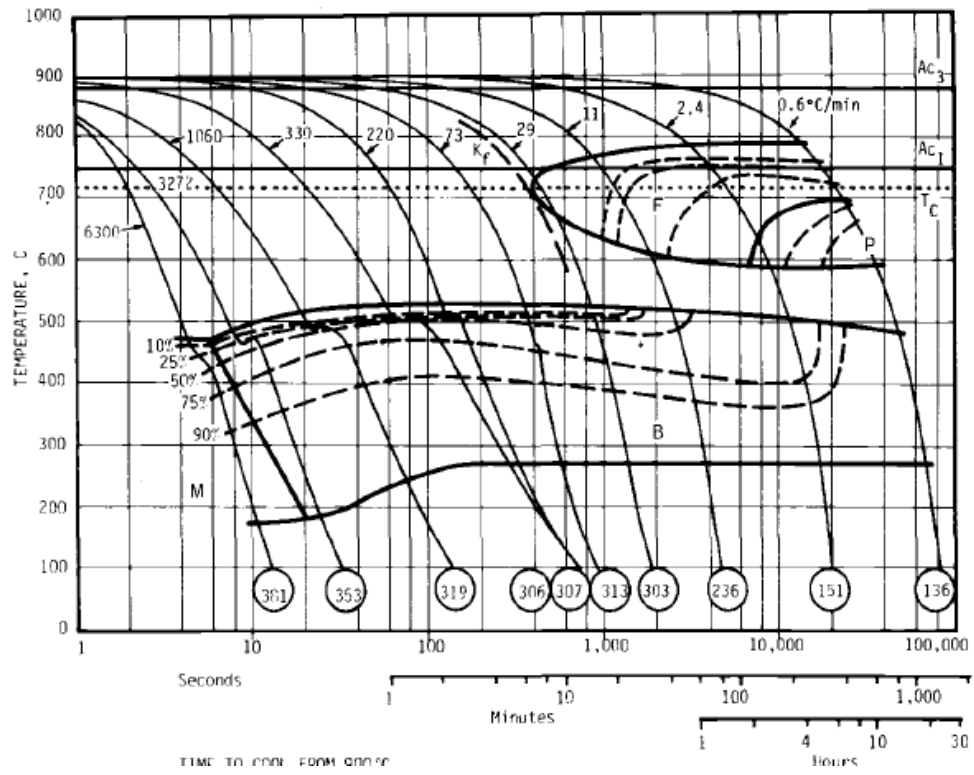


Fuente: Referencia [5]

La susceptibilidad por revenido en los aceros Cr-Mo, depende de su microestructura, composición química y de los tratamientos térmicos a los cuales están sometidos. Este último involucra la temperatura de austenización y las velocidades de enfriamiento, factores que conducen a obtener diferentes microestructuras con propiedades características, que pueden favorecer a la resistencia al creep y aumentar el tiempo de servicio del acero [19].

De acuerdo con las velocidades de enfriamiento del diagrama CCT (figura 7), es posible obtener diferentes microestructuras, para velocidades comprendidas entre los 6300°C/min y 1060°C/min se obtendría una microestructura bainítica con colonias de martensita, a 330, 220 y 73°C/min microestructura totalmente bainítica, ferrita bainita para las velocidades de enfriamiento 29 y 11°C/min y por último se obtiene una microestructura ferrita perlita a velocidades de enfriamiento 2,4 y 0,6°C/min.

Figura 7. Diagrama CCT acero 21/4Cr-1Mo



Fuente: Ref [15]

4. DESARROLLO EXPERIMENTAL

4.1 MATERIAL

Se utilizó una placa de acero de baja aleación 2 ¼ Cr -1Mo en condición de entrega, Normalizado-revenido, de 300 mm largo x 200 mm ancho x 12 mm de espesor, la cual fue soldada por el proceso de soldadura de arco eléctrico con electrodo revestido (SMAW) con el objetivo de generar la zona afectada térmicamente (ZAT) -objeto del presente estudio-.

Posterior al proceso de soldadura y su respectivo postwelding, se realizó un envejecimiento artificial (Step Cooling), para efectos analíticos y comparativos de las microestructuras resultantes y variaciones de tenacidad, tanto en el metal base, como en la zona afectada térmicamente (ZAT).

Los consumibles de soldadura utilizados en la producción de la junta soldadas se describen en la Sección 4.3.

4.2 COMPOSICIÓN QUÍMICA

4.2.1 Metal Base. El análisis de composición química realizado a una muestra previamente pulida de acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición de entrega, se realizó por medio de la técnica de Espectrometría de Emisión Óptica en el laboratorio de caracterización de materiales de la Universidad Nacional sede Medellín. Los resultados obtenidos se dan en porcentaje en peso. Ver anexo 1.

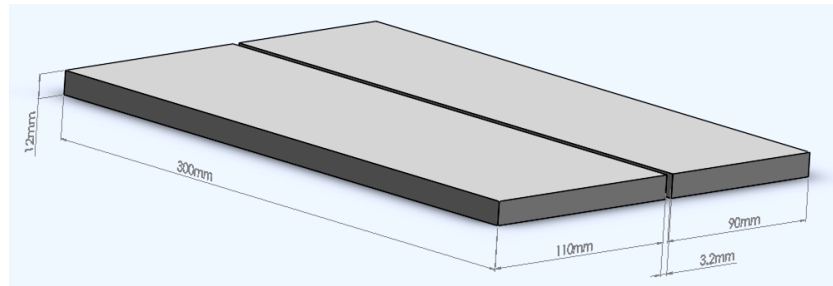
4.2.2 Metal de Aporte. Según especificaciones de la norma ASME sección VIII, División 2, la soldadura de recipientes a presión de aceros 2 ¼ Cr- 1 Mo, por el proceso de soldadura por Arco con electrodo revestido (SMAW), requiere del electrodo E 9018 B3. Debido a inconvenientes presentados para adquirir el consumible y después de contemplar diferentes opciones, se decidió utilizar el electrodo de referencia E 9018-G de 1/8 de pulgada, ya que cumple con las condiciones de funcionamiento tales como energía de entrada (Amperios), condición de gran importancia para obtener una zona afectada térmicamente igual a la que se obtendría con electrodo E 9018 B3.

4.3 ELABORACIÓN DE LA JUNTA SOLDADA

El proceso de la soldadura se realizó basándose en las especificaciones de procedimiento de soldadura (EPS), de la norma ASME Sección VIII, División I el cual se emplea en placas utilizadas en la producción de reactores HDT. Tal procedimiento se llevó a cabo en las instalaciones del Servicio Nacional de Aprendizaje SENA (Girón, Santander).

4.3.1 Elaboración de la junta. Para soldar la placa se requirió de una preparación previa, para ello, inicialmente se realizó un corte longitudinal, mediante una sierra eléctrica, con el fin de no modificar la estructura durante el proceso, ubicada en el laboratorio de ingeniería Mecánica de la universidad industrial de Santander.

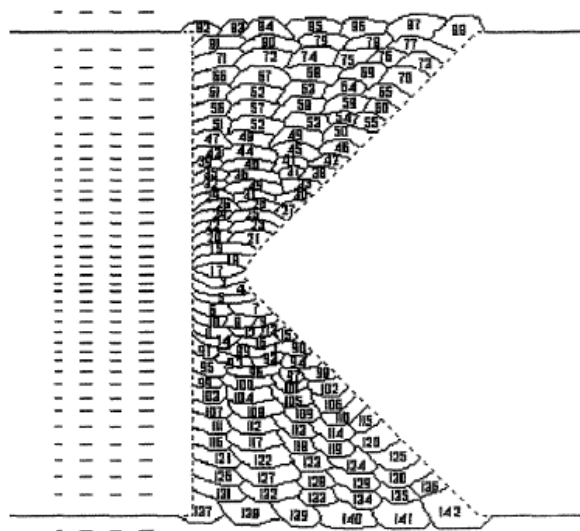
Figura 8. Placa cortada con dimensiones



Fuente autores

La geometría de las juntas soldadas no se realizó en bisel en U, como lo indica el procedimiento original. Se optó por utilizar bisel en K, con el fin facilitar la extracción de las probetas charpy en la Zona Afectada Térmicamente (ZAT), ya que de esta forma se obtiene una ZAT uniforme, como se observa en la figura 9.

Figura 9. Junta soldada



Fuente: Referencia [24]

La placa de medidas 90 mm de ancho, 300 mm de largo 12 mm de espesor se mecanizó mediante pulidora y lima metálica con el fin de obtener una junta con bisel en k.

4.3.2 Junta soldada. La junta soldada se ejecutó por el proceso de soldadura por arco con electrodo revestido (SMAW) Por medio del electrodo AWS E9018-G de 1/8" (ver composición química tabla 5), aunque no posee la misma composición química del metal base, no interfiere en los resultados obtenidos. Como se indicó anteriormente, con la soldadura se busca generar la ZAT, por lo que parámetros como energía de entrada, tipo de corriente y polaridad toman relevancia en nuestro estudio. Ver Tabla 2.

Tabla 2. NEnergía de entrada de electrodos

Electrodo AWS	Dimensión	Amperajes recomendados
E 9018-B3	3.2 X 350 mm (1/8")	100-145 A
E 9018-G	3.2 X 350 mm (1/8")	100-145 A

Fuente: Autores

La especificación del procedimiento de soldadura utilizado por el SENA presenta los datos mostrados a continuación en la Tabla 3.

Tabla 3. Especificaciones del procedimiento de soldadura (PQR)

ESPECIFICACIONES DEL PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA (PQR)							
Marca:		lincoln electric					
Normas o especificaciones que cumplen:		AWS A 5.5 - ICONTEC 2191 - ASME SFA 5.5					
PASE N°	ELECTRODO	Φ (in)	AMPS	VOLT	CORRIENTE POLARIDAD	POSICIÓN	LIMPIEZA
	AWS						
1A - 1B (RAIZ)	E 9018 G	1/8	100-140	24 - 28	DC (+)	PLANA	GRATA
2A - 2B (RELLENO)	E 9018 G	1/8	100-140	24 - 28	DC (+)	PLANA	GRATA
3A - 3B (PRESENTACIÓN)	E 9018 G	1/8	100-140	24 - 28	DC (+)	PLANA	GRATA
Temperatura mínima de precalentamiento:		220°C					
Temperatura mínima entre pases:		220°C					
SOLDADURA A TOPE							
GEOMETRIA DE LA JUNTA							
BISEL		K					
ESPESOR DE LA PLACA (EP)		0,5 in					

Fuente: Autores

El electrodo por ser de bajo hidrogeno, requirió de almacenamiento y calentamiento previo a 200°C por 3 horas.

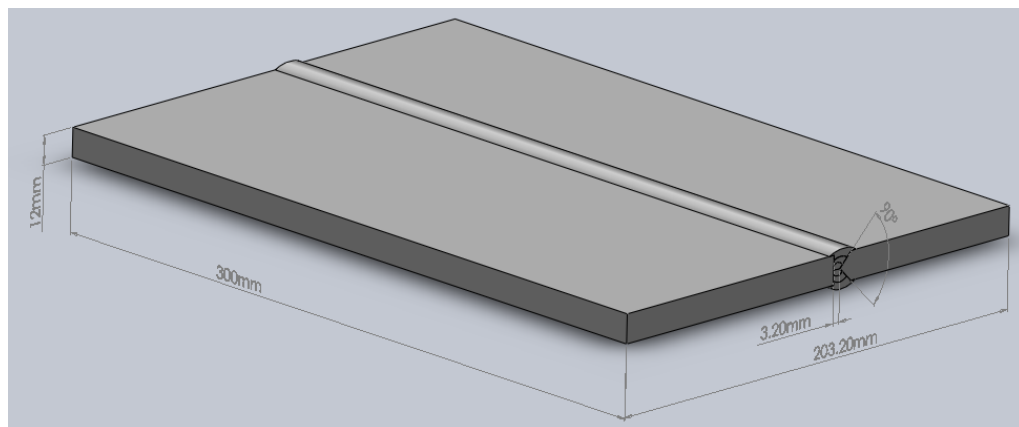
Se realizaron 3 pases por cara de la siguiente forma:

- Primer pase-cordón de raíz
- Segundo pase – Cordón de relleno
- Tercer pase- Cordón de presentación

Previo al inicio de la soldadura se precalentó la placa a soldar, según lo indicado en ASME Sección XIII división I a 240°C, proceso que se llevó a cabo durante todo el procedimiento entre la aplicación de un pase y el otro, con el fin de no provocar en el material basé distorsiones -debido al choque térmico-.

Una vez la junta ha sido soldada, la placa es dejada al aire para su enfriamiento.

Figura 10. Placa soldada

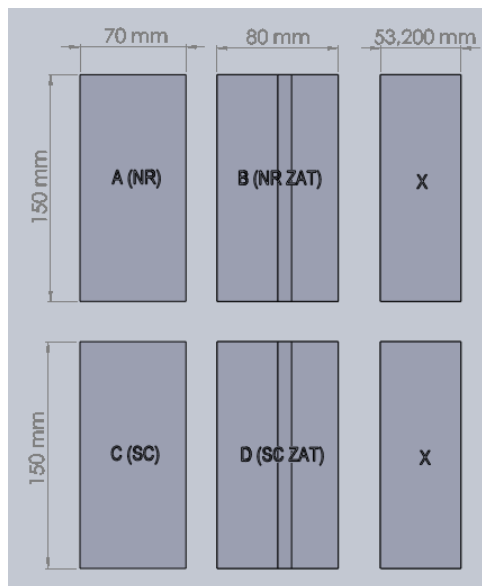


Fuente: autores

4.4 DESIGNACIÓN

Una vez realizada la junta soldada la placa es cortada en 6 partes como se muestra en la figura 11, con el fin de establecer a cuales se les realizará los tratamientos térmicos y a su vez darles una designación.

Figura 11. Designación Placa Soldada



Fuente: autores

Los cortes se realizaron en el laboratorio de metalografía perteneciente a la escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales de la Universidad Industrial de Santander, por el equipo de corte de acero Metal Band Saw modelo BS-712N.

Figura 12. Equipo para corte de acero, Metal Band Saw



Fuente: Autores

La designación dada, hace referencia al tratamiento térmico recibido tanto para la parte soldada como para el metal base.

Tabla 4. Designación cortes realizados

Designación	Estado
A	NR
B	NRZAT
C	SC
D	SCZAT

NR= Normalizado –Revenido
NRZAT= Normalizado -Revenido Soldada,
SC= Step Cooling
SCZAT= Step Cooling soldada
X= Placas no utilizadas

Fuente: Autores

En las siguientes secciones, al hablar de cada condición que se tienen del acero 2 ¼ Cr - 1 Mo, se utilizara la designación establecida en esta sección.

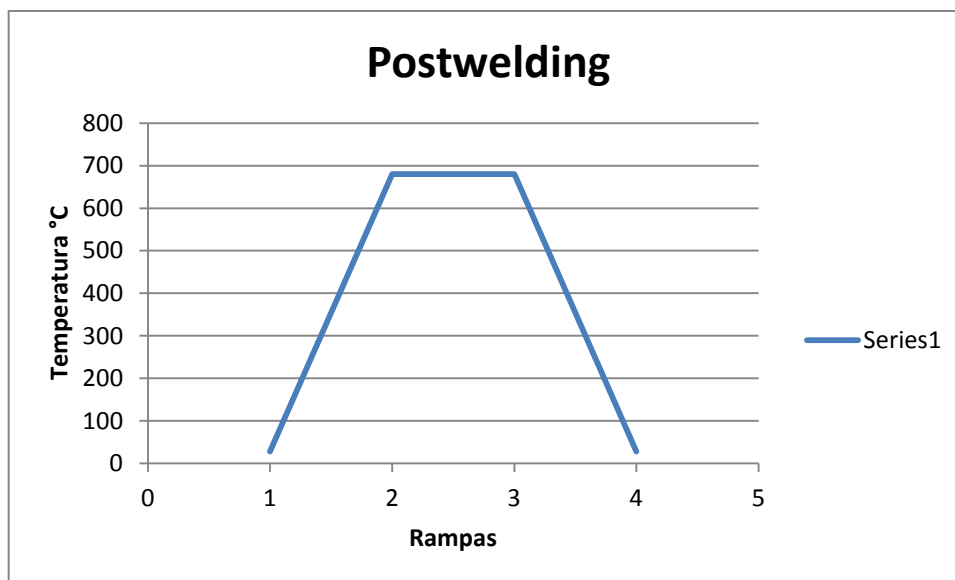
4.5 TRATAMIENTOS TÉRMICOS

4.5.1 Step Cooling. La fragilización por revenido artificial se realizó a las placas C y D, mediante el tratamiento de Step Cooling, llevado a cabo en la mufla del laboratorio del Grupo de investigación en Corrosión (GIC) de la Universidad Industrial de Santander sede Guatiguará.

El tratamiento de Step Cooling, consistió en un calentamiento brusco a 593°C, seguido de una serie de sostenimientos y enfriamientos a tiempos y ratas establecidas, para un total de 233 horas. Ver Figura 6. Esto con el fin de simular tiempo en servicio del material objeto de estudio, tanto en el acero en condición de entrega, acero 2 ¼ Cr- 1Mo Normalizado- Revenido como para el soldado que presenta la zona Afectada Térmicamente (ZAT), para poder comparar y establecer diferencia y/o similitudes en la microestructura y tenacidad de nuestro acero.

4.5.2 Postwelding (PWHT). El tratamiento se realizó a las placas con soldadura B y D, en la mufla del laboratorio del GIC ubicado en la sede de investigación de la universidad industrial de Santander Guatiguará. La curva que describe el PWHT realizados se observa en la figura 13.

Figura 13. Curva de PWHT realizado



Fuente: Autores

Tabla 5. Rampas PWHT

Rampas	RangoTemp (°C)	Diferencia Temp (°C)	Tiempo (h)	Velocidad (°C/h)
1-2	28-680	652	12	51,37
2-3	680	0	0.45	0
3-4	680-28	652	12	51,37

Fuente: Autores

4.6 ANÁLISIS METALOGRÁFICO

4.6.1 Microscopia óptica. Cuatro muestras tomadas de cada una de las placas (A,B,C y D) fueron sometidas a preparación metalográfica bajo norma ASTM E3, consistiendo de una secuencia de lijas hasta granulometría 600 y posterior pulido en paño fino y grueso con alúmina 3μ y 0.5μ respectivamente. El revelado de la microestructura fue realizado a través de ataque químico con inmersión en una solución de Nital 2% [16], utilizándose un tiempo de 40 segundos aproximadamente para las muestras A y C y de 20 segundos para B y D.

Las diferentes microestructuras fueron observadas en el microscopio óptico marca OLYMPUS, a 50X, 100X, 200X, 500X, 1000X, 1200X, 1500X y 2000X.

- **Determinación del tamaño de grano medio.** El análisis del tamaño de grano se realizó a partir de las micrografías obtenidas en sección anterior según norma ASTM E-112, utilizando el método de comparación [18].

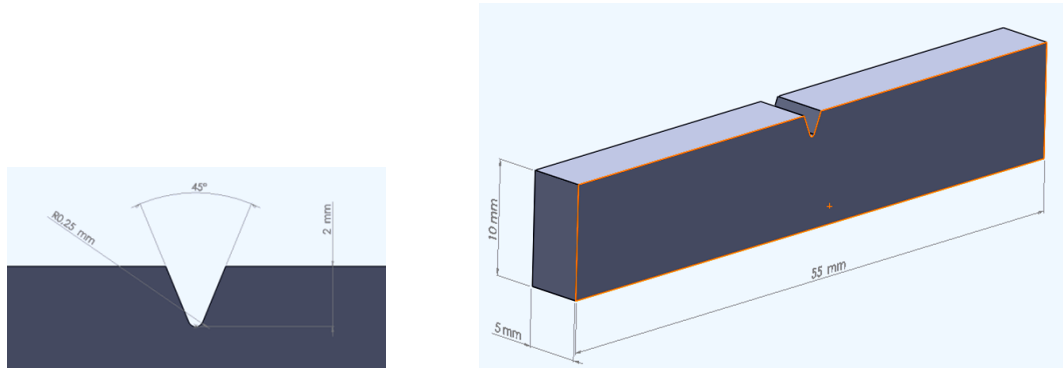
4.6.2 Análisis Fractográfico. La apariencia macroestructural de las superficies de las probetas fracturadas por el ensayo de impacto de los diferentes estados A, B, C y D se analizaron con lupa marca OLYMPUS.

4.7 ENSAYOS MECÁNICOS

4.7.1 Ensayo de Impacto. El ensayo de impacto Charpy se llevó a cabo en el péndulo de impacto del laboratorio de Caracterización de Materiales de la Escuela de Ingeniería Civil, ubicado en el edificio Álvaro Beltrán Pinzón de la Universidad Industrial de Santander.

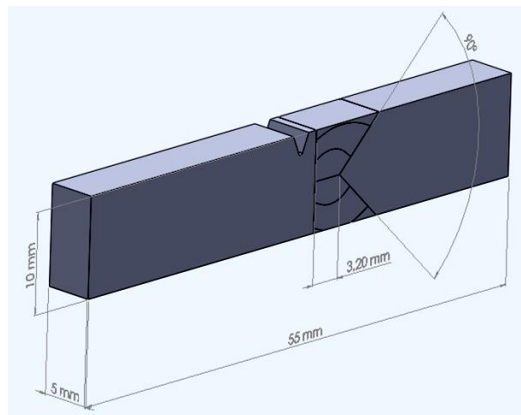
Las placas en condición de entrega (normalizado - revenido) y envejecida artificialmente, del metal base 2 ¼ Cr- 1Mo y de la Zona Afectada Térmicamente (ZAT), fueron mecanizadas según las especificaciones indicadas por la norma ASTM E23, para placas de acero [2]. Debido al espesor de la placa disponible se optó por el tamaño sub-zise de dimensiones 55 mm de largo x10 mm ancho x 5 mm de espesor. Figura 14.

Figura 14. Especificaciones Especímenes Charpy para prueba de impacto



Fuente: Autores

Figura 15. Ubicación entalla especímenes con soldadura



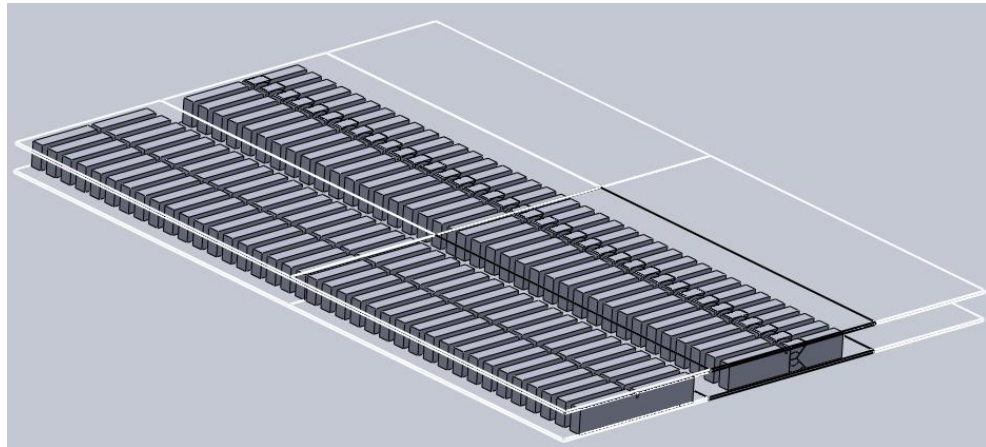
Fuente: Autores

En los especímenes B y D que presenta Zona afectada térmicamente ZAT, la entalla se ubicó al lado del cordón de soldadura, con el fin tomar la zona de grano basto de la ZAT.

Por conveniencia se escogió la orientación Y-Z, donde el eje Y es la dirección normal a los ejes X y Z, corresponde a la dirección transversal y Z, que coincide con la dirección de la fuerza de trabajo principal, generalmente se refiere a la dirección de corte transversal [2], con el fin de obtener el mayor número de

probetas, la selección de la orientación es favorable puesto que se encuentra perpendicular a la dirección de laminación

Figura 16. Ubicación de los especímenes según condición del Acero 2 ¼ Cr – 1Mo



Fuente: Autores

La prueba se efectuó bajo los lineamientos de la norma ASTM E23 y A370, en donde se indica el procedimiento para obtener la curva transición dúctil - frágil a las temperaturas relevantes para nuestro estudio.

Tabla. 6 Temperaturas utilizadas en el ensayo charpy según condición del material y condición de servicio.

Placa	# Probetas Charpy	Temperatura (°C)									
A	30	23	0	-3	-20	-30	-50	-60	-70	-75	-85
B	18	23	0		-30	-50	-65	-75		-85	
C	30	23	0	-3	-20	-25	-28	-30	-35	-50	-60
D	18	23	0	-3	-20	-30			-50		-60

Fuente: Autores

5. RESULTADOS

5.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA

5.1.1 Metal base

Tabla 7. Composición química del acero 2 ¼ Cr – 1 Mo

Elemento	COMPOSICIÓN		
	ASTM A 387 Grd 22 (2 1/4 Cr- 1 Mo)	Condición nueva	
Elementos principales	C	0,05-0,15	0.160
	Si	0,50 max.	0.299
	Mn	0,30-0,60	0.486
	S	0.025 max.	0,005
	P	0.025 max.	0.023
	Ni	2-2.50	0.048
	Cr	2,00- 2,50	2,328
	Mo	0,90-1,10	1.000
Elementos Residuales	Al		0.040
	Cu		0.057
	Pb		0.007
	Sn		0.005
	Ti		0.002
	V		0.001
	Sb		0.012
	Ca		0.001
Zr		0.000	

Fuente Autores

5.1.2 Metal de aporte. El electrodo utilizado AWS E 9018-G presenta la composición química indicada en la tabla 8. Esta difiere con la composición del electrodo AWS E 9018-B3 tabla 9, que recomienda la AWS para la soldadura de Aceros 2 ¼ Cr – 1 Mo, éste último tiene similar composición química a la del metal base a soldar.

Tabla 8. Composición Química Electrodo AWS E9018-B3

Composición Química Electrodo AWS E9018-B3			
C	0.05-0.12% máx.	Mn	0.90% máx.
Si	0.80% máx.	S	0.04% máx.
Mo	0.90%-1.20% máx.	P	0.03% máx.
Cr	2.00 -2.50%		

Tabla 9. Composición Química Electrodo AWS E9018-G

Composición Química Electrodo AWS E9018-G			
C	0.08% máx.	Mn	0.90 -1.25% máx.
Si	0.60% máx.	S	0.03% máx.
Mo	0.10 - 0.30% máx.	P	0.03% máx.
Ni	1.70 - 2.30%		0.05% máx.

Fuente: Catalogo Westarco

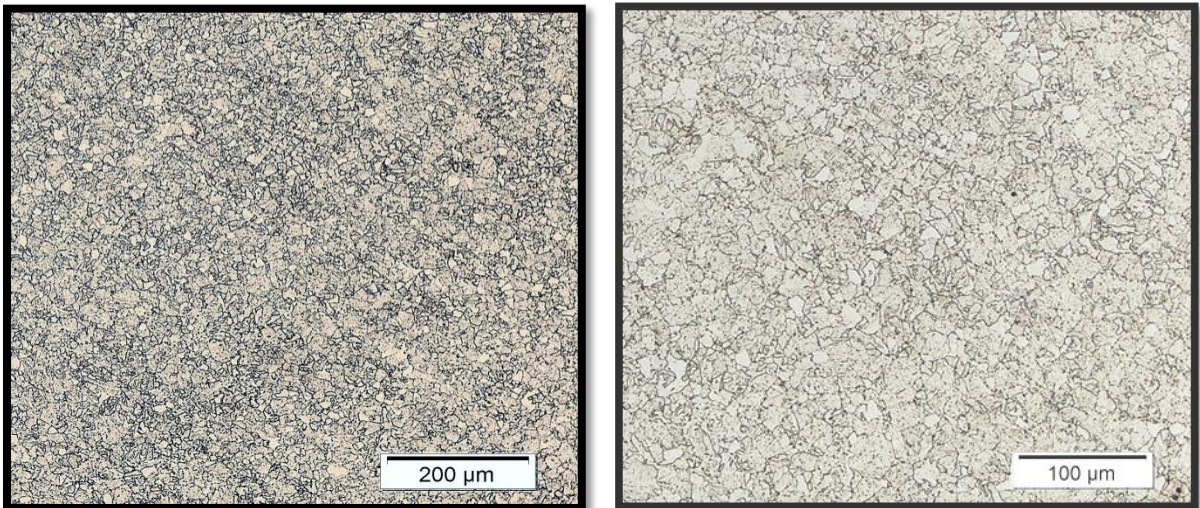
5.2 ANÁLISIS METALOGRÁFICO

5.2.1 Microscopia Óptica. En las Figuras 17- 20, se presenta la microestructura metalográfica del acero 2 ¼ Cr 1 Mo en condición nueva y envejecida artificialmente con y sin soldadura.

Las micrografías mostradas en las figuras 19 y 20 fueron tomadas en la Zona Afectada Térmicamente ZAT. La región oscurecida del lado izquierdo de la

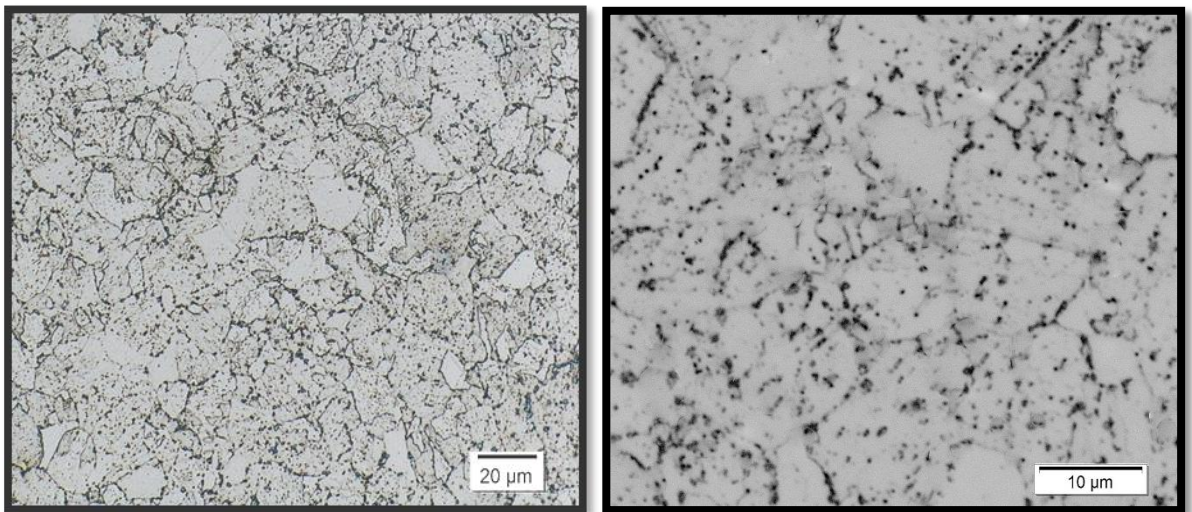
micrografía muestra parte de la microestructura presente en el cordón de soldadura, el cual no se analizara por motivos expuestos anteriormente.

Figura 17. Microscopía Óptica del Acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición de entrega (Normalizado y revenido), sin soldadura. Ataque Nital 2%



(a) 100 x

(b) 200 x



(c) 500 x

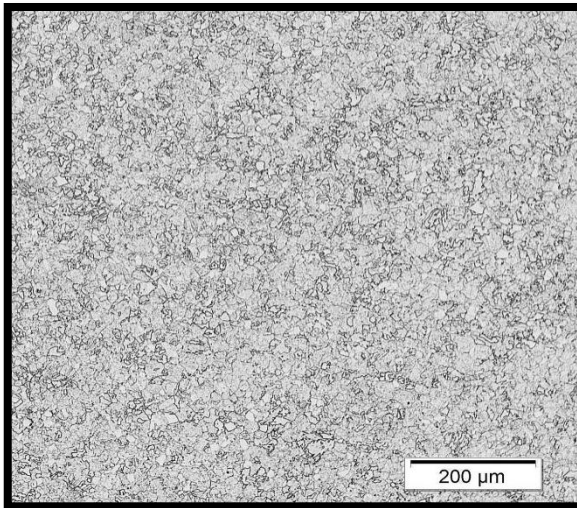
(d) 2000 x

Fuente: Autores

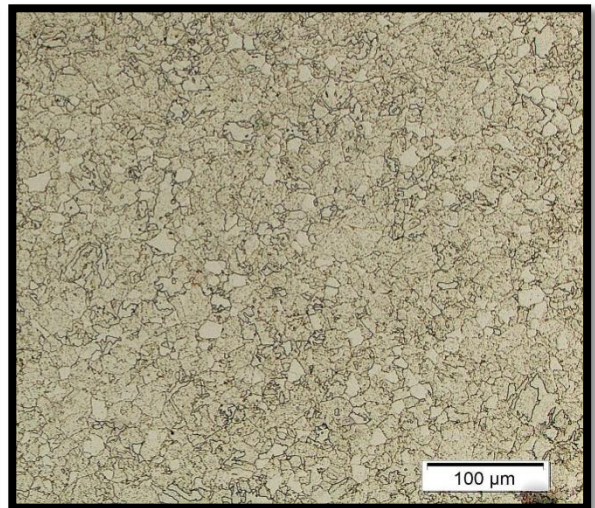
Presenta Matriz Bainítica, con granos de ferrita y precipitados en el límite de grano

- Acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición envejecido artificialmente, sin soldadura

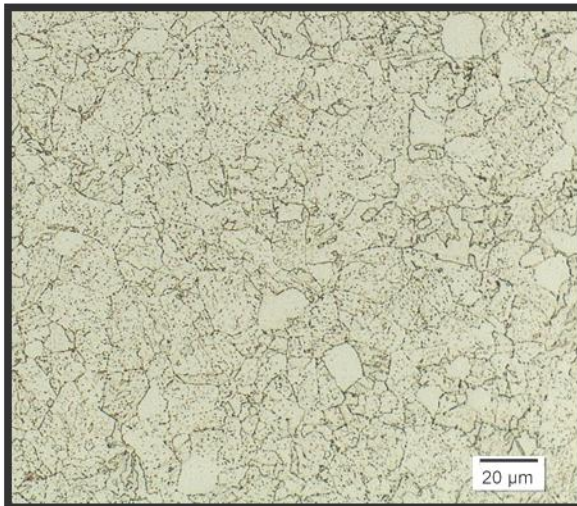
Figura 18. Microscopia Óptica del Acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición envejecida artificialmente, sin soldadura. Ataque Nital 2%



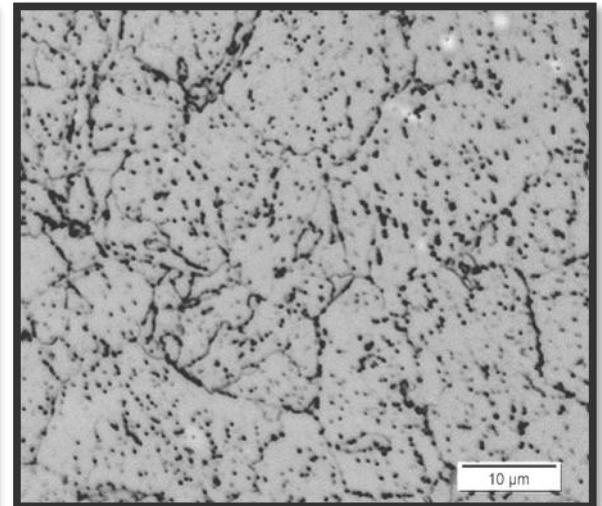
(a) 100 x



(b) 200 x



(c) 500 x

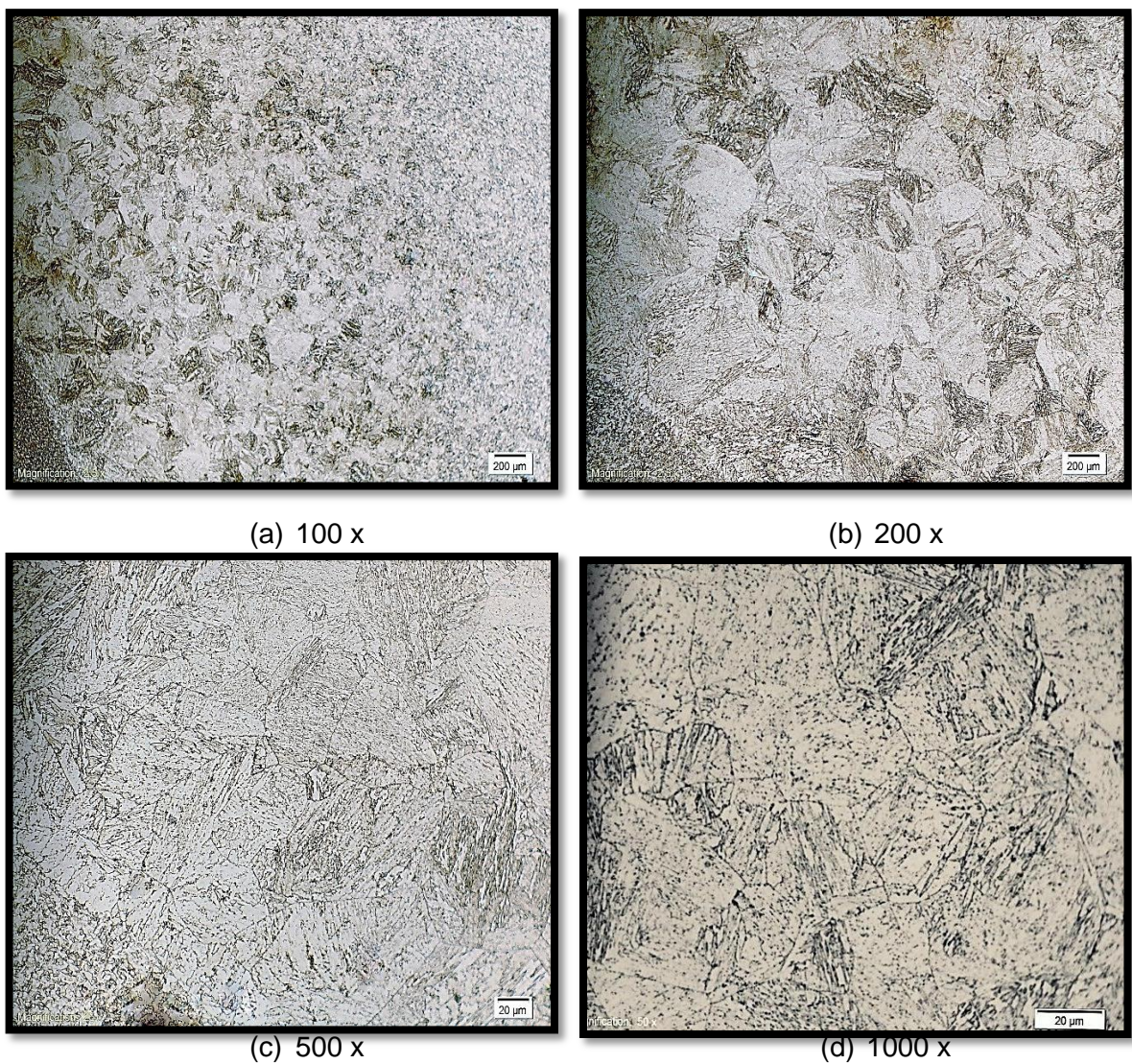


(d) 2000 x

La matriz bainítica presenta degradación con precipitación de carburos en el interior del grano ferrítico y coalescencia en el límite de grano.

- Acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición de entrega Normalizado- Revenido, con soldadura.

Figura 19. Microscopía Óptica del Acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición de entrega (Normalizado y revenido), con soldadura. Ataque Nital 2



Fuente: Autores

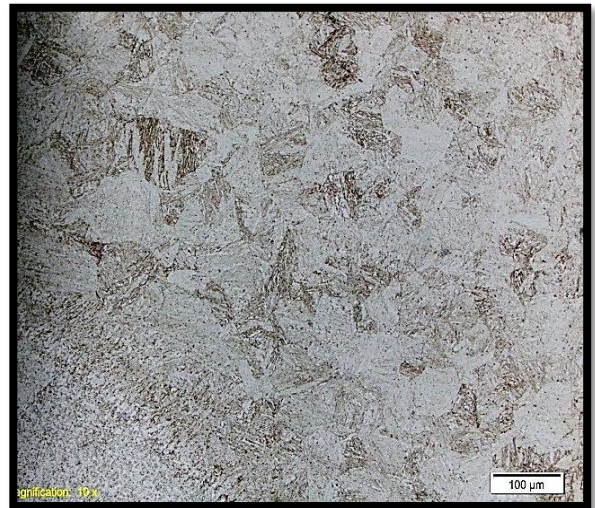
Bainita en forma de placas, en presencia de ferrita acicular

- Acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición de entrega Normalizado- Revenido, con soldadura

Figura 20. Microscopia Óptica del Acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición envejecido artificialmente con soldadura. Ataque Nital 2



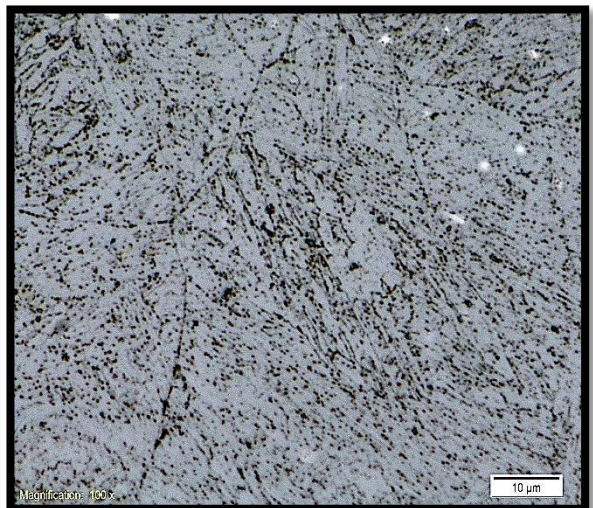
(a) 100 x



(b) 200 x



(c) 500 x



(d) 2000 x

La matriz bainítica se desdobra quedando ferrita acicular con precipitados tanto en el interior del grano austenítico como en su límite de grano.

- **Determinación Del Tamaño De Grano**

La tabla presenta los valores medidos de tamaño de grano para el acero 2 ¼ Cr- 1 Mo, en sus diferentes estados [18]

Tabla 10. Tamaño de grano promedio del acero 2 ¼ - 1 Mo en condición de entrega y envejecido artificialmente con y sin soldadura.

Muestra	A (NR)	C (ST)	B (CGZAT NR)	D (CGZAT ST)
Tamaño Ferrítico	8	8	6	6

Fuente: autores

5.3 ENSAYOS MECÁNICOS

5.3.1 Ensayo de Impacto. Para evaluar la tenacidad del Acero 2 ¼ Cr 1Mo en forma de chapa, de acuerdo a la norma ASTM E23 y A370, se trazó la curva de transición dúctil-frágil a los especímenes A, B, C y D. Las tablas 11- 13, permiten visualizar los valores de CVN (Charpy V-Notch Impact Value) obtenidos para cada espécimen a una temperatura dada.

Tabla 11. Datos Obtenidos de energía de impacto, Especímenes A.

Temperatura		Energía de impacto (kg-m)	Energía de impacto sin fricción(kg-m)	Energía de impacto sin fricción (j)
°C	K			
-85	188	4,25	4	39,23
-75	198	7,25	7	68,65
-70	203	8,75	8,5	83,36

Temperatura		Energía de impacto (kg-m)	Energía de impacto sin fricción(kg-m)	Energía de impacto sin fricción (j)
°C	K			
-60	213	9	8,75	85,81
-50	223	9,5	9,25	90,71
-30	243	10	9,75	95,61
-20	253	9,63	9,38	91,94
-3	270	10,38	10,13	99,29
0	273	10,38	10,13	99,29
23	296	10,25	10	98,07

Fuente: Autores

Tabla 12. Datos Obtenidos de energía de impacto, Especímenes B.

Temperatura		Energía de impacto (kg-m)	Energía de impacto sin fricción(kg-m)	Energía de impacto sin fricción (j)
°C	K			
-85	188	3,5	3,25	31,87
-75	198	4,5	4,25	41,68
-65	208	7	6,75	66,19
-50	223	8	7,75	76,00
-30	243	8	7,75	76,00
0	273	9	8,75	85,81
23	296	9,75	9,5	93,16

Fuente: Autores

Tabla 13. Datos Obtenidos de energía de impacto, Especímenes C.

Temperatura		Energía de impacto (kg-m)	Energía de impacto sin fricción(kg-m)	Energía de impacto sin fricción (j)
°C	K			
-60	4,75	4,75	4,5	44,13
-50	5,5	5,5	5,25	51,48
-35	6	6	5,75	56,39
-30	6,62	6,62	6,37	62,47

Temperatura		Energía de impacto (kg-m)	Energía de impacto sin fricción(kg-m)	Energía de impacto sin fricción (j)
°C	K			
-28	6,75	6,75	6,5	63,74
-25	10	10	9,75	95,61
-20	9,25	9,25	9	88,26
-3	10,25	10,25	10	98,07
0	10,375	10,375	10,13	99,29
23	10,25	10,25	10	98,07

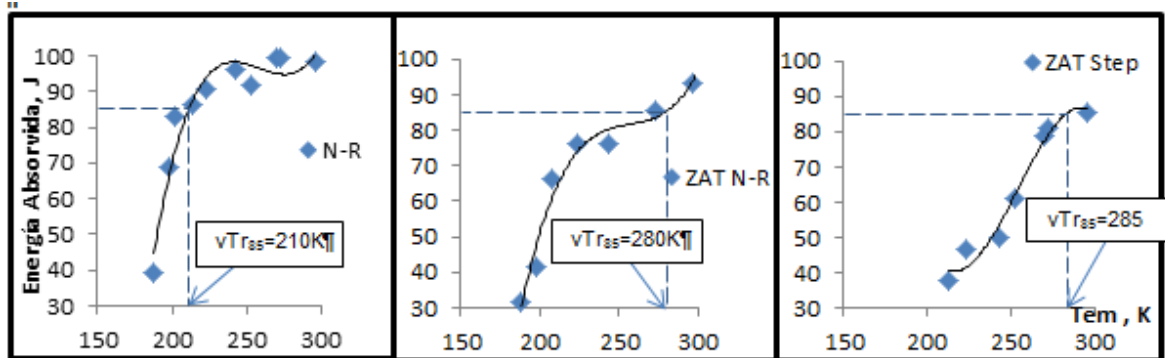
Fuente: Autores

Tabla 14. Datos Obtenidos de energía de impacto, Especímenes D.

Temperatura		Energía de impacto (kg-m)	Energía de impacto sin fricción(kg-m)	Energía de impacto sin fricción (j)
°C	K			
-60	213	4,125	3,875	37,98
-50	223	5	4,75	46,55
-30	243	5,375	5,125	50,23
-20	253	6,5	6,25	61,25
-3	270	8,25	8	78,40
0	273	8,5	8,25	80,85
23	296	9	8,75	85,75

Fuente: Autores

Figura 21. Curva de Transición Ductil-Fragil del metal base (Especímenes A) (a), ZAT (Especímenes B) (b) y ZAT Envejecida Artificialmente (Especímen D) (c)



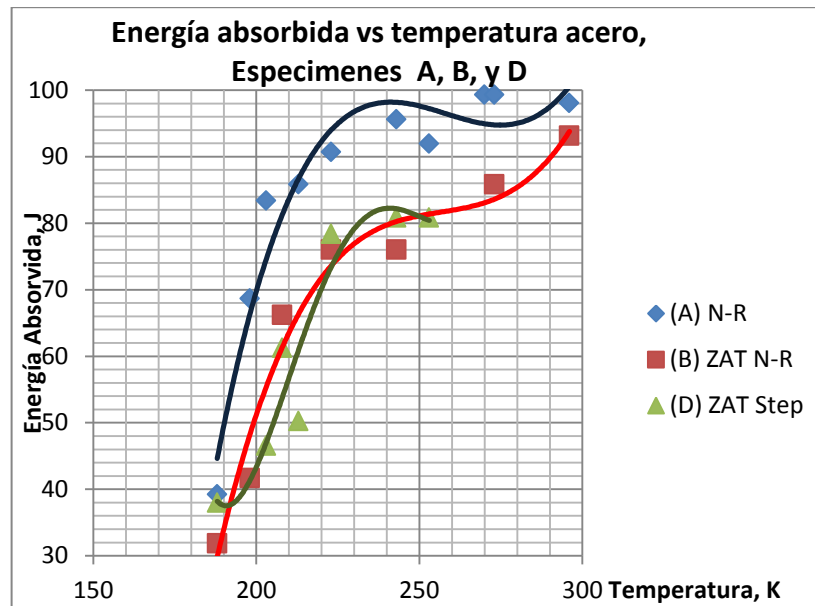
Fuente: Autores

Para la selección de la temperatura de transición existen 3 métodos los cuales evalúan el grado de fragilidad (o su ausencia) a cada temperatura de ensayo:

1. A partir de la energía requerida para producir la fractura.
2. De la aparición de fractura, es decir las cantidades relativas de cizallamiento y clivaje.
3. Y de la ductilidad medida como la contracción lateral en la parte interna de la entalla.

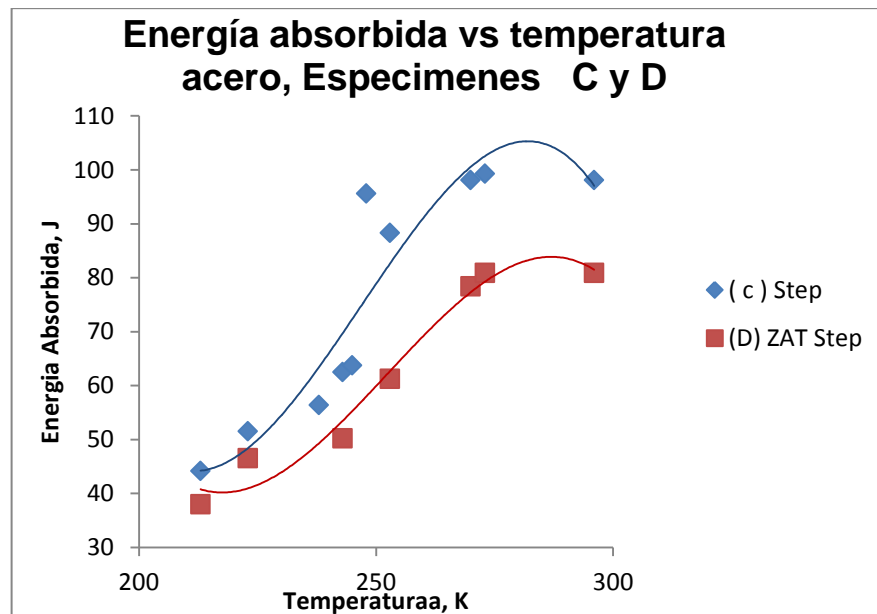
Basado en esto, los valores de temperatura de transición se conoce como la energía de transición, la aparición de fractura, o una transición de fractura y la transición de ductilidad, respectivamente [10]. Debido al tipo de espécimen se optó por el primer método de temperatura de transición. La energía absorbida promedio del acero 2 ¼ Cr -1Mo en estado de entrega, obtuvo un valor del 85 J.

Figura 22. Comparación Curva de transición Ductil-Fragil, Especímenes A, B y D.



Fuente autores

Figura 23. Comparación Curva de transición Metal base y ZAT envejecidos Artificialmente (Especímenes C y D)



Fuente: Autores

6. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS

6.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA

6.1.1 Metal Base. Los valores indicados en la tabla 7 encontrados por análisis químico, muestra que la composición química de los elementos encontrados en la muestra de acero 2 ¼ Cr- 1Mo, se encuentran dentro de los límites establecidos por la norma ASTM A 387 / A 387 M-99 para materiales de grado 22, Clase 2. Al Comparar, no se encuentran discrepancias. En la norma no se especifican elementos residuales.

6.1.2 Metal de aporte. La diferencia observada en composición química entre los electrodos AWS E 9018 B3 (norma) y el utilizado E 9018-G no es de suma importancia en nuestro estudio, puesto que el cordón de soldadura obtenido no será objeto de investigación. Al soldar la pieza se busca producir la Zona Afectada Térmicamente. Sin embargo dentro del EPS se compensó parámetros como la energía de entrada y voltaje entre otras, para simular la ZAT que se produciría al emplear el electrodo contemplado en la norma.

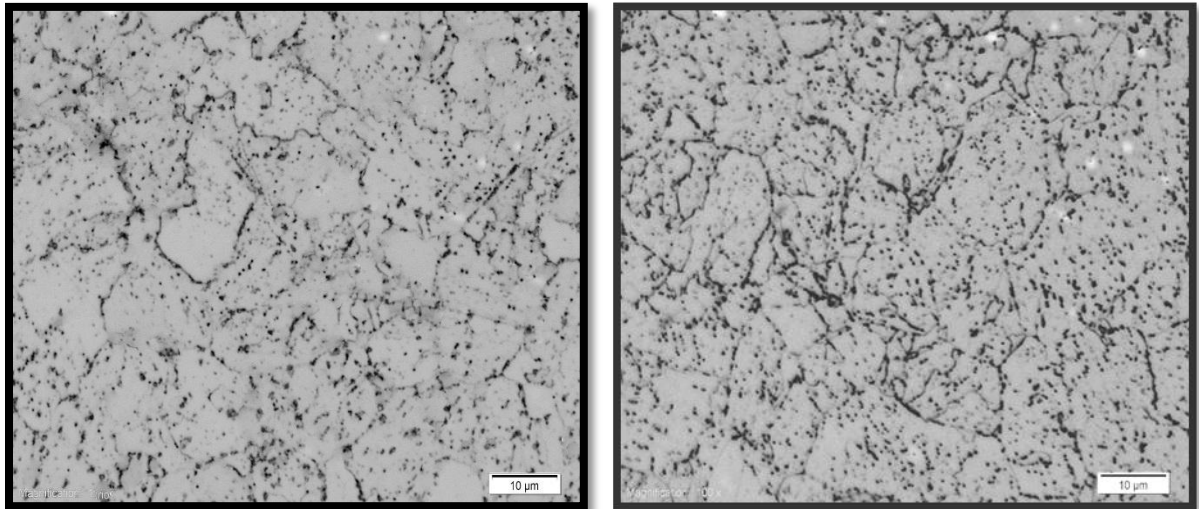
6.2 ANÁLISIS METALOGRÁFICO

En condición de entrega Normalizado- Revenido, se observan granos de ferrita masiva en una matriz bainitica con algunos carburos finamente dispersos tanto al interior como en los bordes de grano ferrítico. Se presume que estos son de tipo M_2C y M_7C_3 , donde M es esencialmente molibdeno. Normalmente los precipitados

de tipo M_2C , carburos pequeños y más claros, aparecen en gran cantidad dentro de los granos en forma de bastones [8].

En condición envejecida artificialmente se observa una degradación de la matriz bainítica y la predominancia de carburos dispersos homogéneamente en el interior y límite de grano. Con respecto a lo encontrado en condición de entrega, se observa un tamaño de grano constante y un aumento en la precipitación de carburos, con presencia de aglomerados en los límites de grano -indicativo de coalescencia-, ver figura 24. Se presume que estos carburos son de tipo $M_{23}C_6$ o de tipo M_7C_3 , que por lo general se presentan aglomerados y con coloración más clara [8].

Figura 24. Comparación de las Micrografías Ópticas del Acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición de entrega (Normalizada-Revenida) y envejecida Artificialmente, sin soldadura. Ataque Nital 2%



Normalizado-Revenido
2000 x

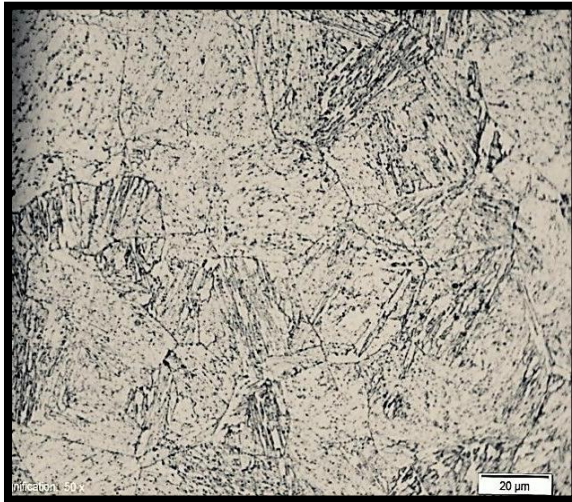
StepCooling
2000 x

Fuente: Autores

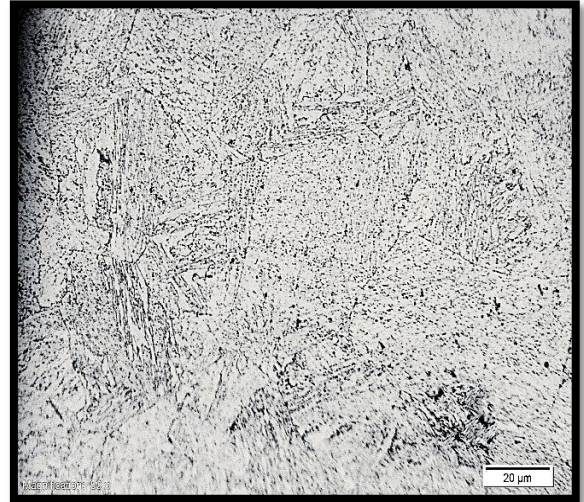
En condición de entrega Normalizado-Revenido con soldadura (figura 19), se aprecia claramente la presencia de una zona afectada térmicamente con una variación en su tamaño de grano, comportamiento característico de la zona. Teniendo en cuenta que la soldadura se produjo por múltiples pasadas, se logra diferenciar dos de las tres zonas principales de la ZAT, esto se lo atribuimos al pequeño espesor de la placa que genera un lento enfriamiento, obteniéndose una zona amplia de grano basto (CGZAT) adyacente a la línea de fusión. Una matriz totalmente bainítica en forma de placas, con pequeñas regiones de ferritas acicular, y precipitados en el límite de grano grueso (carburos globulares) del tipo M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C y M_2C son encontrados en esta zona [9], atribuidas al calentamiento por encima de la temperatura de austenización y al enfriamiento presentado en la soldadura de múltiples pases, el cual en base al diagrama de enfriamiento continuo CCT del acero 2 ¼ Cr-1Mo-figura 1- logra cortar la nariz de transformación de la ferrita, alcanzándose a cristalizar.

Una vez la placa fue sometida al envejecimiento artificial, la matriz bainítica al calentarse empieza a liberar el poco carbono que contiene combinándose con los elementos de aleación Cr y Mo, los cuales se precipitan en forma de carburo, razón por la cual donde se encontraba una estructura bainítica en forma de placas se desdobra, quedando ferrita acicular, con carburos precipitados. Ver figura 25.

Figura 25. Comparación de las Micrografías Ópticas del Acero 2 ¼ Cr-1Mo en condición de entrega (Normalizada-Revenida) y envejecida Artificialmente, con soldadura. Ataque Nital 2%



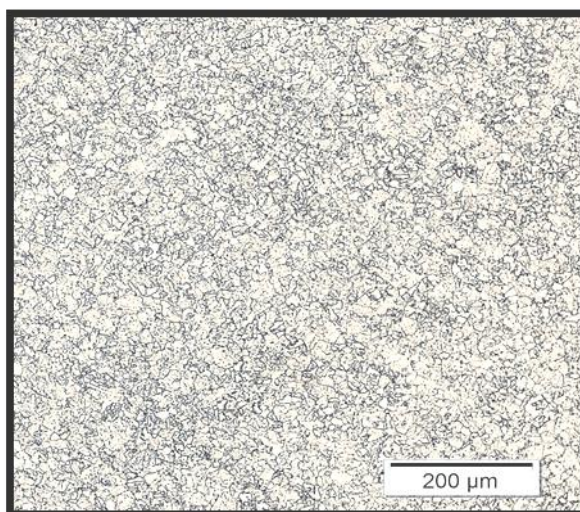
ZAT Normalizada- Revenida 1000 x



ZAT StepCooling 1000 x

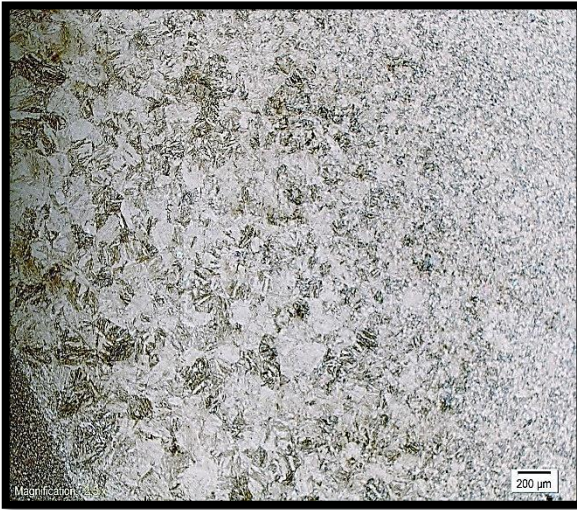
- Tamaño de Grano

Figura 26. Comparación del tamaño de grano del acero 2 ¼ Cr – 1Mo en condición de entrega y envejecido artificialmente con soldadura.



Durante la soldadura se generó un cambio brusco en el tamaño de grano, pasa de ASTM # 8 a ASTM # 6 en la zona de grano basto de la ZAT, este cambio genera una reducción de la superficie del límite del grano reduciendo la energía del material y por consiguiente la tenacidad del mismo.

Condición de entrega Normalizado-Revenido



ZAT Normalizada-Revenida



ZAT Envejecida Artificialmente

6.3 ENSAYO DE IMPACTO

Al observar las tablas de resultados de los diferentes especímenes A, B, C y D, se aprecia claramente una disminución en la energía absorbida por el acero 2 ¼ Cr- 1Mo en sus diferentes condiciones a una misma temperatura, como era de esperarse, razón por la cual la curva de transición dúctil-frágil se desplaza hacia la derecha y su temperatura de transición aumenta, evento que se representa gráficamente en la figura 21.

Las energías absorbidas (tabla 12) por del el acero 2 ¼ Cr- 1 Mo en condición soldada, específicamente de la zona afectada térmicamente (especímenes B), evidencian una significativa reducción en comparación a las energías absorbidas por el acero en condición de entrega (especímenes A tabla 11), tal reducción se observa gráficamente en la figura 21. (a-b), donde el rango de transición correspondientes al 50 % de la transición ductil-frágil, es decir a 85 J ocurre a una

temperatura de transición mayor (280K; 7°C) que los especímenes A (210K;-63°C), este cambio es generado principalmente por el cambio de microestructura que presenta la zona afectada térmicamente.

Ahora bien, después del envejecimiento artificial al que fue sometido con el fin de simular tiempo al servicio aproximadamente de 10 años, la energía absorbida por el acero es aún menor a los dos especímenes anteriores(A y B), como se puede ver en la tabla 14 y gráficamente en las figuras 21 (c), para este espécimen la temperatura de transición ductil-fragil, aumenta a 285 K 12°C, no por el tamaño de grano, puesto que es el mismo del espécimen B tabla 10, si nó por el desdoblamiento de las placas bainíticas anteriormente formadas y más aún por la presencia en mayor porcentaje de una matriz ferrítica acicular, la cual comparada con las microestructuras obtenidas previamente(bainita-ferrita) posee pobres propiedades mecánicas a altas temperaturas. Algunos carburos se muestran coalescidos, generando un cambio de mecanismo, de ductil a frágil.

La figura 23. Muestra el principal objeto del estudio de esta zona afectada térmicamente, el cual tiene un mismo material acero 2 ¼ Cr- 1Mo soldado (especímenes D) en condición envejecida artificialmente (Especímenes C), Esto con el fin de establecer condiciones reales a las que trabaja este tipo de acero. En este orden de ideas, se tiene una región ZAT producida por la soldadura durante el proceso de fabricación de reactores HCT y el metal base que conforma el cuerpo del reactor HCT.

Analizando las gráficas se observan menores energías absorbidas a una misma temperatura en la ZAT, debido a la mezcla de varios factores el primero y de mayor importancia, al cambio microestructural presentado ya que la matriz bainítica se desdobla obteniéndose ferrita acicular con carburos precipitados en el

interior de grano y coalescencia en el límite de grano, y cambio brusco del tamaño de grano.

6.4 ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO

El cuadro comparativo, muestra las micrografías de las superficies de fractura en tenacidad tipo charpy del acero 2 ¼ Cr -1Mo en condición de entrega y envejecidos artificialmente del metal base y la zona afectada térmicamente.

Se tomó para cada espécimen un valor superior y uno inferior de su respectiva temperatura de transición, observada gráficamente -Figura 23- mediante la reducción de energía absorbida por el acero debido a la disminución de temperatura, este cambio de energía va acompañado de un cambio en su modo de fractura de fibroso a cristalino y del mecanismo por el cual se genera la fractura por corte o por clivaje.

El cambio en el modo de fractura de Dúctil a Frágil en el acero en condición de entrega (Espécimen A) ocurre entre -60 y -70°C, en el soldado ZAT (especímenes B) entre 0 y 7°C. En condición envejecida sin soldadura el cambio se presenta entre -30 y -20°C y con soldadura ZAT (Espécimen D) entre 0 y 12°C.

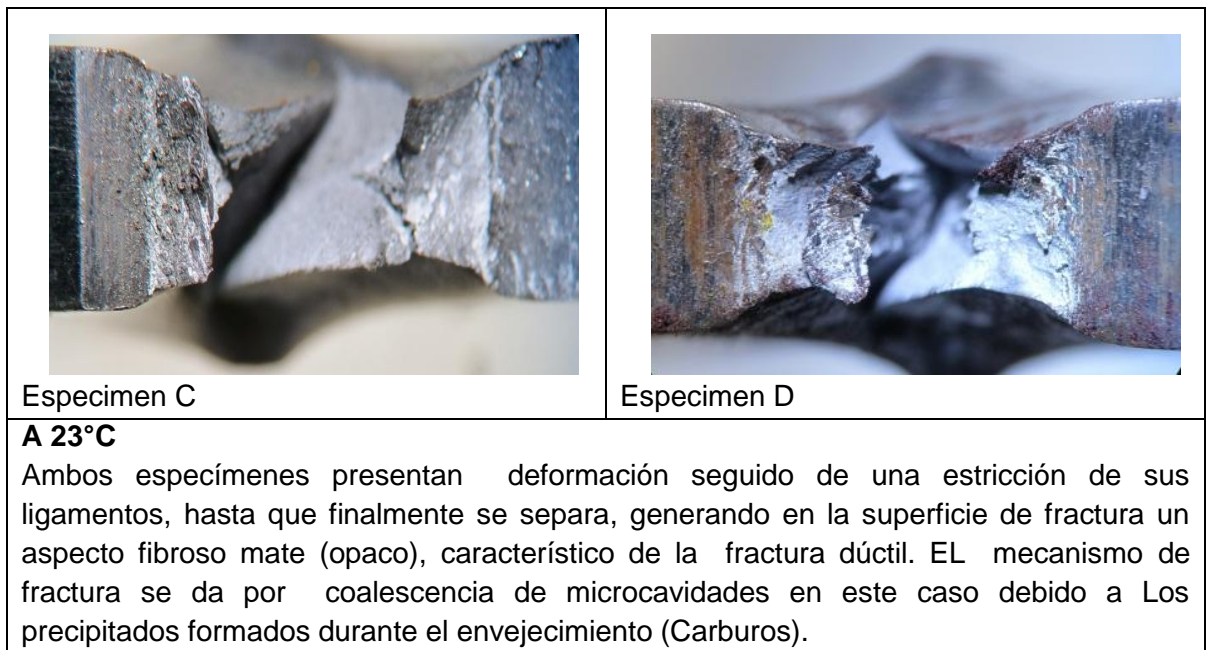
Figura 27. Cuadro comparativo de las Fracturas a una misma temperatura del acero 2 ¼ Cr – 1Mo en los especímenes A, B y D.

 <p style="text-align: center;">Espécimen A</p>	 <p style="text-align: center;">Espécimen B</p>	 <p style="text-align: center;">Espécimen D</p>
<p>23°C</p> <p>Los tres especímenes rompen de manera dúctil, ya que se puede observar una fractura totalmente fibrosa, razón por la cual el material absorbe más energía. El espécimen D presenta mayor deformación y un corte cercano al 100%</p>		
		
<p>-20°C</p> <p>Al disminuir la temperatura los especímenes B y D, cambian totalmente el mecanismo de fractura pasando de dúctil a frágil, donde se evidencia huecos y hendiduras en la parte plana de la fractura y cerca de la entalla se observa su inicio, característica del corte de mecanismo frágil. Los especímenes B y D se ensayaron por debajo de su temperatura de transición 7 y 12 °C respectivamente. Respecto al espécimen A se observa una fractura fibrosa, con un corte casi del 100%, por lo que rompe de una manera dúctil. Presentándose una transición de la fractura,</p>		
<p>70°C</p> 	<p>El espécimen A ensayado a 70°C absorbe menor energía a la de su temperatura de transición (-63°C) razón por la cual su mecanismo de fractura cambia de modo fibroso a cristalino. Se observa tanto en la parte central, como en la región plana, una fractura frágil, sin hendiduras. Cerca de la entalla se registra el inicio de la fractura.</p>	

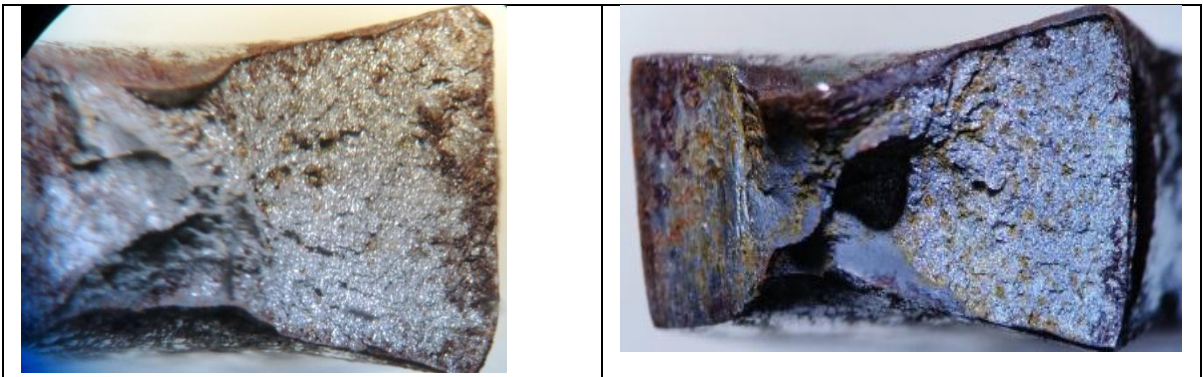
Fuente: Autores

La diferencia en el modo de fractura de los especímenes C y D se encuentra en la temperatura a la cual ocurre la transición dúctil-frágil, siendo para D a 12°C y para C-21°C, debido principalmente al desdoblamiento de la matriz y la precipitación en mayor porcentaje y de mayor tamaño de carburos en la ZAT. Otro factor a tener en cuenta es el cambio brusco de tamaño de grano de un espécimen a otro, generando que falle el material en esta zona afectada térmicamente de grano basto, antes que pueda fallar en el metal base (Especimen D).

Figura 28. Cuadro comparativo de las Fracturas a una misma temperatura del acero 2 ¼ Cr – 1Mo en los especímenes C y D.



Fuente: Autores



A -20°C

Nuevamente ambos especímenes se fracturan de igual forma, pero ahora de modo frágil, se observa claramente una superficie de fractura plana cristalina, generada por los carburos por ser partículas sumamente frágiles, cerca de la entalla se observa el inicio de la fractura

Fuente: Autores

7. CONCLUSIONES

- El cambio microestructural obtenido en el acero 2 ¼ Cr- 1 Mo por el tratamiento térmico de stepcooling de 233 horas, muestra características propias del material en condición de servicio, descritas en estudios anteriores, referencias [9] y [15].
- La zona afectada térmicamente generada por el proceso de soldadura SMAW con electrodo AWS E9018-G, bajo los requerimientos de la norma ASME XIII sección 2, presentó la microestructura esperada indicada por la literatura.
- El valor de la temperatura de transición indicó el cambio de microestructura presente, en los especímenes ensayados, este valor corresponde al 50% de corte de la superficie de fractura, en las probetas charpy.
- Las fracturas del acero 2 ¼ Cr- 1 Mo, en las diferentes condiciones, de entrega (normalizado-Revenido), envejecido artificialmente con y sin soldadura (especímenes A, B, C y D), presentan comportamiento dúctil –frágil con la disminución de la temperatura, cambiando su aspecto superficial de fibroso a cristalino.
- La zona térmicamente afectada envejecida artificialmente presenta una disminución en la tenacidad debido al cambio microestructural como consecuencia a las condiciones de soldadura y del tratamiento térmico de step cooling, pasando de una microestructura bainítica en forma de placas con ferrita acicular a una matriz totalmente ferrítica acicular con precipitación de carburos tanto en el límite de grano como en su interior.

- De acuerdo a los valores de temperatura de transición dúctil-frágil, la zona térmicamente afectada envejecida artificialmente (espécimen D), es más susceptible al fenómeno de fragilización por revenido que sufren estos acero 2¼ Cr 1-Mo, ya que su temperatura de transición (12 °C) puede fácilmente ser alcanzada, durante una parada en servicio, comprometiendo severamente la integridad estructural del componente y su vida residual.

BIBLIOGRAFIA

- [1] AMERICAN SOCIETY FOR METALS HANDBOOK. Properties and Selection of Iron, Steels and High Performance Alloys. Ed digital PDF. United States of America: ASM Vol1. Pages 943-960
- [2] AMERICAN SOCIETY TESTING AND MATERIALS, Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing Of Metallic Materials, United States: ASTM E23-07.
- [3]. AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, Characterization Study of Temper Embrittlement of Chromium Molybdenum Steels , United States: API 959 May 1982.
- [4]. American Petroleum Institute (1998) Publication 941, Steels for hydrogen service at elevated temperatures and pressures in petroleum refineries and petrochemical plants, Supplement 1. Washington
- [5] American Petroleum Institute, materials and fabrication of 2 1/4cr-1mo, 2 1/4cr 1mo-1/4v, 3cr-1mo, and 3cr-1mo-1/4v Steel heavy wall pressure Vessels for high-temperature, High-pressure hydrogen service, api recommended practice 934-a second edition, may 2008.
- [6] Ashby. M. F.. Easterling. K. E.. Acta Metallurgica, V 30. 1982. p 1969.
- [7] Application of 21/4Cr-1Moon Steel for Thick – Wall Pressure Vessels, ASTM STP 755 pag 347.

[8] BAKER, R.G.; NUTTING, J.; 1959. "The tempering of 2 1/4 Cr-1Mo steel after quenching and normalizing". Journal of Iron and Steel Institute, 192, pp. 257-268 apud ASM METALS HANDBOOK, 1990, ECKSTEIN, 2002.

[9] B.e. Peddle and c.a. Pickles "carbide development in the heat affected zone of tempered and post-weld heat treated 2.25cr-1mo steel weldments" Department of Materials and Metallurgical Engineering, Queen's University Kingston, Ontario Canada K7L 3N6 2000.

[10] B.J. Shaw, "A Study of Carbides Formed in Low-Alloy Cr- Mo Steels", Research on Chrome-Moly Steels, ASME, MPC-21, 1984.

[11] Bhadeshia, H. K. D. H., Strang, A., Banks, W. M., Conroy, R. D., Goulette, M. J. Power Plant Steels: Remanent life assesment and the approach to equilibrium. In: 4th International Charles Parsons Turbine Conference, Advances in Turbine Materials, Design and Manufacturing, Institute of Materials, London, UK, 1997, pp. 718-741

[12]- Erwin, W.E. eKerr, J.G. The use of quenched and tempered 2V4C1--IM0 Steel for thick wall reactor vessels in petroleum refmery processes: na interpretative reviewof 25 Years ofresearch and application. New York, USA: *Welding Research Council*, v.275, 64 p, Feb., 1982.

[13] Maurício De Carvalho Silva "Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona térmicamente afetada de junta soldada de aço api 5l x80", Universidade de São Paulo para obtenção do Título de Doutorem Engenharia.2009

[14] N.H.Polakowski and E.J Ripling "Strength and structure of engineering Materials" 1966 editorial Prentice-Hall pag.391-396.

[15] - Paulo, L. A. B. F. *Estudo do efeito de tratamentos térmicos de simulação de fragilização pelo revenido em juntas soldadas do aço 2,25%Cr-I, 0%Mo*, Rio de Janeiro: Universidade Federal do Rio de Janeiro, Março 1998, 128 p. Dissertação (Mestrado).

[16] Peddle. B.E..Pickles.C.A..Journal of Material Engineering and Performance. Vol 9. Iss5

[17]Radaj.D.. Heat effects of welding; temperature field, residual stress, distortion. Springer-Verlag Berlin 1992

18]_____Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, United States: ASTM E 112

[19] _____ Standard Test Methods and Definition for Mechanical Testing of Steel Products, United States: ASTM A370-10.

[20]_____ Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, ASTM E3.

[21] Swift, R. A., "Effects of Composition and Heat Treatment on the Mechanical Properties of 300-mm-Gage 2'ACr-IMo Steel Plate," *Application of 2'4Cr-IMoSteel for Thick-Wall Pressure Vessels. ASTM STP 755*, G. S. Sangdahl and M. Semchyshen, Eds., American Society for Testing and Materials, 1982, pp. 166-188.

[22] TOYODA, M. - Fracture Toughness Evaluation of Steel Welds, Osaka University Report, 1989.

[23] Viswanathan, R.. Gaudy. D. W..Journal of Materials Engineering and Performance, Vol S. Oct 1999. p579.

[24] Zumpano Petrôaio Júnior, "Tenacidade à Fraturana ZAC de Aços 2,25Cr-1Mo"**Universidade** Estadual De Campiñas Faculdade De Engenharia Mecânica Brasil 2003

ANEXOS

Anexo 1. Resultados composición química

Medellin, Mayo 17 de 2012

Señor (es):
GERMAN ALBERTO SIERRA GALLEGO
Director
LABORATORIO DE CARACTERIZACION DE MATERIALES
UNIVERSIDAD NACIONAL
Medellin



Asunto: Informe composición Química muestras marcadas así:

No. Consecutivo	Descripción de la Muestra	
290512 – 132	MUESTRA: SOLDADURA	A

Estamos enviando los resultados del análisis químico, efectuado a la muestra suministrada por ustedes y realizada en: **ESPECTRÓMETRO DE EMISIÓN OPTICA MARCA SHIMADZU, MODELO: OES 5500**. Estándares de verificación **BAS 432/1 y B-13**.

LOS RESULTADOS DE ESTE INFORME SOLO SON VALIDOS PARA LAS MUESTRAS AQUÍ ANALIZADAS.

Cualquier información adicional con gusto la atenderemos.

Cordialmente,

Ing. Paula Andrea Pérez Espitia
Directora – Laboratorio de Fundición
Universidad de Antioquia

Reportes	Fecha	Realizado por
TELEFONO		
EMAIL	Mayo 17 de 2012	Fco. Javier Sánchez Q.
RECIBO COPIA		

Medellin, Mayo 17 de 2012

Señor (es):
GERMAN ALBERTO SIERRA GALLEGO
Director
LABORATORIO DE CARACTERIZACION DE MATERIALES
UNIVERSIDAD NACIONAL
Medellin



INFORME DEL ANALISIS QUIMICO

Los resultados de los análisis químicos por **Espectrometría de Emisión Óptica**, efectuados a la muestra suministrada, se aprecian en la **tabla 1**.

Tabla 1. Resultados del análisis químico.

ELEMENTO	MUESTRA: SOLDADURA 290512 – 132
Carbono (C)	0.160
Silicio (Si)	0.299
Manganeso (Mn)	0.486
Azufre (S)	0.005
Fósforo (P)	0.023
Niquel (Ni)	0.048
Cromo (Cr)	2.328
Molibdeno (Mo)	1.000
Aluminio (Al)	0.040
Cobre (Cu)	0.057
Plomo (Pb)	0.007
Estaño (Sn)	0.005
Titanio (Ti)	0.002
Vanadio (V)	0.010
Antimonio (Sb)	0.012
Calcio (Ca)	0.001
Zirconio (Zr)	0.000

La composición se da en porcentaje en peso.

Informe elaborado por:

Fco. Javier Sánchez Q.
Laboratorista

Ing. Paula Andrea Pérez Espitia
Directora – Laboratorio de Fundición
Universidad de Antioquia

Anexo 2. Preparación junta en K. SENA Girón



