



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE INGENIERÍA

**Efecto de tratamientos térmicos en
la zona afectada por el calor en un
acero micro aleado**

TESIS

Que para obtener el título de

Ingeniero Mecánico

P R E S E N T A

Greg Donovan Pacheco Flores

DIRECTOR DE TESIS

Dr. Carlos Alberto González Rodríguez



Ciudad Universitaria, Cd. Mx., 2019



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

ÍNDICE

Agradecimientos	... i
Resumen	...ii
Objetivos	...iii
Relación de figuras	...iv
Introducción	...vii

Capítulo1. Aspectos metalúrgicos del hierro

1. Introducción	...01
1.1. El hierro	...01
1.2. Estructura Cristalina	...02
1.3. Transformaciones de fase desde el punto de vista termodinámico	...03
1.4. Aleaciones Hierro-Carbono	...06
1.5. Diagrama de equilibrio Hierro-Carbono	...06
1.6. Estructuras presentes en las aleaciones Fe-C	...08

Capítulo 2. Soldadura por arco eléctrico en aceros.

2. Introducción	...11
2.1 Consideraciones de soldabilidad de aceros al carbono	...13
2.1.1 Fractura por hidrogeno inducido	...13
2.1.2 Microestructura susceptible	...15
2.1.3 Presencia de hidrogeno en el metal de soldadura	...16
2.1.4 Esfuerzos de tracción en la zona soldada	...17
2.1.5 Efecto de la temperatura sobre la fractura inducida por hidrogeno	...18
2.1.6 Fractura por solidificación	...18
2.1.7 Impurezas	...18

Capítulo 3. Tratamientos térmicos

3. Introducción	...20
3.1. Transformación isotérmica	...20
3.2. Diagrama TTT	...21
3.3. Tratamientos térmicos en la soldadura	...22
3.3.1. Horneado (Bake-out)	...23
3.3.2. Pre calentamiento (Temperatura entre pasadas)	...24

3.2.3. Control de la temperatura entre pasadas	...27
3.2.4. Post calentamiento (IPWH)	...28
3.2.5. Tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT)	...28
Capítulo 4. Desarrollo experimental	
4. Introducción	...33
4.1. Placas de acero de llegada	...33
4.2. Preparación de las placas de acero	...33
4.2.1 Limpieza mecánica de las placas de acero	...34
4.2.2. Rectificado	...35
4.2.3. Decapado químico	...35
4.3. Análisis químico del acero mediante EDS	...36
4.4. Análisis químico del acero por vía húmeda	...38
4.5. Unión de las barras (Proceso de soldadura por arco eléctrico)	...39
4.6. Obtención de las probetas	...44
Capítulo 5. Análisis de la unión soldada y la ZAC	
5. Introducción	...46
5.1 Análisis de la zona afectada por el calor (micrografías)	...46
5.2 Tratamientos térmicos propuestos y análisis mediante DRX	...54
5.3 Ensayos de micro dureza Vickers	...65
Conclusiones	...66
Referencias	...70

AGRADECIMIENTOS:

A mis padres Esmeralda y Alfonso por su preocupación, por todo el apoyo incondicional que me dieron, por su gran paciencia, su amor y por haberme brindarme esta oportunidad de poder estudiar.

A mis hermanos Priscila y Alfonso por alentarme con su ejemplo y animarme a concluir mis estudios.

A mis amigos por compartir esos grandes momentos a lo largo de mi carrera universitaria.

Al Dr. Carlos Alberto González Rodríguez por su paciencia, sus ánimos y colaboración, por compartir su gran conocimiento, pero más que todo por compartirme su gran amistad.

Agradezco profundamente los valiosos comentarios y observaciones de mis sinodales: Dr. Arturo Barba Pingarron, Dr. Adrián Espinosa Bautista, M.C Jorge Luis Romero Hernández y M.C Jesús Rafael González Parra.

A la Universidad Nacional Autónoma de México por haberme dado la oportunidad de estudiar en tan magnífica institución.

Al Dr. Ciro Márquez de la Facultad de Química quien me ayudo a realizar el estudio de caracterización de mi material.

Al CENISA por facilitarme el uso del equipo necesario para poder realizar y concluir mis pruebas requeridas y a Daniel Sánchez Ruiz por la ayuda en el manejo de dichos equipos.

Al Dr. Carlos Alberto Camacho Olguín de la Universidad Politécnica del Valle de México por su ayuda en el uso del microscopio de difracción de rayos x.

A mi amigo Julio Cesar gracias por ayudarme en la unión soldada de las dos placas que utilice en este trabajo de investigación.

RESUMEN

La presente tesis se centra en la caracterización química y metalográfica de un par de placas de acero micro aleado, que fueron proporcionadas por el M. en C. Carlos Rodríguez Rivera †, Profesor del Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la Facultad de Química de la UNAM. Las placas fueron sometidas a un proceso de unión por soldadura de arco eléctrico, con la finalidad de poder analizar las zonas de interés generadas por este proceso, mediante el uso de técnicas de microscopía óptica y por difracción de rayos X.

Primeramente, se realizó una revisión bibliográfica sobre el proceso de soldadura, el metal base, así como de la zona afectada por el calor, con el fin de establecer los parámetros requeridos en el proceso de unión. El desarrollo experimental realizado se muestra en el capítulo 4, donde se explica cada una de las etapas para poder llevar a cabo la soldadura, así como la fabricación de las probetas utilizadas en los ensayos de contrastación y de esta manera analizar el efecto de dos tratamientos térmicos de relevado de esfuerzos propuestos sobre dos zonas de interés, la zona afectada por el calor y el material de aporte. Los resultados obtenidos muestran que la aleación caracterizada fue un acero API5LX52, y donde la unión soldada no presento defectos, aunque en las zonas adyacentes al cordón de soldadura se presentaron cambios de tamaño de grano, pero no son significativos, por lo que no fueron afectadas las propiedades mecánicas. Mediante el análisis de los ensayos por XRD se determinó que tanto el metal base como en las aleaciones de aporte predomina una matriz ferrítica, además de que el perfil de la reflexión principal generada por la difracción de los planos (110) de la fase hierro alfa, permite establecer de manera cualitativa, que el tratamiento térmico aplicado a la unión soldada y a la ZAC, mejora el ordenamiento atómico de las celdas, lo que se ve reflejado en una reducción de esfuerzos residuales en dichas zonas. Mediante los ensayos de microdureza se establece que el relevado de esfuerzos aplicado al metal de aporte y la ZAC, disminuyen la dureza en un 15% en la ZAC y hasta el 6% en el metal base, con lo que se demuestra que los tratamientos de relevado de esfuerzos aplicados a la placa soldada si cumplen con lo esperado.

OBJETIVO GENERAL

Analizar el efecto de dos tratamientos térmicos de relevado de esfuerzos en la zona afectada por el calor (ZAC), generada por la unión soldada en dos placas de un acero microaleado mediante el proceso de soldadura por arco eléctrico, para poder determinar los efectos favorables de dichos tratamientos en la zona de interés.

OBJETIVOS PARTICULARES

- Analizar química y metalográficamente el metal base, el metal de aporte y la zona afectada por el calor (ZAC), de una placa de acero microaleado soldada mediante el proceso por arco eléctrico, para determinar su composición química, su microestructura, la calidad del proceso de soldadura, así como la identificación de las zonas más susceptibles dentro de la ZAC.
- Analizar la unión soldada y la ZAC mediante el proceso de Difracción de Rayos-X (XRD) para determinar la o las fases presentes en el sistema de estudio.
- Analizar la ZAC mediante microscopía óptica, difracción de rayos X y el ensayo de microdureza, cuando ésta ha sido sometida a diferentes tratamientos térmicos de relevado de esfuerzos con el fin de determinar sus efectos en dicha zona.

RELACIÓN DE FIGURAS

Figura 1.1 Celdas unitarias de Hierro desde T_{amb} hasta 1600°C.

Figura 1.2 Diagrama de fases del sistema binario de aleaciones Hierro-Carbono

Figura 2.1. Efecto del contenido de carbono y su relación con la dureza de los aceros formada tras el rápido enfriamiento.

Figura 3.1 Representación esquemática del porcentaje de recristalización isotérmica en un tratamiento de recocido

Figura 3.2. Diagrama TTT de un acero aleado 4340

Figura 3.3. Diagrama TTT esquemático, donde se muestra la temperatura ambiente y de precalentamiento la cual desplaza la curva de enfriamiento hacia la derecha del diagrama, para favorecer la formación de estructuras metalúrgicas menos frágiles y propensas a fisuración.

Figura 4.1. Placas de acero de llegada utilizadas en este trabajo de investigación.

Figura 4.2. Placas de acero después de haber llevado a cabo la limpieza mecánica con lijas un tamaño de grano 220 y 320 respectivamente.

Figura 4.3. Proceso de rectificado de las placas de acero utilizadas

Figura 4.4. Decapado de las placas de acuerdo a la norma ASTM G1-03 (2017).

Figura 4.5. Microscopio electrónico de barrido utilizado en el trabajo de investigación

Figura 4.6. Micrografías del Acero pulido a espejo (a)100X y (b)500X.

Figura 4.7. Difractograma del Fe_{α} (ferrita)obtenido por DRX

Figura 4.8. Difractómetro utilizado en el trabajo de investigación

Figura 4.9. Rebaba de acero utilizada para realizar el análisis químico

Figura 4.10 Junta a tope de una ranura en V en posición plana.

Figura 4.11. Corte de barras soldadas para obtención de probetas

Figura4.12. Máquina pulidora Struers

Figura 4.13. Probeta pulida utilizada para realizar los ensayos propuestos para analizar la ZAC.

Figura 5.1.Diferentes zonas de la placa soldada.

Figura 5.2. Diagrama de fases Fe-C donde se resaltan los %C y temperaturas utilizados en las tablas 5.1 y 5.2.

Figura 5.3. Representación de las zonas que se generan al ser soldadas mediante el proceso por arco eléctrico en una placa de acero API5IX52, mostrando la energía requerida (cal/mol) en la generación de cada zona, tanto de la unión soldada como en la ZAC

Figura 5.4. Micrografías obtenidas por el microscopio metalográfico vista a 10X de la probeta 5, donde se observó la ZAC provocada por el cordón de soldadura de unión, de relleno y de vista.

Figura 5.5. Micrografías obtenidas por el microscopio metalográfico vista a 10X de la probeta 6, donde se observó la ZAC provocada por el cordón de soldadura de unión, de relleno y de vista.

Figura 5.6. Diagrama de TTT de un acero ASTM1541 con composición similar al acero API5LX52

Figura 5.7. Tratamiento térmico 1 propuesto, aplicado a la probeta número 5

Figura 5.8. Tratamiento térmico 2 propuesto, aplicado a la probeta número 6

Figura 5.9. Esquema de la placa de acero API5LX52 soldada donde se identifica las distintas zonas de la ZAC, provocadas por el proceso de soldadura.

Figura 5.10. Micrografías de la probeta 5 obtenidas por el microscopio metalográfico vista a 10X, donde se observó la ZAC provocada por el cordón de soldadura de unión, de relleno y de vista después de someterla al tratamiento térmico número 1.

Figura 5.11. Micrografías de la probeta 6 obtenidas por el microscopio metalográfico vista a 10X, donde se observó la ZAC provocada por el cordón de soldadura de unión, de relleno y de vista después de someterla al tratamiento térmico número 2.

Figura 5.12 Comparativa de difractogramas de la ZAC y del material de aporte con y sin tratamiento térmico en la probeta número 5

Figura 5.13. Efecto del tratamiento térmico sobre el ordenamiento cristalino de la zona afectada por el calor en la probeta número 5.

Figura 5.14. Efecto del tratamiento térmico sobre el ordenamiento cristalino del cordón de soldadura en la probeta número 5.

Figura 5.15. Comparativa de difractogramas de la ZAC y del material de aporte con y sin tratamiento térmico de la probeta número 6.

Figura 5.16. Efecto del tratamiento térmico sobre el ordenamiento cristalino de la zona afectada por el calor en la probeta número 6.

Figura 5.17. Efecto del tratamiento térmico sobre el ordenamiento cristalino en el cordón de soldadura en la probeta número 6.

Figura 5.18. Esquema de la placa de acero API5LX52 soldada donde se identifica las distintas zonas de la ZAC, provocadas por el proceso de soldadura.

Figura 5.19. Resultados obtenidos al realizar el ensayo de microdureza, donde se muestra la marca de la huella dejada por el indentador, los diámetros registrados, la dureza Vickers

(HV) y Rockwel (HRB), de las distintas zonas de la ZAC provocadas por el proceso de soldadura de la placa de acero API5LX52 soldada.

Figura 5.20. Pruebas de micro dureza Vickers de la placa de acero API5LX52 en el metal base, la zona afectada por el calor y el cordón de soldadura sin tratamiento térmico.

Figura 5.21. Dureza Vickers registrada para la probeta número 5 aplicado el tratamiento térmico 1, en las zonas del metal base, ZAC y cordón de soldadura.

Figura 5.22. Dureza Vickers registrada para la probeta numero 6 aplicado el tratamiento térmico 2, en las zonas del metal base, ZAC y cordón de soldadura.

Figura 5.23. Comparación de la Dureza Vickers registrada para la placa de acero API5LX52 sin y con tratamiento térmico, de las zonas del metal base, afectada por el calor y cordón de soldadura.

INTRODUCCIÓN

La humanidad en sus inicios utilizó herramientas de madera, hueso y piedra, sin embargo, sin los metales, estas herramientas eran primitivas y burdas, lo que obstaculizaba su progreso. Con el descubrimiento de los metales fue posible un mundo totalmente nuevo de desarrollo tecnológico.

En la historia de la humanidad juega un papel de suma importancia el desarrollo de herramientas, instrumentos, maquinarias, etc, que a lo largo del tiempo han marcado el progreso, de tal modo que importantes cambios sociales, han sido condicionados por el impulso dado a las relaciones de producción, por medio de la introducción de nuevos materiales de construcción y maquinaria novedosa.

Con el descubrimiento y la utilización del hierro y el bronce en cada momento histórico provocaron el desarrollo de nuevos procedimientos metalúrgicos que, aunque artesanales y transmitidos de generación en generación sentaron las bases de la metalurgia física tal y como la conocemos en nuestros días.

Con la necesidad de fabricar máquinas que cumplieran los requerimientos acordes a los nuevos tiempos se creó una demanda de materiales novedosos como nunca antes en la historia humana. Esta demanda indujo investigaciones que permitieron desarrollar aceros y fundiciones mucho más resistentes, así como métodos de unión más eficientes entre los cuales se encuentra la soldadura.

La soldadura moderna de los metales, al igual que la soldadura antigua por forja, logran la unión de los metales. Hoy en día existen diferentes tipos de soldadura en los cuales destaca la soldadura por arco eléctrico, el cual es el proceso de más amplia aceptación, el más económico, el más natural y el más práctico para unir metales.

Las soldaduras presentan características especiales micro estructurales que necesitan ser reconocidas y entendidas con el fin de predecir la vida útil de la unión soldada.

Las soldaduras inherentemente poseen composiciones y micro estructuras heterogéneas, las cuales pueden ser clasificadas por una escala dimensional. En la escala más larga, una soldadura consiste en una transición desde un metal común a través de una zona afectada por el calor y en el metal de soldadura solidificado, e incluye 5 regiones micro estructuralmente distintas normalmente identificadas, como la zona de fusión, la región parcialmente derretida, la región sin mezclar, el metal base y la zona afectada por el calor (ZAC), siendo esta última una de las regiones más críticas de la soldadura y que a lo largo del tiempo ha presentado mayores problemas en la industria, provocando innumerables fallas en herramientas, maquinaria, ductos petroleros entre otros.

Sin embargo, con el desarrollo de nuevas tecnologías de soldadura y el mejoramiento de las técnicas y procedimientos, así como la aplicación de tratamientos térmicos antes y después de la aplicación de la soldadura se ha logrado reducir considerablemente los problemas presentes en las uniones soldadas.

Capítulo 1. Aspectos metalúrgicos del hierro

1. Introducción.

El hierro se encuentra en grandes cantidades en la corteza terrestre formando parte de diversos minerales (óxidos, minerales hidratados, carbonatos, sulfuros, silicatos, etc.), de los cuales, mediante diferentes procesos, se obtiene el acero. Hoy en día, la producción de acero es indicativa de la prosperidad de una nación y constituye la base para la producción en serie de numerosas industrias.

1.1. El hierro.

El hierro es el metal más usado a nivel mundial, que representa el 95% en peso de la producción del metal. Como metal puro no tiene muchas aplicaciones, salvo excepciones para utilizar su potencial magnético. Por otro lado este elemento químico tiene una gran aplicación para formar productos siderúrgicos, utilizando a éste como metal base, permitiendo integrar elementos de aleación, que confieren distintas propiedades al material metálico, principalmente mecánicas.

El hierro puro presenta diversas propiedades físicas tal es el caso de la **Magnetización**, la cual se debe a una orientación de pequeños dominios dentro de la red cristalina, y su intensidad dependerá de su dirección con referencia a la red cristalina. **El calor específico** depende del estado de pureza y de la variación en los puntos de transformación que se llevan a cabo en este material alotrópico.

En lo que se refiere al **coeficiente de expansión o dilatación térmica**, este aumenta con la temperatura; esto es válido para las fases α , γ y δ . Sin embargo, durante la transición del estado ferromagnético al estado paramagnético, ocurre el fenómeno llamado magnetostricción, que reduce el volumen hasta en un 1.6 %, el cual es compensado por la **dilatación térmica**. En el caso de la **conductividad eléctrica y térmica** se cumple la regla de que ésta disminuye por la adición de pequeñas cantidades de elementos de aleación ajenos a la estructura cristalina y el efecto depende del alejamiento en el sistema periódico, entre el elemento de aleación y el elemento base. [1]

1.2. Estructura Cristalina

Es importante tener en cuenta que los materiales metálicos están presentes en distintas formas cristalinas, que dependen de condiciones externas como la temperatura y la presión. Este fenómeno se llama “Alotropía o Polimorfismo”. Bajo las condiciones normales de presión atmosférica cada estado alotrópico de un metal, existe en equilibrio durante un intervalo de temperatura.

Cada metal tiene una estructura cristalina diferente, por ejemplo, a presión atmosférica el hierro presenta diferentes formas estructurales dependiendo de la temperatura y presión.

- Hierro- α (Fe_{α} , ferrita) se establece desde temperatura ambiente hasta los $910^{\circ}C$. El sistema cristalino es una red cúbica centrada en el cuerpo (BCC).
- Hierro- γ (Fe_{γ} , Austenita) está presente en un intervalo entre $910^{\circ}C$ - $1392^{\circ}C$; con una red cúbica centrada en las caras (FCC).
- Hierro- δ presenta una red cúbica centrada en el cuerpo y su intervalo en equilibrio es de $1392^{\circ}C$ a $1539^{\circ}C$.
- Hierro- ϵ puede estabilizarse a altas presiones y presenta una estructura hexagonal compacta (HCP). [2]

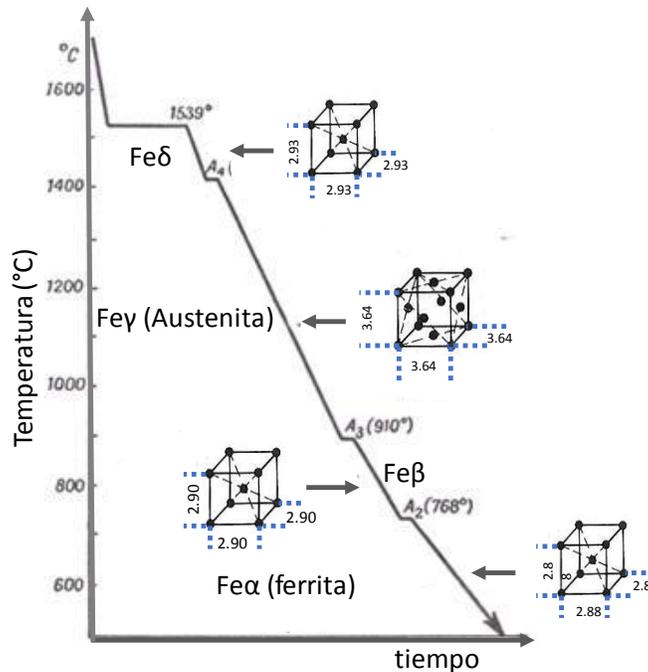


Figura 1.1 Celdas unitarias de Hierro desde T_{amb} hasta $1600^{\circ}C$.

En el hierro por debajo de los 910°C, sus átomos se encuentran formando una red espacial cúbica centrada en el cuerpo, (BCC, por sus siglas en inglés). Al calentar este entre los 910°C y 1410°C los átomos ahora forman una red cúbica a centrada en las caras, (FCC, por sus siglas en inglés). Ahora bien, al calentar el metal entre los 1400°C y 1539°C se produce un segundo cambio alotrópico, formándose nuevamente una estructura BCC, como se muestra en la figura 1.1. Estos cambios estructurales son el resultado del “reacomodo de átomos” debido que al modificar la temperatura forman distintas estructuras cristalinas. [3]

1.3. Transformaciones de fase desde el punto de vista termodinámico [4]

La transformación de fase en el hierro puro puede estudiarse mediante el cálculo de la entropía estándar, ya que, al considerar a los cambios de fase como un proceso reversible, en donde el sistema absorbe de una manera reversible una cantidad infinitesimal de calor ∂q a la temperatura T. El término $\partial q/T$ se llama variación de entropía. A pesar de que ∂ no es un estado propio $\partial q/T$ si lo es, por lo tanto:

$$dS = \frac{q_{rev}}{T} \quad \dots(1)$$

La entropía (S) es una propiedad extensiva del sistema y depende de la masa del mismo, por lo tanto, los valores de la entropía son aditivos de la misma manera que el contenido calorífico del sistema. Por lo tanto, S es una propiedad termodinámica que depende sólo del estado del sistema y su unidad de medida son cal/mol°C. En los cálculos de entropía es muy importante distinguir entre el "sistema" y el "entorno". La combinación de un sistema y su entorno constituyen un "sistema aislado". La variación de entropía es un proceso reversible. En un proceso reversible, la suma de las variaciones de entropía del sistema y su entorno es siempre cero:

$$\Delta S_{sistema} + \Delta S_{entorno} = 0 \quad \dots(2)$$

Puesto que la combinación de un sistema y su entorno constituyen un sistema aislado, también puede admitirse que la variación de entropía de un proceso reversible en un sistema aislado es siempre cero.

La variación de entropía en un proceso irreversible espontáneo, donde la suma de las variaciones de entropía del sistema y su entorno es una cantidad positiva:

$$\Delta S_{sistema} + \Delta S_{entorno} > 0 \quad \dots(3)$$

Consecuentemente, un proceso irreversible, en un sistema aislado, procederá siempre con un aumento de entropía.

Para calcular la variación de entropía que acompaña a los cambios definidos en un sistema, la ecuación 1 debe ser integrada entre los límites de temperatura involucrados en el cambio, por lo tanto:

$$\int_{S_{T_1}}^{S_{T_2}} dS = \int_{T_1}^{T_2} \frac{\partial q_{rev}}{T} \quad \dots(4)$$

$$S_{T_2} - S_{T_1} = \int_{T_1}^{T_2} \frac{\partial q_{rev}}{T} \quad \dots(5)$$

Donde S_{T_1} y S_{T_2} son las entropías del sistema a temperaturas T_2 y T_1 respectivamente, ya que

$$C_p = \frac{\partial q_{rev}}{dT} \quad \dots(6)$$

Se admite que

$$S_{T_2} - S_{T_1} = \int_{T_1}^{T_2} \frac{C_p}{T} dT \quad \dots(7)$$

O

$$S_{T_2} = S_{T_1} + \int_{T_1}^{T_2} \frac{C_p}{T} dT \quad \dots(8)$$

La ecuación anterior permite el cálculo de la entropía de una sustancia desde un valor a cierta temperatura a otro distinto correspondiente a otra temperatura. Los valores de entropía generalmente se dan a 25°C (298 K), así

$$S_{T_2} = S_{298} + \int_{298}^{T_2} \frac{C_p}{T} dT \quad \dots(9)$$

Para una sustancia en su estado estándar, la ecuación 6 puede ser escrita

$$S_{T_2}^\circ - S_{T_1}^\circ = \int_{T_1}^{T_2} \frac{C_p}{T} dT \quad \dots(10)$$

En el caso de una reacción química que involucra reactivos y productos en su estado estándar, deben ser consideradas tanto las variaciones en la entropía estándar, así como en las capacidades caloríficas, entonces la ecuación 10 se transforma en

$$\Delta S_{T_2}^\circ = \Delta S_{T_1}^\circ + \int_{T_1}^{T_2} \frac{C_p}{T} dT \quad \dots(11)$$

Esta ecuación es útil para sustancias en las cuales no hay transformaciones de fase o cambios de estado entre T_1 y T_2 . Sin embargo, si existe un cambio tal como: fusión, vaporización, etc. a una temperatura T' entre T_1 y T_2 debe entonces introducirse un término adicional que acompañe a la variación de entropía. Por lo tanto, se tiene la siguiente expresión:

$$S_{T_2}^\circ = S_{T_1}^\circ + \int_{T_1}^{T'} \frac{C_p'}{T} dT + \frac{\Delta H_t}{T'} + \int_{T'}^{T_2} \frac{C_p''}{T} dT \quad \dots(12)$$

donde C_p' y C_p'' son las capacidades caloríficas de la sustancia antes y después de la transformación (o cambio de fase) respectivamente y ΔH_t es la variación de la entalpía de la mencionada transformación. Si hay más de una transformación, entonces deben incluirse las variaciones de entropía de todas las transformaciones.

Para el caso del Hierro puro desde la temperatura ambiente hasta los 1627°C y se puede representar de la siguiente manera:



En el caso del hierro al ser un material alotrópico se producen varias transformaciones entre 25°C y 1627°C, por lo tanto, debe considerarse la variación de entropía de éstas para calcular la entropía estándar del hierro a 1627°C donde ya se considera al hierro en estado líquido como se muestra a continuación:

$$\begin{aligned} S_{1627^\circ\text{C}\langle \text{Fe}_L \rangle}^\circ &= S_{25^\circ\text{C}\langle \text{Fe}_\alpha \rangle}^\circ + \left[\int_{25}^{760} \frac{C_{p_{\text{Fe}_\alpha}}}{T} dT + \frac{\Delta H_{760^\circ\text{C}(\alpha \rightarrow \beta)}}{760^\circ\text{C}} \right] \\ &+ \left[\int_{760}^{910} \frac{C_{p_{\text{Fe}_\beta}}}{T} dT + \frac{\Delta H_{910^\circ\text{C}(\beta \rightarrow \gamma)}}{910^\circ\text{C}} \right] + \left[\int_{910}^{1400} \frac{C_{p_{\text{Fe}_\gamma}}}{T} dT + \frac{\Delta H_{1400^\circ\text{C}(\gamma \rightarrow \delta)}}{1400^\circ\text{C}} \right] \\ &+ \left[\int_{910}^{1400} \frac{C_{p_{\text{Fe}_\gamma}}}{T} dT + \frac{\Delta H_{910^\circ\text{C}(\gamma \rightarrow \delta)}}{1400^\circ\text{C}} \right] + \left[\int_{1400}^{1539} \frac{C_{p_{\text{Fe}_\delta}}}{T} dT + \frac{\Delta H_{1539^\circ\text{C}(\delta \rightarrow L)}}{1539^\circ\text{C}} \right] \\ &+ \left[\int_{1539}^{1627} \frac{C_{p_{\text{Fe}_L}}}{T} dT \right] \end{aligned}$$

Para una reacción química que se desarrolla desde el estado inicial A hasta su estado final B, la variación total de entropía (del sistema y su entorno), puede ser escrita como

$$\Delta S_{Total} = S_{B,total} - S_{A,total} \quad (13)$$

Manteniendo condiciones estrictamente constantes para Entalpía y la Presión, los siguientes criterios puede ser utilizado para asegurar la probabilidad de un cambio espontáneo en el sistema:

- I. Si $\Delta S_{Total} = 0$ el sistema está en equilibrio y ningún cambio podrá ocurrir.
- II. Si $\Delta S_{Total} > 0$ la reacción tenderá a ocurrir espontáneamente desde el estado A al B.
- III. Si $\Delta S_{Total} < 0$ la reacción tenderá a ocurrir espontáneamente en la dirección inversa, es decir del estado B al A.

1.4. Aleaciones Hierro-Carbono

El hierro como elemento puro apenas tiene aplicaciones industriales, pero al formar aleaciones con el carbono (adicionando otros elementos), es el metal más utilizado en la industria moderna. A temperatura ambiente, todo el carbono que contienen las aleaciones Fe-C está en forma de carburo de hierro (Fe_3C) salvo una pequeña parte disuelta en la ferrita. Por ello, estos materiales se denominan también aleaciones hierro-carburo de hierro. Las aleaciones con contenido de C comprendido entre 0.03% y 2.11% tienen características definidas y se denominan aceros. Los aceros de cualquier proporción de carbono dentro de los límites citados pueden alearse con otros elementos, formando los aceros aleados o aceros especiales. Si la proporción de C es superior a 2.11% las aleaciones de Fe-C se denominan fundiciones, siendo la máxima proporción de C aleado del 6.67%, que corresponde a la cementita pura.

Los metales ferrosos cubren una variedad muy amplia de productos industrialmente importantes, que pueden agruparse en hierros dulces, fundiciones de hierro, aceros al carbono y aceros aleados.

El carbono puede encontrarse en las aleaciones Fe-C en solución intersticial, en forma elemental como grafito y como compuesto (carburo de hierro, Fe_3C o cementita). La cementita, aunque termodinámicamente inestable, es el único carburo que puede existir al lado de soluciones sólidas de carbono en hierro. Posee una fórmula química bien definida, Fe_3C , y aparece en el diagrama de fases como una línea recta paralela al eje de las temperaturas. Aunque el acero se define como una aleación de hierro con carbono, no se puede evitar que contenga otros elementos de aleación, clasificados en la clase de impurezas como azufre (S), Fósforo (P), oxígeno (O), Nitrógeno (N), etc. y en la clase de elementos de elaboración como Silicio (Si) y manganeso (Mn), necesarios para la producción del acero. [5]

1.5. Diagrama de equilibrio Hierro-Carbono

El diagrama del sistema Hierro-carbono explica un gran número de propiedades de las aleaciones base hierro, donde la relación de fases existentes se expresa en términos del contenido de carbono. Este hecho lleva a considerar la existencia simultánea de un sistema estable y un sistema metaestable.

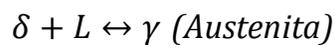
El sistema estable puede considerarse al sistema binario Hierro-grafito donde existe una solubilidad total de Carbono en el estado líquido, presentando un eutéctico con una solubilidad reducida para el estado sólido.

Las fases del hierro α , γ , δ que se observan en el diagrama Fe-C son capaces de disolver cierta cantidad de carbono que varía de acuerdo a la temperatura. El hierro recibe el nombre de ferrita (Fe_{α}), el hierro gamma (Fe_{γ}) es austenita. Esta última es capaz de disolver más carbono que la ferrita, hasta 2.11%C, mientras que la ferrita puede disolver únicamente hasta 0.025%C. La solubilidad del carbono cambia con la temperatura, tanto en la austenita, como en la ferrita.

En el diagrama también se puede observar la cementita, que es un compuesto intermetálico con una composición de Fe_3C , que corresponde al 6.69 % en peso de carbono. Este compuesto es duro y frágil, mientras que la ferrita es relativamente suave y maleable.

Dentro del diagrama (Figura 1.2) también se puede ver reacciones entre fases, las cuales son resaltadas en dicho diagrama.

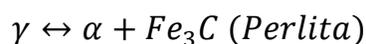
- Reacción peritética ocurre a 1495 °C entre la fase δ , conteniendo 0.10%C, y el líquido conteniendo 0.51%C, dando como resultado fase γ conteniendo 0.16 %C(Figura 1.2 círculo rojo).



- Una reacción eutéctica ocurriendo a 1148°C y una composición de 4.3%C. A esta temperatura y composición la fase líquida está en equilibrio con la fase sólida cementita, con 6.69 %C y austenita saturada conteniendo 2.11%C. El producto de esta reacción se conoce como ledeburita (Figura 1.2 círculo azul).



- Una reacción eutectoide ocurriendo a 727 °C y a una composición de 0.77 %C. Esta reacción se lleva a cabo en el estado sólido. Aquí la fase γ conteniendo 0.77 %C se encuentra en equilibrio con la fase α , conteniendo 0.025 %C y con la fase cementita con 6.69 %C. El producto de esta reacción se conoce como “perlita” (Figura 1.2 círculo amarillo).



1.6. Estructuras presentes en las aleaciones Fe-C.

Las principales estructuras que se encuentran presentes en las aleaciones Fe-C, ya sea en condiciones de equilibrio (obtenidas por enfriamiento lento) o por condiciones fuera de equilibrio (obtenidas por tratamientos térmicos) se describen a continuación.

Ferrita

La ferrita prácticamente es hierro puro, que a temperatura ambiente es una solución sólida de tipo intersticial, de carbono en hierro α ($Fe\alpha$), con una solubilidad límite de 0.008%. presenta una solubilidad máxima de 0.025%C a 727°C (temperatura eutectoide). Este constituyente además de contener pequeñas cantidades de carbono en solución sólida, puede contener otros elementos químicos, ya sea como residuales del proceso de fabricación o adicionados intencionalmente como elementos de aleación. Por esta razón el término ferrita se utiliza para incluir cualquier solución sólida basada sobre el hierro α , para distinguirlas de aquellas soluciones sólidas de hierro γ (austenita).

Perlita

Es el producto de la reacción eutectoide que ocurre bajo condiciones de equilibrio a 727°C y con porcentaje de carbono del 0.77%; los reactantes son la ferrita (0.025%C) y cementita (6.69%C), y por otra parte la austenita con 0.77%C. La estructura perlítica consiste de laminillas delgadas alternadas de cementita y ferrita, denominándose este tipo de estructura como perlita laminar. Los aceros que presentan una estructura totalmente perlítica en su composición, se encuentran en el punto eutectoide. En aceros hipoeutectoides la estructura consiste en de granos de perlita rodeada de granos de ferrita, mientras que los aceros hipereutectoides cuando son enfriados desde la zona austenítica, provocan la formación de una cierta cantidad de cementita proeutectoide antes que la perlita aparezca, por lo que en los límites de grano se forma una red continua de cementita, mientras que el interior de los granos se transformará completamente en perlita cuando continúa el enfriamiento por debajo de los 727°C.

Cementita

Es un compuesto de hierro y carbono, duro y frágil, conteniendo 6.69%C correspondiendo esto a la composición en porcentaje en peso de Fe_3C , 3 átomos de Fe y uno de C. En los aceros hipoeutectoides y eutectoides la cementita forma parte de los granos de perlita, mientras que en los aceros hipereutectoides se encuentra en dos formas, como una red

continúa en los límites de grano y en el interior formado por perlita. En cada caso la Fe_3C está presente como un compuesto duro y resistente a la abrasión ejerciendo una profunda influencia sobre el desempeño de los aceros. En los aceros aleados la cementita es muy importante, ya que, en combinación con otros carburos formados con los elementos de aleación presentes, producen partículas extremadamente duras y resistentes a la abrasión.

Austenita

Es una solución sólida de carbono en hierro γ . Esta fase se extiende sobre una gran sección del diagrama Fe- Fe_3C , con la solubilidad del carbono aumentando con la temperatura a un máximo de 2.11% a 1148°C. Del mismo diagrama se puede observar que la austenita no existe a temperatura ambiente, para aceros al carbono, bajo condiciones de equilibrio. En ciertos aceros aleados, como en el caso de los aceros para herramientas, una pequeña porción de austenita puede retenerse en la estructura final, o en los aceros inoxidables austeníticos.

Martensita

La martensita es indudablemente el constituyente metaestable más importante en los aceros. El cual se obtiene a partir de la transformación de la austenita, por medio de velocidades de enfriamiento por encima de la crítica. Es el componente más duro en la transformación de la austenita, dependiendo su dureza y fragilidad del porcentaje de carbono hasta 0.9%. La martensita presenta una forma acicular después del temple, es frágil y sin ductilidad y por tanto es necesario un subsecuente tratamiento térmico de revenido para mejorar sus propiedades mecánicas.

Bainita

Es producto de la descomposición de la austenita, consistiendo de un agregado de ferrita y cementita, puede considerarse como una perlita muy fina. Esta estructura se forma en el rango de temperaturas entre los 540°C y la temperatura M_s . Debido a que las laminillas de carburo y ferrita son cada vez más finas, la dureza de la bainita es mayor que la de la perlita, aumentando entre más fina sea la bainita.

La microestructura de un acero se deduce de una observación del diagrama de equilibrio, y de un conocimiento de la transformación de la austenita. Así, se determina que un acero hipoeutectoide se compone de ferrita + perlita, un acero eutectoide únicamente de perlita y un acero hipereutectoide de perlita + cementita.

Capítulo 2. Soldadura por arco eléctrico en aceros.

2.Introducción

Los aceros al carbono se definen como aleaciones de hierro que contienen hasta 2%C, 1.65% Mn, 0.60%Si y 0.60%Cu, sin adiciones deliberadas de otros elementos de aleación que permitan obtener propiedades mecánicas deseadas. Además de que la soldabilidad de estos aceros depende en gran medida del contenido de carbono, así como del manganeso y niveles de impureza de azufre y fósforo. En la tabla 2. se muestran las composiciones de los aceros de bajo carbono más utilizados en aplicaciones soldadas por arco eléctrico.

Tabla 2. Composición de aceros de bajo carbono más utilizados en aplicaciones soldadas por arco eléctrico.

SAE-AISI	Composición (Wt%)				
	C	Mn	P	S	Pb
1006	0.08	0.45	0.040	0.050	--
1010	0.08-0.13	0.30-0.60	0.040	0.050	--
1020	0.17-0.23	0.30-0.60	0.040	0.050	--
1030	0.27-0.34	0.60-0.90	0.040	0.050	--
1040	0.36-0.44	0.60-0.90	0.040	0.050	--
1050	0.47-0.55	0.60-0.90	0.040	0.050	--
1060	0.55-0.66	0.60-0.90	0.040	0.050	--
1070	0.65-0.73	0.60-0.90	0.040	0.050	--
1080	0.74-0.88	0.60-0.90	0.040	0.050	--
1095	0.9-1.04	0.30-0.50	0.040	0.050	--
Carbóno -manganeso					
1513	0.10-0.16	1.10-1.40	0.040	0.050	--
1527	0.22-0.29	1.20-1.50	0.040	0.050	--
1541	0.36-0.44	1.35-1.65	0.040	0.040	--
1566	0.60-0.71	0.85-1.15	0.040	0.040	--
Maquinado libre					
1108	0.08-0.13	0.50-0.80	0.040	0.08-0.13	--
1139	0.35-0.43	1.35-1.65	0.040	0.13-0.20	--
1151	0.48-0.55	0.70-1.00	0.040	0.08-0.13	--
1212	0.13	0.7-1.00	0.07-0.12	0.16-0.23	--
12L14	0.15	0.8-1.15	0.04-0.09	0.26-0.35	0.15-0.35

Los aceros que presentan una concentración de carbono por debajo de 0.15%C y pueden contener hasta 0.5%Mn, no están endurecidos y la soldabilidad es excelente. La materia prima producida de estos aceros es en su mayoría láminas producidas por rolado en frío. La baja disponibilidad de oxígeno del proceso de rolado en frío hace más fácil la soldadura por arco eléctrico sin formación de porosidad. Los usos típicos de estos aceros son en secciones de carrocerías de automóvil, electrodomésticos y tanques de pared delgada. [7]

Los aceros con contenido de carbono entre 0.15% a 0.30% son generalmente fáciles de soldar, pero cabe la posibilidad de generarse un endurecimiento, por lo que hay que tener precauciones con el precalentamiento cuando el acero presenta altos niveles de manganeso, así como de secciones gruesas. Estos aceros se usan en la fabricación de láminas estructurales y productos tubulares. Estos aceros son generalmente rolados o semi-rolados, partiendo de placas de acero laminadas en caliente por lo que probablemente exista la presencia de depósitos de óxido de hierro en la superficie. Debido a la alta temperatura del proceso de rolado incrementa la probabilidad de formar porosidad durante la soldadura y debe ser necesario el uso de electrodos de soldadura con altos niveles de desoxidantes, o remover los depósitos antes de soldar. Las láminas de este tipo de aceros pueden tratarse térmicamente (normalizado o templado) para mejorar las propiedades.

Para los dos tipos de acero antes mencionados, se debe seleccionar el tipo de aleación que se va a depositar por el proceso de soldadura, con el fin de que las propiedades del metal base concuerden con las del material de aporte. La entrada de calor de la soldadura debe estar controlada para no disminuir las propiedades de la zona afectada por el calor (ZAC) del metal base, o debe realizarse un tratamiento térmico post soldadura para restablecer la resistencia y/o tenacidad de la ZAC.

Para los aceros de mediano carbono (0.3 a 0.6%C), pueden ser soldados exitosamente por arco eléctrico, siempre y cuando se tomen las precauciones adecuadas. El contenido de carbono de estos aceros junto con porcentajes de manganeso (0.6 a 1.65%) hacen a estos aceros más duros. Por esta razón son usados en aplicaciones como ejes, engranes, acoplamientos, cigüeñales y rieles cuando se les aplica el tratamiento de temple y revenido. Debido a la probabilidad de formación de martensita durante el proceso de soldadura, la cual genera una gran dureza, es necesario tratamientos de pre y post calentamiento. Por la alta dureza de estos aceros debe requerir el uso de electrodos aleados para concordar con las propiedades del metal base. También requiere un tratamiento térmico post soldadura en la ZAC con el fin de restaurar la resistencia y tenacidad

Los aceros de alto carbono contienen de 0.6 a 2.0%C, presentan pobre soldabilidad debido a la probabilidad de formación de martensita dura y frágil tras el enfriamiento de la soldadura. Los aceros de este tipo son usados para muelles, herramientas de corte y aplicaciones resistentes a la abrasión. Se requieren procedimientos y consumibles de bajo hidrógeno, precalentamiento, control entre pasos, y alivio de esfuerzos si se quiere evitar el

agrietamiento. Los electrodos de acero inoxidable austenítico en ocasiones son usados para soldar este tipo de aceros. Estos electrodos reducen el riesgo de fractura inducida por hidrógeno, pero pueden no concordar con la resistencia del metal base. [8]

Los aceros de series 11XX y 12XX contienen gran cantidad de azufre, fósforo, lo que conduce a mejorar la maquinabilidad. Ambas series son difíciles de soldar debido a la fractura por solidificación y la formación de porosidades.

Las fundiciones de hierro pueden hacerse en la misma amplia gama de composiciones que las usadas en piezas forjadas. Las principales diferencias son que las fundiciones son siempre totalmente estabilizadas con silicio de 0.3 al 1.0% y generalmente son tratadas térmicamente. Para una composición dada, la soldabilidad de los aceros forjados y fundidos es similar. Los defectos de la fundición son a menudo reparados por la soldadura. Se requiere tener cuidado en la sección del electrodo de soldadura si la fundición va a ser tratada térmicamente. Frecuentemente se usan electrodos de acero de baja aleación debido a una mejor concordancia con las propiedades de las fundiciones después del tratamiento térmico.

2.1. Consideraciones de soldabilidad de aceros al carbono [9]

Los aceros al carbono se encuentran entre los materiales más soldables, sin embargo, estos son susceptibles en cierto grado a los siguientes fallos y defectos:

- Fractura inducida por hidrógeno.
- Fractura por solidificación.
- Desgarro laminar (Rotura o fisuración en el sentido de laminación)
- Porosidad del metal de soldadura.
- Variaciones en las propiedades mecánicas del metal de soldadura y en la ZAC.

2.1.1. Fractura por hidrógeno inducido

La fractura inducida por hidrógeno (también conocida como fractura fría, fractura retardada, o fractura debajo del cordón), es el problema más serio que afecta la soldabilidad. Cualquier acero de bajo carbono endurecible es susceptible. Este tipo de fractura es resultado de los efectos combinados de cuatro factores:

- Una micro estructura susceptible frágil.
- La presencia de hidrógeno en el metal de aporte.
- Esfuerzos de tensión en el área de soldadura.
- Un rango específico de temperatura, de 100°C a 200°C.

La fractura inducida por hidrógeno ocurre después del enfriamiento de la soldadura (de ahí el término de fractura fría), y a menudo se retrasa por muchas horas para que el hidrógeno se difunda a las áreas donde existen mayores esfuerzos.

En las imperfecciones microestructurales dentro de un campo de esfuerzo, el hidrógeno cambia su forma molecular, causando la fractura. La fractura puede ocurrir en la ZAC o en el metal de soldadura, y puede ser longitudinal o transversal. Para aceros al carbono, la fractura suele ocurrir en la ZAC, debido a que los electrodos usados para estos metales son usualmente bajos en carbono y el metal soldado es no endurecible. Las excepciones pueden ser si un electrodo altamente aleado fuera usado, si el metal soldado fuera hecho más endurecible por la difusión de carbono que el metal base, o en ciertas soldaduras de arco sumergido, donde hay un exceso de voltaje del arco y flujos activos que recogen grandes cantidades de manganeso y o silicio.

En la ZAC las fracturas longitudinales son más frecuentes. Las fracturas por debajo del cordón recaen regularmente paralelas a la línea de fusión, estas no se extienden normalmente a la superficie y pueden entonces ser difíciles de detectar. Las fracturas por debajo del cordón forman niveles de esfuerzo relativamente bajos en la martensita, cuando se presentan niveles altos de hidrógeno desde la raíz comienzan a generarse en áreas de grandes concentraciones de esfuerzos. Por lo tanto, la fractura puede ocurrir en microestructuras menos susceptibles o a niveles de hidrógeno relativamente bajos. Este tipo de fractura a menudo se retrasa mientras el hidrógeno se difunde hacia el área de mayor energía (área con esfuerzos residuales).

Las fracturas del metal de soldadura pueden ser longitudinales o transversales. Las fracturas longitudinales comienzan debido a concentraciones de esfuerzo en la raíz de la soldadura. Las fracturas transversales comienzan en los defectos que contienen hidrógeno y sujetos a esfuerzos longitudinales. Las fracturas del metal de soldadura no siempre se extienden a la superficie.

La fractura transversal es menos común, esta ocurrirá en la martensita con alto contenido carbón, bajo condiciones de grandes esfuerzos longitudinales, ejemplo de ellas es el filete de la soldadura de placas.

Uno de los problemas más serios de la fractura inducida por hidrógeno, es la dificultad en detectar la presencia de una grieta. La naturaleza retardada de estas fracturas demanda que la inspección no se realice inmediatamente, especialmente en soldaduras que presentan esfuerzos externos aplicados en la puesta en servicio. Debido a que algunas fracturas no se extienden a la superficie, no son detectables por métodos de inspección visual (Uso de líquidos penetrantes, inspección magnética de partícula, las cuales requieren que el defecto este cerca de la superficie). La radiografía es sensitiva a defectos volumétricos y puede no detectar fracturas que sean muy finas o en la orientación incorrecta. La inspección ultra sónica es capaz de detectar la fractura si el operador sabe dónde analizar. Dada la dificultad en detectar fracturas inducidas por hidrógeno y lo posibilidad de conducir estas fracturas a la falla en servicio, es prudente considerar las precauciones necesarias para evitar este tipo de fracturas. [10]

2.1.2. Microestructura susceptible

Una microestructura susceptible es cualquier producto de transformación frágil y dura formada en la ZAC o en el metal de soldadura. La martensita es por mucho la microestructura más susceptible encontrada en los aceros al carbón. En los aceros de alto carbono en la zona soldada, la martensita cuando se forma esta usualmente mezclada con otros productos de transformación menos susceptibles, tal es el caso de la perlita. Sin embargo, esas mezclas de microestructuras son susceptibles a la fractura dependiendo del nivel de dureza. La martensita por si misma puede ser más o menos susceptible dependiendo de su contenido de carbono. La martensita con alto contenido de carbono es dura, más frágil y más susceptible a la fractura. La figura 2.1 muestra el efecto del contenido de carbono en la dureza de los aceros al carbono debido a la transformación martensita formada tras un rápido enfriamiento[11].

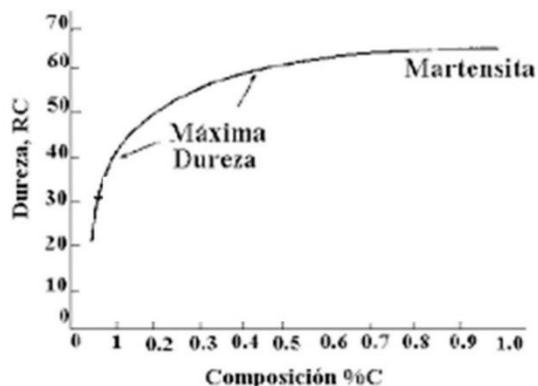


Figura 2.1. Efecto del contenido de carbono y su relación con la dureza de los aceros formada tras el rápido enfriamiento. [25]

2.1.3. Presencia de hidrógeno en el metal de soldadura

El papel que juega el hidrógeno en la fractura en frío es desconocido, pero su presencia es necesaria para que ocurran este tipo de fracturas. El hidrógeno es generalmente introducido en la unión soldada por el proceso de soldadura, las posibles causas son:

- Humedad en el recubrimiento del fundente.
- Lubricantes que contienen hidrógeno que son dejados en la superficie de los electrodos de alambre.
- Compuestos o residuos que contienen hidrógeno dejados en la superficie de la placa (estos pueden incluir pinturas, gases, aceites, etc.).
- Líneas rotas de gas, alta humedad en el gas de protección.
- Alta humedad en el aire en la zona del proceso de soldadura.

Cabe señalar que la principal causa del hidrógeno es el consumible de la soldadura (fundente). El hidrógeno en su forma atómica es muy soluble en hierros líquidos, esta solubilidad decrece con la disminución de la temperatura. El enfriamiento rápido puede resultar en una súper saturación significativa de hidrogeno atómico en la solidificación del metal. Debido a que este se difunde relativamente fácil a través de la ferrita, una cierta cantidad del hidrogeno presente en la soldadura enfriada a temperatura ambiente se difundirá subsecuentemente fuera del metal soldado. Este hidrogeno difusible cuya salida desde el metal soldado puede acelerarse a temperaturas más altas y puede ser medido usando ensayos no destructivos estandarizados.

La distribución del hidrogeno en el metal soldado y la ZAC y la posterior susceptibilidad a la fractura en frio, es una función de las transformaciones de fase que toman lugar durante el enfriamiento. Ejemplo de ello se suscita si el metal de soldadura es más duro que el metal base, la ZAC se transformará primero. El metal soldado el cual es austenítico retendrá el hidrógeno. Cuando el metal soldado se transforme será en la presencia de alto hidrógeno el cual conducirá a la fractura en el metal soldado, por lo tanto, la ZAC no será afectada por el calor por la baja concentración de hidrógeno por lo que no se fracturará. [12]

2.1.4. Esfuerzos de tracción en la zona soldada.

Los esfuerzos a los cuales la soldadura está sujeta, pueden ser generados externa o internamente. Los esfuerzos externos están aplicados cuando la soldadura es puesta en servicio. Los esfuerzos internos o residuales son aquellos que surgen del proceso de soldadura, debido principalmente a los gradientes de temperatura, la expansión térmica desigual y la contracción del metal base, así como del metal de soldadura y de los cambios de volumen resultantes de la transformación de fases durante el enfriamiento. Los esfuerzos residuales pueden ser reducidos por un movimiento sin restricciones de las partes que están siendo soldadas, por tratamientos térmicos, y por el diseño adecuado de la soldadura.

Los movimientos de las piezas pueden ser debidos a desplazamientos físicos reales o bien a una deformación elástica o plástica. Un ejemplo de lo primero podría ser la compensación de las piezas previas a la soldadura, permitiéndoles rotar a la posición final deseada. Un ejemplo del último, es el uso de un material de relleno ferrítico de baja resistencia, o de un material de relleno austenítico para soldar aceros de mediano o alto carbono. Cualquier condición que limita el movimiento de las piezas soldadas incrementará los esfuerzos residuales y la probabilidad de la fractura inducida por hidrógeno.

Placas más sólidas, más gruesas, una alta presión de sujeción, o estructuras envolventes rígidas, reducen la libertad de movimiento de las partes soldadas, resultan en ellas elevados esfuerzos residuales. Las estructuras solidas más gruesas, tienen un enfriamiento más rápido por el gran disipador térmico, lo cual incrementa la probabilidad de formación de martensita. El uso de precalentamiento para reducir el riesgo de la formación de martensita, también reduce y retrasa el comienzo de esfuerzos residuales máximos, permitiendo un mayor tiempo para que el hidrógeno escape.

El alivio de esfuerzos post soldadura, reducen esfuerzos residuales, esto se logra calentando la soldadura a una temperatura, en la cual el límite elástico cae lo suficiente para que el flujo plástico ocurra, de este modo los esfuerzos se relajan. La presencia de espacios o muescas también incrementará la incidencia de fracturas o grietas por que producen una concentración localizada de esfuerzos. La acumulación de niveles relativamente bajos de hidrogeno en estas áreas pueden ser suficientes para causar la fractura.

2.1.5. Efecto de la temperatura sobre la fractura inducida por hidrógeno. [13]

La fractura inducida por hidrógeno, normalmente no ocurre fuera de un intervalo de temperatura de 100 a 200°C. Por debajo de 100°C el hidrógeno probablemente se difunde muy lentamente para alcanzar una concentración crítica en un área susceptible, mientras que arriba de 200°C el hidrógeno se difunde muy rápidamente fuera del área de soldadura y no tiene tiempo para alcanzar una acumulación crítica.

2.1.6. Fractura por solidificación

La fractura por solidificación ocurre a altas temperaturas, en las fases terminales de la solidificación. Las fracturas son fácilmente reconocibles porque por lo general siguen el centro de la soldadura, aunque no siempre salen a la superficie. Las fracturas con frecuencia aparecen hacia el final de la soldadura, debido a los esfuerzos derivados del campo térmico. La superficie de la grieta está fuertemente oxidada, y estructuras dendríticas pueden ser encontradas con frecuencia después de ser examinadas con un microscopio electrónico de barrido.

Las fracturas por solidificación surgen debido a la formación de compuestos con bajo punto de fusión en los límites de grano. Cuando redes sólidas coherentes se forman tras la solidificación, esfuerzos comienzan a construirse a través de la soldadura debido a la contracción. Los componentes de bajo punto de fusión permanecen fundidos y los límites de grano se ven afectados por los esfuerzos de contracción. Las condiciones que controlan el alcance de la fractura de solidificación son la cantidad de impurezas, la forma de la soldadura y los niveles de esfuerzos.

2.1.7. Impurezas

Azufre y fosforo son las principales causantes de la fractura de solidificación en el metal de soldadura de acero al carbóno. Ambos se aíslan hacia los límites de grano y formarán compuestos de bajo punto de fusión. En el caso del azufre, este es FeS, el cual tiende a

formar una película continua en el límite de grano. La adición de una cantidad suficiente de manganeso en el metal de soldadura causara la formación de MnS el cual es preferente en vez de FeS. Sulfuros de magnesio solidifican a altas temperaturas y forman como glóbulos, una morfología menos propensa a la fractura. El carbóno afecta la tendencia a la fractura. En altos niveles de carbono, incrementar la proporción de manganeso a azufre es menos efectivo y es mejor reducir el contenido de carbono para evitar fracturas. El efecto del carbono se cree que está relacionado con la fase δ -ferrita o austenita, que se forma tras la solidificación. En bajos contenidos de carbono δ -ferrita tiene una alta solubilidad relativa para el azufre y fósforo. A medida que el contenido de carbono incrementa, mayor austenita es formada tras la solidificación. Debido a que la austenita tiene una baja solubilidad para el azufre y fósforo, cabe señalar que estas impurezas son rechazadas tras la solidificación y tienden a acumularse en los límites interdendríticos.

Los consumibles de la soldadura son mantenidos deliberadamente bajos en azufre y fósforo para evitar problemas. El metal base son los principales contribuyentes de estas impurezas. Cualquier proceso o procedimiento de soldadura de alta disolución promueve la acumulación de impureza.

La forma del cordón de soldadura y la estructura del grano solidificado también afecta la fractura de solidificación. Los cordones de soldadura cóncavos tienen una mayor tendencia a la fractura porque su superficie más exterior es forzada a tensión. Por lo que se prefieren cordones ligeros convexo de soldadura. Un profundo y estrecho cordón tiene también una gran tendencia a la fractura.

Altas velocidades de desplazamiento tienden a causar crecimientos dendríticos desde cualquier lado de la soldadura. Esto resulta en una pesada segregación de impurezas en la línea central de soldadura y una mayor probabilidad de fractura de la línea central. Los depósitos de soldadura en forma de lágrimas producen este patrón de solidificación, por lo que deben ser evitadas si el metal de soldadura es susceptible a la fractura en caliente.

Capítulo 3. Tratamientos térmicos [14-17]

3. Introducción

El mejoramiento de las propiedades mecánicas de los aceros para ser manufacturados, se basa en la obtención de diversas estructuras en equilibrio, mediante la aplicación de operaciones de calentamiento y enfriamiento que se lleven a cabo a diferentes tiempos de exposición establecidos. Comúnmente a estos procedimientos se denominan “Tratamientos térmicos” que se basan en la aplicación de las transformaciones estructurales (transformaciones alotrópicas), procesos de recristalización y de difusión que experimentan los aceros. Cabe señalar que todos los procesos básicos de tratamientos térmicos para aceros, incluyen la transformación o descomposición de la austenita.

Los tratamientos térmicos en los aceros se pueden clasificar de la siguiente manera:

- Recocidos
- Normalizado
- Temple o templado
- Tratamientos térmicos especiales
- Revenido

3.1. Transformación isotérmica

Una transformación de fase es un proceso o reacción que se lleva acabo de manera no lineal con el tiempo, aún y cuando esta se realice a temperatura constante, es decir, isotérmicamente.

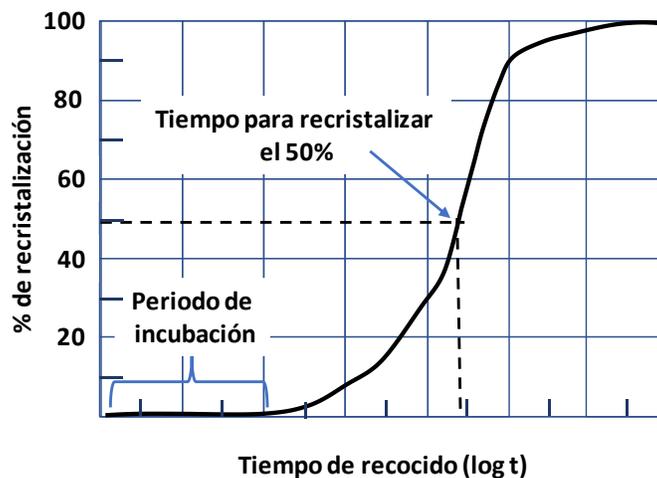


Figura 3.1 Representación esquemática del porcentaje de recristalización isotérmica en un tratamiento de recocido. [26]

En la figura 3.1 se muestra el porcentaje de recristalización isotérmica donde se observa que la transformación requiere de un periodo de incubación para la nucleación de la nueva

fase. Posteriormente, la rapidez se incrementa llegando a un máximo cuando la reacción ha completado un 50%. Después, la rapidez disminuye cuando está próxima su terminación; siendo los últimos porcentajes de transformación los que requieren un tiempo considerable, hasta alcanzar el 100%.

3.2. Diagrama TTT

Los diagramas cinéticos también conocidos como diagramas TTT (Tiempo, temperatura y transformación), son utilizados para determinar la cinética de las transformaciones en los aceros, conociendo el tiempo, la temperatura y la microestructura requerida para generar las propiedades solicitadas. Estos diagramas se obtienen utilizando principalmente dos métodos: por metalografía y por dilatometría donde se determina el inicio y fin de la transformación, las curvas para los distintos porcentajes de transformación, las líneas de formación de carburos, las zonas perlítica y bainítica, así como la zona martensítica, con distintos puntos de transformación. En la figura 3.2 se muestra el diagrama TTT de un acero aleado 4340, donde se observan las zonas de transformación y de estabilidad, como son la zona de la perlita, la austenita, la bainita y de la martensita. También se pueden identificar las temperaturas y tiempos requeridos para llevar a cabo las transformaciones de fase.

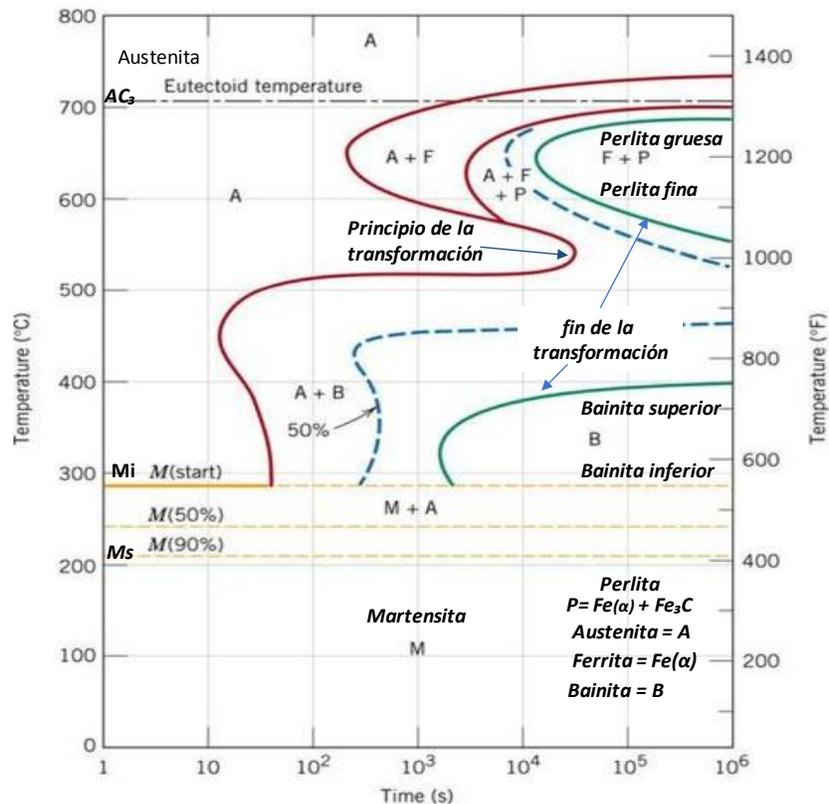


Figura 3.2. Diagrama TTT de un acero aleado 4340. [27]

En la figura 3.2, el diagrama TTT representa en forma esquemática la transformación de un acero aleado, ya que en él se distingue perfectamente las zonas perlítica y bainítica. Para un acero al carbono las dos zonas se superponen en gran parte, debido a que la rodilla bainítica sólo está ligeramente más baja que la rodilla perlítica. Un hecho importante de notar es que la posición de las diferentes curvas está influenciada por los elementos de aleación, para un acero aleado la curva de inicio de la transformación se separa del eje de las temperaturas, mientras que para un acero al carbono ésta se encuentra muy cerca de dicho eje. tal es el caso del acero 4340 que se está ejemplificando.

Este acero se le conoce en la industria como acero triple aleado, capaz de alcanzar altas durezas y buenas propiedades, posee muy buena y profunda templabilidad, buena tenacidad y por su elevada resistencia a la tensión puede usarse en piezas sujetas a severos esfuerzos, tales como ejes, flechas, diferenciales, ruedas cigüeñales, bielas, flechas de cardán, etc. Para lograr buena soldabilidad y excelente penetración, se recomienda soldar con precalentamiento calentamiento del metal base a 320°C, acabando de soldar se debe cubrir el acero para evitar choques térmicos y relevar tensiones.

3.3. Tratamientos térmicos en la soldadura.

Durante el proceso de soldadura se generan efectos indeseables en el material, los principales son:

- Generación de tensiones residuales, que pueden producir fragilidad en piezas de gran espesor o distorsión en piezas de poco espesor, estas tensiones son de dos tipos: de tracción y de compresión.
- Absorción de hidrógeno en la soldadura, debido a factores ambientales o a la utilización de material de aportación en condiciones inadecuadas.
- Modificación de la estructura de la aleación ferrosa, la cual aumenta la dureza de la zona afectada por el calor, produciendo fragilidad, favoreciendo la aparición de corrosión inducida por esfuerzos, o generación de fisuras por la presencia de hidrógeno en la soldadura.

Con el fin de mitigar la influencia de estos efectos no deseados, las uniones soldadas requieren el calentamiento controlado tanto del metal base como del metal de soldadura. Estos procedimientos de calentamiento mantenimiento y enfriamiento controlado a la unión soldada se le denomina tratamiento térmico de la soldadura, se pueden dar antes, durante

y después del proceso de soldadura, ya que presentan un afecto sobre las propiedades mecánicas solicitadas en la unión soldada.

Existen parámetros que cuando son erróneos pueden ocasionar que las propiedades mecánicas de la soldadura no sean las adecuadas, tal es el caso de las velocidades de enfriamiento o calentamiento, o tiempos y temperaturas de mantenimiento.

Los tratamientos térmicos se consideran como el conjunto de técnicas consistentes en aplicar calor, de forma controlada en la **unión soldada**, y se puede agrupar de dos maneras:

1. Por el momento en el que se realizan: Horneado (bake-out), precalentamiento, post calentamiento y tratamiento térmico posterior a la soldadura
2. Por la temperatura alcanzada: subcríticos e hipercríticos.

3.3.1. Horneado (Bake-out)

Bake-out (desgasificado, deshidrogenado, desgasificación) es un precalentamiento con la finalidad de eliminar el hidrógeno presente en una pieza, antes de proceder a realizar un trabajo en ella, generalmente soldaduras de reparación o mecanizados.

Consiste en elevar la temperatura del metal para conseguir que el hidrógeno molecular que pueda estar presente en la pieza, debido a las condiciones de servicio, pueda pasar a estado atómico y difundir fuera. El hidrógeno en estado molecular es atrapado en huecos, inclusiones y defectos de la soldadura, el hidrógeno necesita volverse atómico para disociarse a una elevada la temperatura. La presencia de hidrógeno es común en equipos y tuberías asociadas a servicios que contienen H_2S . La utilidad del Bake-Out consiste en elevar la pieza a una temperatura determinada, durante un tiempo suficiente, que permita la transformación del hidrógeno molecular en atómico y migre al exterior de la pieza para reducir el riesgo de fisuración en frío durante el proceso de soldadura.

Para determinar el tiempo y la temperatura necesaria para realizar el tratamiento Bake-out, deben de tenerse en cuenta algunos parámetros:

- Contenido inicial de hidrógeno (depende del servicio y/o del proceso de soldadura empleado en la construcción del equipo)
- Contenido final aceptable de hidrógeno.

- Coeficiente de difusión del hidrógeno.
- Distancia hasta el exterior del material (normalmente se considera la mitad del espesor).
- Restricciones de temperatura, que puedan causar efectos no deseados en el material.

Normalmente los códigos constructivos no dan indicaciones para la realización de este tipo de deshidrogenado. API RP 945(2008) sección 6.5.3 recomienda para reparaciones en servicios de aminas realizar el Bake-Out a una temperatura entre 232°C y 316 °C, por un periodo de 2 a 4 horas.

3.3.2. Pre calentamiento (Temperatura entre pasadas)

El pre calentamiento implica calentar el metal base, ya sea en su totalidad o sólo la región que rodea la junta antes de la soldadura a una temperatura específica, llamada temperatura de pre calentamiento. El calentamiento debe continuar durante el proceso de soldadura. El pre calentamiento puede producir muchos efectos beneficiosos; Sin embargo, sin un conocimiento práctico de los fundamentos implicados, se corre el riesgo de degradar la integridad de la soldadura.

Al calentar el material, se disminuye el gradiente térmico desde la temperatura de fusión del acero, desplazando la curva de enfriamiento hacia la derecha del diagrama TTT, de este modo se favorece a las transformaciones estructurales más blandas que resultan menos frágiles y propensas a fisuración (figura 3.3). La temperatura de pre calentamiento tiene como principal función disminuir la velocidad de enfriamiento de la soldadura. Debe ser alcanzada en todo el espesor y en una zona suficientemente ancha a ambos lados de la junta del material base antes de que comience el proceso de soldadura.

En general la temperatura de pre calentamiento requerida en soldadura multipasos, es menor que para soldadura de simple pasada. En este tipo de soldadura, el calor de la segunda pasada disminuye la dureza de la ZAC que generó la primera pasada y acelera la migración de hidrógeno, esto reduce notablemente la posibilidad de fisuración en frío en aceros soldados.

Si se debe utilizar una norma de soldadura, se indicará la temperatura de precalentamiento para un tipo de soldadura, metal base y un espesor determinado. Esta temperatura mínima debe alcanzarse independientemente de las restricciones o la composición química de metales, sin embargo, el valor mínimo podrá ser incrementado si es necesario.

Cuando el proceso de soldadura no está regido por un estándar, se debe determinar si se necesita realizar un precalentamiento, así como la temperatura que tiene que alcanzar dicho precalentamiento. En general, el precalentamiento no es necesario en aceros de bajo contenido de carbono de menos de 1 in de espesor. [15] La necesidad de precalentamiento se incrementa con el aumento del espesor, del nivel de hidrógeno en el material de aporte y de la composición química del metal base. Los códigos de soldadura especifican los valores mínimos de la temperatura de precalentamiento, pero no se puede que, para un mismo material, diferentes normas dan temperaturas de precalentamiento distintas.

En algunas ocasiones existe el riesgo de fragilización de la unión soldada y de la aparición de fisuras, ya sea en el metal de soldadura o en la ZAC. El ciclo térmico de la soldadura con rápidos calentamientos y enfriamientos, desde temperaturas muy elevadas, favorece la aparición de microestructuras, que han sido sometidas a un ciclo similar al temple. El espesor de la junta, la composición química de material y la presencia de hidrógeno favorecen la fisuración.

El precalentamiento es un excelente método de reducir la velocidad de enfriamiento, consiguiendo estructuras menos duras y por lo tanto menos susceptibles a la fisuración, también nos ayuda a difundir el hidrógeno fuera del material.

Cuando no se especifica un código de soldadura, y se establece la necesidad de realizar un precalentamiento, se debe considerar que la temperatura de precalentamiento que varía en función de diversos factores, como temperaturas de precalentamiento que superan los 600°C. Se debe intentar que la temperatura de precalentamiento esté por encima de la temperatura de inicio de la transformación martensítica, evitando la formación o que se forme muy lentamente esta, con el fin de evitar la formación de microestructuras muy duras. En la soldadura por arco de aceros al carbono y de baja aleación, el endurecimiento de la ZAC normalmente se debe a la transformación de la austenita en martensita. El grado de endurecimiento depende la composición química de la aleación y la velocidad de enfriamiento. Cabe señalar que la dureza de la ZAC se evalúa mediante el carbono equivalente. Se han desarrollado diversos métodos para determinar el carbono equivalente de un acero. A título orientativo se dan los siguientes valores en función del carbono equivalente (CE):

- $CE < 0,45$ Pre calentamiento opcional.
- CE entre $0,45-0,60$ Pre calentamiento $95\text{ }^{\circ}\text{C}$ a 200°C .
- $CE > 0,60$ Pre calentamiento 200°C a 370°C .

La temperatura entre pasadas (T_{ep}) es la temperatura del material en la zona de soldadura inmediatamente antes de dar la segunda o pasadas posteriores. En la práctica, el mínimo entre pasadas es a menudo igual a la temperatura mínima de pre calentamiento. La T_{ep} es tan importante o más que la temperatura de pre calentamiento, con respecto a las propiedades mecánicas y microestructurales de la unión soldada. Por ejemplo, los límites de elasticidad y la rotura por tracción del metal de soldadura dependen de la T_{ep} . Esta temperatura puede reducir la resistencia del metal de soldadura. Cuando la resistencia al impacto es un requisito conviene no superar los 290°C . Cuando se especifica una temperatura entre pasadas mínima, la soldadura no debe realizarse si la chapa base está por debajo de esta temperatura. Una T_{ep} elevada puede ayudar a obtener una microestructura de grano fino, mejorando la resistencia al impacto, pero en algunos materiales es imprescindible controlar esta temperatura para evitar unos niveles de resistencia bajos que pueden no ser adecuados para el servicio.

Mantener una temperatura entre pasadas entre un nivel mínimo que ayude a evitar la aparición de fisuración y un nivel máximo que no afecte a las propiedades mecánicas, depende de varios aspectos:

- Tiempo entre pasadas.
- Condiciones medio ambientales.
- Espesor del metal base.
- Energía aportada.
- Temperatura de pre calentamiento.
- Transferencia de calor.

3.3.3. Control de la temperatura entre pasadas

Para medir si la temperatura entre pasadas es la especificada, se emplean marcadores de temperatura. Cuando solo se indique una temperatura mínima, una vez completada la soldadura de la raíz se comprueba antes de que comiencen a soldar, al empezar a soldar el marcador debe fundirse, si no ocurre es necesario elevar la temperatura de las resistencias. Cuando nos indiquen un valor máximo y uno mínimo para la temperatura entre pasadas, se emplean dos marcadores, para el valor mínimo se debe fundir, pero no para el

valor máximo. La pasada en caliente realizada inmediatamente después de la pasada de raíz es muy efectiva para prevenir la fisuración en frío, dado que puede reducir la concentración de hidrógeno en aproximadamente un 30 a 40% comparados con los casos de pasada de raíz solamente. Esta hace que la temperatura de precalentamiento necesaria se pueda disminuir entre 30 y 50°C aproximadamente. La pasada en caliente puede disminuir la dureza en la ZAC.

3.3.4. Post calentamiento (IPWH)

El principal objetivo del post calentamiento, es el de reducir la cantidad de hidrógeno presente en la soldadura y el metal base adyacente, con el fin de reducir el riesgo de fisuras inducidas por la presencia de este elemento, o bien, la fisuración retardada que puede aparecer al cabo de varias horas o días, cuando la pieza se encuentra a temperatura ambiente. Este proceso de calentamiento tiene una gran importancia en la soldadura de aceros de alta resistencia o aleados, sobre todo cuando existe el riesgo de haber introducido hidrógeno en la zona de soldadura por no haber respetado, las temperaturas de precalentamiento o el secado del material de aporte.

Cuando se va a realizar un post calentamiento se debe mantener la temperatura de precalentamiento, hasta que se inicie el mismo. El post calentamiento también se emplea cuando va a existir un periodo de tiempo entre que se acaba la soldadura y se inicia el tratamiento térmico de la soldadura. El post calentamiento se realiza a una temperatura entre 232 y 316°C, por un periodo de 2horas por pulgada con un mínimo de 2 horas (para aceros de bajo y baja aleación).

3.3.5 Tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT)

Los tratamientos térmicos posteriores a la soldadura, en aceros al carbono y aceros de baja aleación son ciclos térmicos que se realizan a temperaturas inferiores a la temperatura crítica de transformación $Ac_1(727\text{ °C})$ mostrada en la figura 1.2. los cuales

son tratamientos subcríticos, puesto que no se busca una recristalización de la microestructura (pasar de una estructura cubica centrada en el cuerpo a una estructura cubica centrada en las caras).

Existen muchas razones por las que no realizar tratamientos térmicos localizados a temperaturas hipercríticas:

- Los gradientes de temperaturas que se producen en los tratamientos térmicos localizados, pueden crear zonas a diferentes temperaturas de forma que mientras una parte de la pieza está a temperatura de recristalización otra esta a temperatura subcrítica, obteniendo una estructura no homogénea, con propiedades diferentes en función de la temperatura alcanzada.
- Los tratamientos térmicos a temperaturas hipercríticas, pueden afectar de forma negativa a las propiedades mecánicas del material modificando su límite elástico o la resistencia al impacto.
- Los tratamientos térmicos a temperaturas hipercríticas, pueden incrementar notablemente el riesgo de que la pieza sufra deformaciones.

A pesar de estos inconvenientes en algunos casos se deben realizar tratamientos térmicos localizados a temperaturas de recristalización como en el caso del Normalizado y del Hipertemple.

El tratamiento térmico posterior a la soldadura tiene efectos beneficiosos para la soldadura, como: reducción de tensiones residuales, eliminación de hidrógeno y revenido de microestructuras duras. Estos efectos beneficiosos mejoran la estabilidad dimensional, reducen el riesgo de aparición de fisuras inducidas por el hidrógeno y mejoran algunas propiedades del material como la resistencia al impacto, la ductilidad o la resistencia a la corrosión. De igual forma un tratamiento térmico con temperaturas o tiempos de mantenimiento equivocadas puede afectar negativamente a las propiedades de un material reduciendo la resistencia y causando fragilidad. La elección de los parámetros adecuados depende de la composición del material base y del material de aportación y de los procesos a los que ha sido sometido el material base (trabajos mecanizado, conformado o ciclos térmicos).

La necesidad de realizar un tratamiento térmico posterior a la soldadura, normalmente viene determinada por los requisitos de diversos códigos constructivos o por las condiciones de servicio a las que se verá sometido el material. Los códigos constructivos, dan indicaciones orientadas a la realización de tratamientos térmicos con la finalidad de mejorar el comportamiento frente a la aparición de fisuras debidas a la fractura frágil, reduciendo las tensiones residuales o mejorando la resistencia al impacto. Los tratamientos térmicos

relacionados con las condiciones de servicio, generalmente buscan reducir la dureza y eliminar tensiones residuales, para evitar situaciones que faciliten la aparición de corrosión.

Los tratamientos térmicos posteriores a la soldadura más habituales son:

- Relevado de esfuerzos: tratamiento subcrítico que tiene como finalidad reducir las tensiones residuales creadas durante el proceso de soldadura, no acostumbra a superar los 650°C.
- Revenido: tratamiento subcrítico que busca disminuir la dureza de la zona afectada por el calor (ZAC) y eliminar tensiones, no acostumbra a superar los 750°C.
- Solubilización de carburos: tratamiento hipercrítico, se aplica a algunos aceros inoxidables temperaturas entre 900 y 1050°C y enfriamiento rápido

En algunas ocasiones puede ser necesario realizar un Normalizado, seguido de un revenido, con la finalidad de restaurar las propiedades del material. El normalizado es un tratamiento hipercrítico y no todos los materiales de aportación toleran adecuadamente este tipo de tratamientos.

El tratamiento térmico posterior a la soldadura mejora la ductilidad, en soldaduras susceptibles al agrietamiento debido a la composición de metal o al espesor de pared. Cuando se aplica correctamente, ha demostrado ser muy eficaz en la prevención de fallas prematuras relacionadas con soldadura.

Los esfuerzos inducidos por el ciclo térmico de la soldadura, juegan un papel en ciertos fenómenos de corrosión localizada. Constantemente se están reemplazando o reparando equipos y tuberías por sufrir una pérdida localizada de metal o corrosión bajo tensión, debido a los efectos combinados las condiciones de servicio y los efectos no deseados de la soldadura.

Se ha convertido en una práctica habitual realizar tratamientos térmicos a equipos y tubos, que debido a su poco espesor están exentos de tratamiento en los códigos constructivos. La corrosión a menudo continúa siendo un problema incluso después del tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT). Los resultados de pruebas experimentales demuestran que, durante la realización de un PWHT, pueden generarse grandes diferencias de temperatura a través del espesor de la pieza. La aplicación de elementos de calefactores en el exterior de la tubería no siempre proporciona la seguridad de que la superficie interior alcancen las temperaturas necesarias para reducir adecuadamente la

dureza de la soldadura. Es en estas superficies interiores que se inicia el fenómeno de la corrosión inducida por esfuerzos.

La reducción de las tensiones residuales (relevado de esfuerzos) relacionadas con la soldadura es un proceso que depende del tiempo y la temperatura, siendo la temperatura el componente que tiene un efecto mayor. Se ha demostrado que, para aceros de baja aleación, hasta que la temperatura del metal de soldadura supera una temperatura mínima, apenas existe reducción de tensiones. Por encima de esa temperatura, los niveles residuales de esfuerzos disminuyen rápidamente con el aumento de la temperatura. El mismo estudio sugiere que una vez a esa temperatura, la tensión residual, se reduce rápidamente durante sólo los primeros 20 minutos, después de lo cual la tasa de relajación es muy lenta.

El revenido es un tratamiento térmico posterior a la soldadura cuya finalidad es disminuir el nivel de dureza de la zona afectada por el calor, con el fin de reducir la fragilidad que presentan las estructuras duras. Una microestructura con una dureza elevada (350HV) es propensa a sufrir figuraciones inducidas por el hidrógeno (HIC) o corrosión bajo tensión (SSC). Los tratamientos de revenido se aplican principalmente a los aceros aleados, que se emplean para servicios a altas temperaturas.

Dado que estas aleaciones están diseñadas para resistir altas temperaturas, las temperaturas del tratamiento también han de ser más elevadas, acostumbran a estar en el rango de los 720-780°C para los aceros al Cr-Mo, siendo preferible emplear las temperaturas más elevadas, dentro del rango, para obtener una mayor reducción de la dureza.

Disolución de carburos, hipertemple, precipitación de carburos. Este tratamiento precisa de una austenización completa y por lo tanto se realiza a temperaturas hipercríticas. Durante el proceso de soldadura de los aceros inoxidable austeníticos una parte de la zona afectada por el calor está en el rango de temperaturas, que facilitan la formación de carburos de cromo.

La característica de inoxidable, de estos aceros se debe a la formación de una capa pasivante, al reaccionar el cromo de la aleación con el oxígeno presente en la atmosfera, si debido al proceso de soldadura, el cromo ha reaccionado con el carbono, corremos el riesgo de que algunas zonas de la ZAC no formen la capa pasivante. Este fenómeno conocido como sanitización o corrosión intergranular, aparece en el rango de temperaturas entre 430 y 850°C y se manifiesta en forma de bandas paralelas al cordón de soldadura.

Desde el punto de vista del tratamiento, la solución consiste en elevar la temperatura hasta los 1050°C y permanecer en ella durante un periodo de tiempo suficiente para que se disuelvan todos los carburos.

El carbono forma carburos de Ti o Nb a temperaturas superiores a las que se empiezan a formar los carburos de cromo, al rededor de los 900°C, si el carbono se asocia con estos elementos de aleación, permaneciendo a esta temperatura el tiempo necesario, cuando llegemos a la temperatura de formación de carburos de cromo y pasemos por ella rápidamente, el Cr permanecerá en estado libre al no existir carbono libre al que unirse. No es aconsejable realizar este tipo de tratamientos de forma localizada.

Entre todos estos tratamientos de calor o calentamiento, PWHT e IPWH son los procedimientos más comunes en la soldadura. Los otros son utilizados para aplicaciones limitadas a algunos campos de la soldadura de fabricación.

Capítulo 4. Desarrollo experimental

4. Introducción

En este capítulo se describen los materiales, los procesos de preparación utilizados, así como el proceso de unión del metal base, llevados a cabo en esta investigación.

4.1. Placas de acero de llegada

Las barras fueron proporcionadas por el M. en C. Carlos Rodríguez Rivera †, Profesor de la Facultad de Química en el área de Ingeniería Metalúrgica, argumentando que era un acero API 5L-X52, estas placas de acero tenían con marcas de golpe la siguiente leyenda HIC-3010-560084-SUP e HIC-3511-560085-SUP, también presentaba en su superficie óxido de hierro (III) conocido como herrumbre (Fe_2O_3), el cual aparece en el metal tras su exposición al aire durante tiempo considerable. En la figura 4.1 se muestran las placas de acero utilizadas en este trabajo de investigación.



Figura 4.1. Placas de acero de llegada utilizadas en este trabajo de investigación.

4.2. Preparación de las placas de acero

En la preparación de las placas para su posterior unión mediante el proceso de soldadura por arco eléctrico, se evitó de alguna contaminación o inclusión ajena mediante la limpieza de las placas. Primeramente, a las placas de acero se les realizó una limpieza mecánica,

después se llevó a cabo un decapado químico, posteriormente éstas fueron rectificadas con el fin de desarrollar el proceso de unión entre éstas.

4.2.1. Limpieza mecánica de las placas de acero

La limpieza mecánica de las dos placas se realizó utilizando las lijas con un tamaño de grano 220 y 320 con el fin de retirar los óxidos de hierro (Fe_2O_3) para evitar partículas que contaminen el cordón de soldadura (ver figura 4.2).



Figura 4.2. Placas de acero después de haber llevado a cabo la limpieza mecánica con lijas un tamaño de grano 220 y 320 respectivamente.

4.2.2. Rectificado

Para el rectificado de placas se utilizó una Fresadora Bridgeport con un cortador de media Boga para rectificar las cuatro caras laterales de las barras, como se muestra a continuación (ver figura 4.3).



Figura 4.3. Proceso de rectificado de las placas de acero utilizadas

4.2.3. Decapado químico

Para el decapado de las muestras se utilizó la norma ASTM G1-03(2017). Primeramente, las placas fueron sumergidas en una solución de ácido clorhídrico al 15% en peso durante 15 minutos, posteriormente fueron enjuagadas con agua destilada más óxido de calcio con el fin de neutralizar los restos de ácido. Por último, se enjuagaron con agua destilada y fueron sumergidas en alcohol etílico y secadas con aire seco para su utilización (ver figura 4.4).



Figura 4.4. Decapado de las placas de acuerdo a la norma ASTM G1-03 (2017).

4.3. Análisis químico del acero mediante EDS

El análisis químico de las dos barras de acero se realizó mediante un microscopio electrónico de barrido (MEB) marca JEOL modelo JSM 6010LA (ver figura 4.5), obteniendo la micrografía del acero, así como el espectro de composición química mediante la técnica de Espectroscopia de Energía Dispersiva (EDS, por sus siglas en inglés). En la figura 4.6 se muestran las micrografías del acero obtenidas por MEB, en la figura 4.6(a) se observa un material libre de impurezas o inclusiones, mientras que en figura 4.6(b) se observa una impureza.

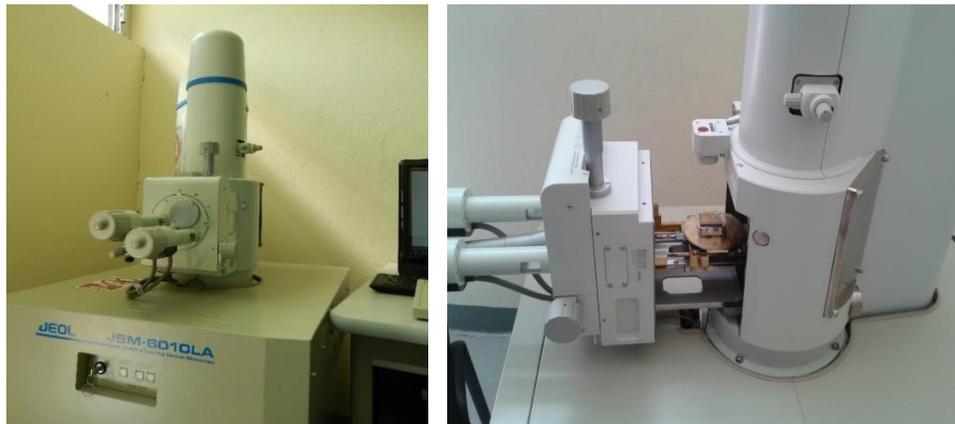


Figura 4.5. Microscopio electrónico de barrido utilizado en el trabajo de investigación

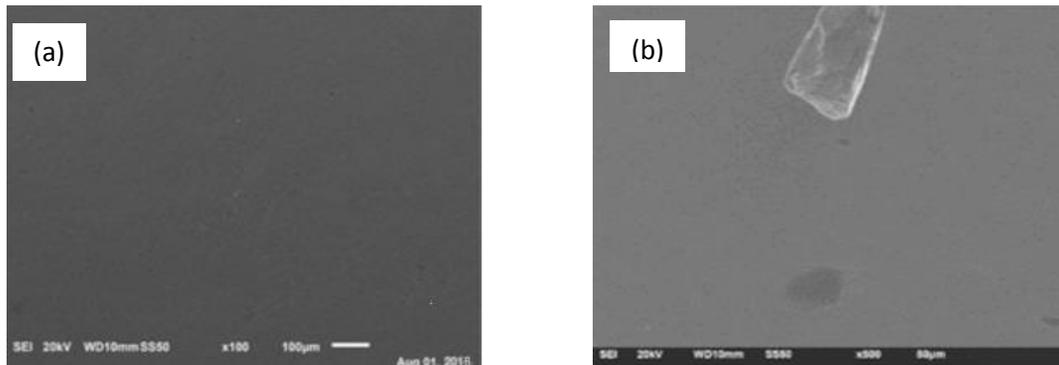


Figura 4.6. Micrografías del Acero pulido a espejo (a)100X y (b)500X.

El análisis químico obtenido por EDS muestra que el acero está constituido casi en su totalidad de Hierro, y un pequeño porcentaje de carbono (0.48-0.58%) y de Manganeso (0.79 a 0.83%). Es importante mencionar que el análisis químico se realizó en áreas específicas, así como de zonas libre de impurezas o de algún compuesto químico extraño (Tabla 4.1).

Tabla 4.1. Composición química de las barras de acero mediante EDS.

Elemento	Barra HIC-3010-560084-SUP				Barra HIC-3511-560085-SUP			
	Análisis por área		Análisis Puntual		Análisis por área		Análisis puntual	
	% de elemento		% de elemento		% de elemento		% de elemento	
Fe	98.938	98.904	98.7411	98.934	98.367	98.575	99.081	99.108
C	0.242	0.256	0.276	0.236	0.265	0.272	0.259	0.272
Mn	0.82	0.84	0.79	0.94	1.16	1.23	0.66	0.62

Para determinar el tipo de Hierro que presenta la aleación se recurrió a la técnica de difracción de rayos X (DRX). En la figura 4.7 se muestra el difractograma del acero obtenido por DRX. El equipo utilizado se muestra en la figura 4.8.

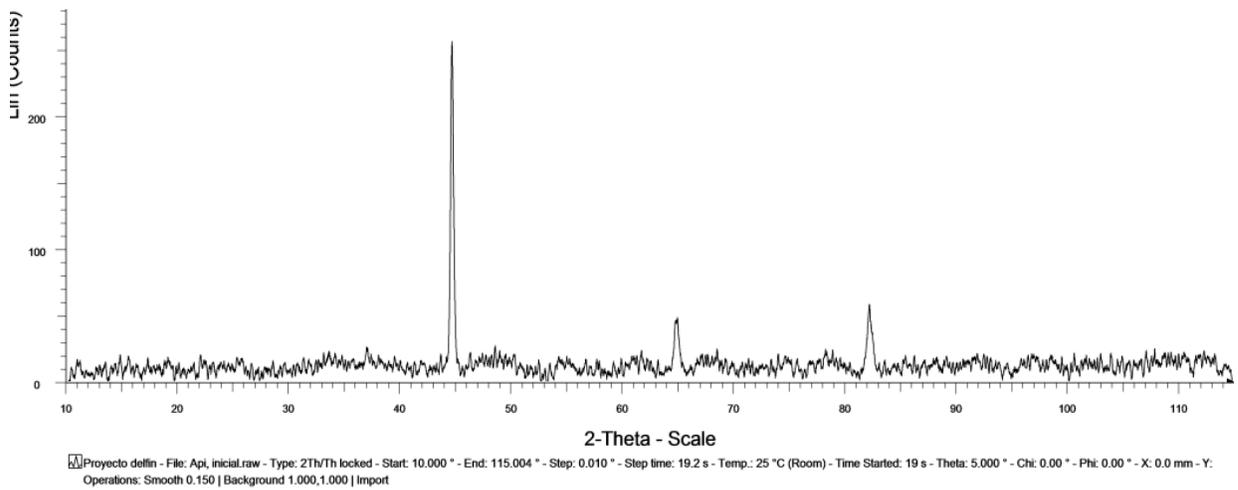


Figura 4.7. Difractograma del Fe α (ferrita) obtenido por DRX



Figura 4..8. Difractómetro utilizado en el trabajo de investigación

4.4. Análisis químico del acero por vía húmeda.

Como prueba complementaria, también se realizó la composición química de las placas de acero mediante el proceso de vía húmeda la cual se realizó en el laboratorio de caracterización de materiales de la Facultad de Química. Para ello se sustrajo 0.5g de rebaba de cada barra de acero para realizar el análisis químico en un equipo de absorción atómica. En la tabla 4.2 se muestra la composición química obtenida por absorción atómica. Es importante mencionar que el equipo de absorción no detectaba al elemento carbono. La determinación por vía húmeda da resultados bastante exactos, pero exige un mayor trabajo y requiere un equipo de laboratorio más sofisticado.

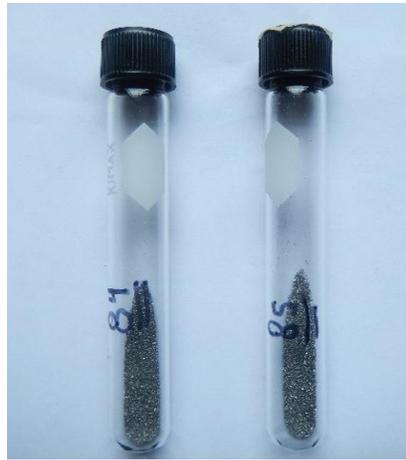


Figura 4.9. Rebaba de acero utilizada para realizar el análisis químico

Tabla 4.2. Análisis químico obtenida por absorción atómica.

Muestra	Fe (wt%)	Mn (wt%)	Cr (wt%)	Ni (wt%)	Si (wt%)
HIC-3010-560084-SUP	99.099	0.884	0.010	0.007	0
HIC-3010-560085-SUP	98.572	1.291	0.014	0.008	0.115

4.5. Unión de las barras (Soldadura de una junta, a tope de una ranura en V en posición plana).

La unión de las barras de acero se llevó a cabo mediante el proceso de soldadura por arco eléctrico, utilizando dos tipos de electrodos (tabla 4.3.) y fue hecha por **personal certificado** en este tipo de unión, para la cual se realizaron varios pasos, los cuales se explican a continuación.

Tabla 4.3. Características de los electrodos utilizados en la union soldada

Tipo de Electrodo	Composición del núcleo	Resistencia mínima a la tensión (lb/pulg ²)	Penetración	Posición de aplicación
E-6010	Acero al carbón con un porcentaje de 0.05-0.15%	60,000.00	Profunda	Todas las posiciones
E-7018	Acero aleado con un porcentaje de 0.05-0.15% C Y .5%de Mo	70,000.00	Media	Todas las posiciones

E-Indica que se emplea en soldadura eléctrica.

E-XXYY Los primeros dos dígitos multiplicados por 1000 dan la resistencia mínima a la tensión

E-XXYY Los últimos dos indican posición de aplicación, tipo de arco, penetración.

Biselado

Se realizó el biselado con esmeril y disco de desbaste en ambas barra sujetandolas con unas pinzas de precision, procurando un angulo de 30° par que al unir las sumaran 60° entre las dos brras.

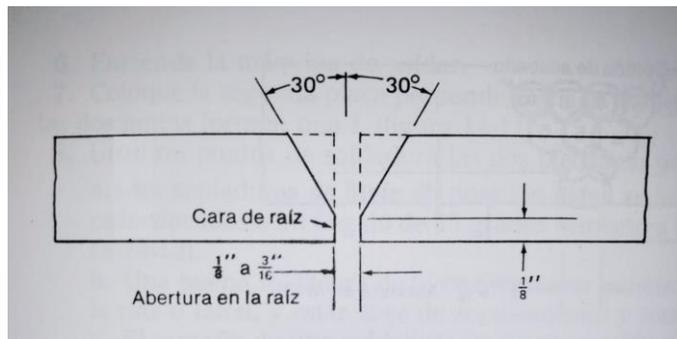


Figura 4.10 Junta a tope de una ranura en V en posición plana. [15]



Biselado

El equipo y materiales requeridos:

1. Planta soldadora Infra MI-250-CD
2. Careta para soldar
3. Guates de carnaza
4. Oberol
5. Electrodo E6010 y E7018 de 1/8"
6. Pinzas de precion
7. Esmeril
8. Disco de carda



Soldadura de unión (Fondeo)

Para realizar la soldadura de unión (Fondeo), se utilizó un electrodo E6010 usando una corriente de fundición de la maquina de 150A, dejando una abertura de raíz de 1/8 entre ambas placas. Se procedio a aplicar la soldadura y posteriormente con el esmeríl y el disco de carda se retiró la escoria, este último paso se aplica para todos los cordones. En las imágenes se observa la abertura de raíz dada y el primer cordón de unión.



Abertura de raíz



Primer cordón de unión



Paso en caliente antes de retirar la escoria

Segundo cordón de unión

Posteriormente se sube la corriente de fundición a 180A (Paso en caliente), se utilizó el mismo electrodo E6010 y se coloca un segundo cordón de unión.



Aplicación del segundo cordón de unión



Barra pulida después de aplicar el 2º Cordón

Soldadura de relleno en 3 pasos

Primer paso

Para el primer cordón de relleno se sube la corriente a 200A y se cambia el material de aporte por un electrodo E7018 de media penetración y alta resistencia a la tracción.



Segundo paso

Para el segundo cordón de relleno se sube a una corriente de 210A y se utiliza el mismo material de aporte.



Tercer paso

En este último paso se sube nuevamente la corriente de fundición de 220A utilizando el mismo electrodo E7018.



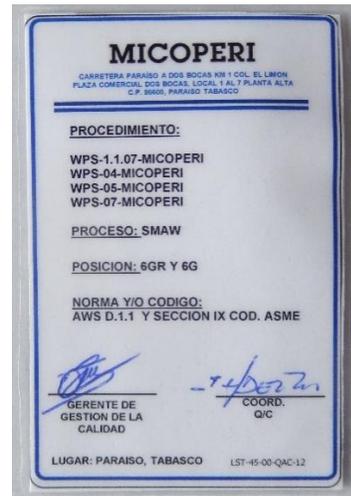
Cordones de vista

Se aplicaron 4 cordones de vista cambiando a un electrodo E6010 y una corriente de fundición de 180A.



Certificación

El técnico que realizó la unión soldada de las placa se encuentra certificado por ASME.



4.6 Obtención de las probetas

Para analizar la unión soldada, fue necesaria la fabricación de 6 probetas, para lo cual se cortaron las barras soldadas mediante el proceso de corte por chorro de agua (ver la figura 4.11.), con el fin de evitar el calentamiento de la pieza soldada y que de esta manera pueda alterar la microestructura de la Zona Afectada por el Calor (ZAC) para su posterior análisis.

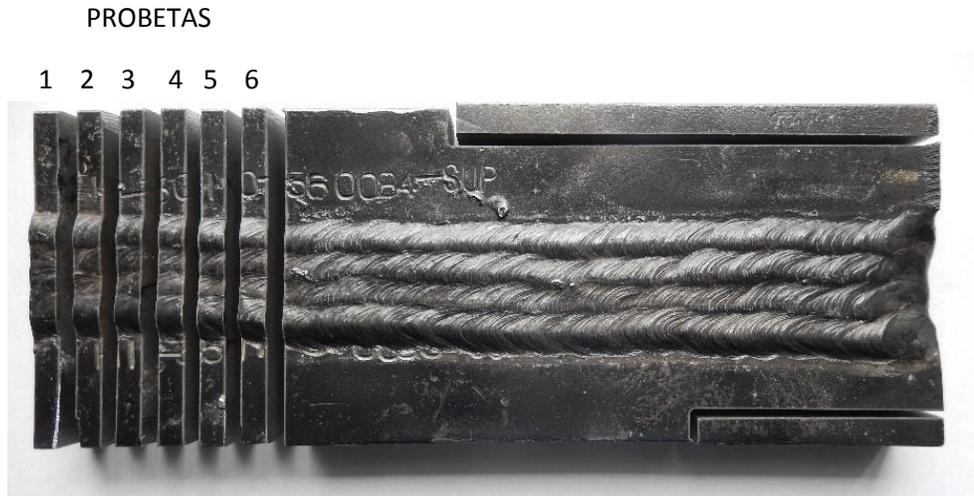


Figura 4.11. Corte de barras soldadas para obtención de probetas

Las probetas mencionadas fueron pulidas utilizando una máquina para pulir (Figura 10.12.) y usando el siguiente orden de lijas: 120 ($125\mu\text{m}$), 180 ($82\mu\text{m}$), 240 ($58.5\mu\text{m}$), 320 ($46.2\mu\text{m}$), 400 ($35\mu\text{m}$), 600 ($25.8\mu\text{m}$), 800 ($21.8\mu\text{m}$), 1500 ($12.6\mu\text{m}$). Posteriormente se realizó el pulido grueso usando paño de algodón en el plato pulidor a una velocidad de 200-300 rpm utilizando alúmina de $0.5\mu\text{m}$, posteriormente se realizó el pulido fino o acabado a espejo (figura 10.13), para el cual se utilizó un paño de terciopelo y alúmina de $0.05\mu\text{m}$.



Figura 4.12. Maquina pulidora Struers.



Figura 4.13. Probeta pulida utilizada para realizar los ensayos propuestos para analizar la ZAC.

Para realizar el ataque químico y revelar el límite de grano y ennegrecer la perlita del acero API5LX52 se usó Nital al 2% (2ml de ácido nítrico aforado a 100mL con alcohol etílico) el cual es preferido para delimitar el grano de la ferita. El tiempo de ataque fue de 10s, ya que con se apreciaba mejor la microestructura y no había sobre ataque de la pieza pulida.

Capítulo 5. Análisis de la unión soldada y la ZAC.

5. Introducción

Analizando la composición química obtenida mediante los análisis realizados por EDS y Absorción atómica, se establece que el acero utilizado pertenece a un acero API5L-X52, correspondiente a las especificaciones del American Petroleum Institute (API). Estos aceros son utilizados en la fabricación de ductos siguiendo las especificaciones establecidas por la ISO 3183, donde se estandariza los criterios para los materiales, equipos y estructuras costa afuera para las industrias petroquímica, petrolera y de gas natural. El contenido de carbono está del orden promedio de 0.25%, manganeso menos de 1.4% y cantidades muy pequeñas de Cr (0.01%) y Níquel (0.007%), por lo que esta aleación corresponde a un acero micro aleado teniendo propiedades mecánicas muy específicas.

De igual manera se establece que el acero es Hierro-Alfa ($Fe\alpha$) o ferrita, la cual presenta una estructura cúbica centrada en las caras (BCC por sus siglas en inglés) (figura 4.7).

5.1. Análisis de la Zona afectada por el calor (micrografías)

El análisis de la ZAC de las barras de acero API5LX52, así como del metal de aporte se realizó mediante microscopía óptica y por Difracción de Rayos X (DRX). Por último, se cuantificó la ZAC con y sin tratamiento térmico. Cabe señalar que se **seleccionaron dos tratamientos térmicos** para ser usados en la mejora de la ZAC de la unión soldada.

Se seleccionaron las probetas 5 y 6 (figura 4.11) para realizar el análisis mediante Microscopía óptica y por difracción de rayos X con y sin tratamiento, ya que estas probetas pertenecen a una región de la placa donde la temperatura es más homogénea.

Las probetas de las placas soldadas, al ser atacadas químicamente muestran las diferentes zonas de cristalinidad que se pueden resumir en la figura 5.1 donde se muestra la placa de acero, la zona afectada por el calor, la soldadura de unión (Fondeo), la soldadura de relleno y la zona donde se realizó el cordón de vista. Es importante señalar que en el proceso de soldadura de las placas del acero API5LX52, el electrodo E6010 presenta un tipo de arco fuerte y estable, es considerado por las normas AWS como un electrodo de penetración profunda, permitiendo soldar en todas las posiciones (F: Plana, V: vertical, OH: sobrecabeza y H: horizontal), este genera una resistencia a la tracción mínima de 60,000Lb/pulg², sin tratamiento térmico post soldadura, del metal depositado. Es utilizado en sistemas fabricados en aceros de bajo y mediano carbono, placas galvanizadas y aceros de baja aleación, como es el caso de estudio. La composición química típica del material

depositado es de 0.1%C, 0.52%Mn, 0.32%Si, 0.005%S y 0.008%P. [18-22] (aplicando 150A) fue utilizado en la zona de unión (Fondeo) y para realizar el cordón de vista (aplicado a (180A), indicando de esta manera que se generó más calor en esta última etapa de la soldadura (mayor temperatura), que en la de fondeo, Mientras que para realizar la soldadura de relleno se utilizó el electrodo E7018 aplicando en el primer paso 200A, 210 para segundo paso y 220A para el tercer paso, esto indica que la zona donde hubo una mayor gradiente de temperatura fue en la zona de relleno, donde hay una mayor cantidad de material de aporte, además de que este es el que genera las propiedades mecánicas solicitadas por la placa soldada.

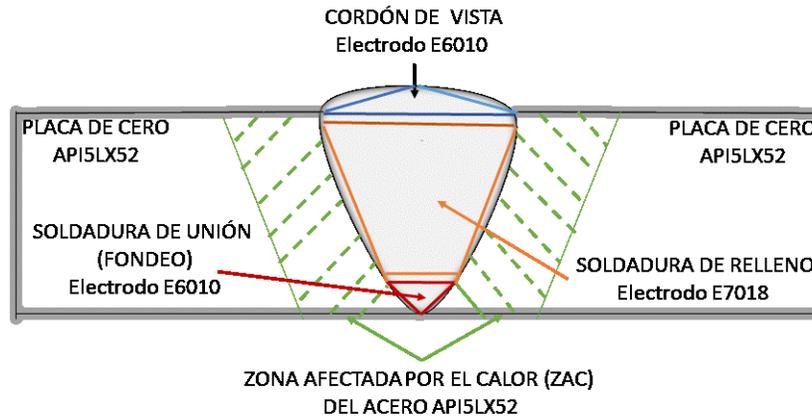


Figura 5.1. Diferentes zonas de la placa soldada.

Al analizar las micrografías de la zona afectada por el calor obtenidas de la probeta 5, se establece que hay un efecto significativo sobre el tamaño de grano del acero API5LX52, así como en el direccionamiento del mismo, este es causado por el flujo de calor generado por el proceso de soldadura (Manera con el que se depositó el material de aporte, la velocidad de deposición, la diferencia de temperatura causados por el aumento de la corriente en los pasos utilizados en los cordones de soldadura, los tipos de soldadura (fondeo, relleno y de vista)).

Analzándolo desde el punto de vista termodinámico y referenciándolo al diagrama de fases Hierro carbono, la temperatura de austenización es de 800°C para el metal base con la composición de carbono obtenida por EDS (0.27%C), pero utilizando el carbón equivalente (Ce), donde se registra el efecto de los elementos de aleación el cual es de 0.3364%C. A continuación, se muestra el cálculo del carbón equivalente obtenido para el metal base (Acero API5IX52). [5]

$$C_e = \%C + \left[\frac{\%Mn}{20} \right] + \left[\frac{\%Ni}{15} \right] + \left[\frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{10} \right]$$

$$C_e = 0.27 + \left[\frac{1.29}{20} \right] + \left[\frac{0.008}{15} \right] + \left[\frac{0.014 + 0 + 0}{10} \right]$$

$$C_e = 0.3364\%$$

Para determinar el calor requerido por el acero API5LX52 para alcanzar la temperatura de austenización 850°C de acuerdo al contenido de carbono y 880°C considerando el carbóno equivalente (en esta temperatura es donde ocurre la transformación de fase de Ferrita (Fe_α) en Austenita a Fe_γ). Es importante mencionar que se le suman 50°C a la temperatura registrada en el diagrama de fases con el fin de garantizar que la pieza de acero esté austenizada.

A partir de los datos de las tablas 5.1 y 5.2 se determinó el calor requerido para austenizar al acero API5LX52, usando el contenido de carbono registrado por EDX, así como del carbóno equivalente para esta aleación. [6]

Tabla 5.1. Calor de formación para el hierro a diferentes temperaturas, considerando la concentración del carbono de la aleación y el carbón equivalente

Calor de formación Cal/mol	Temperatura °C	
326	753	753
215	800	830
165	850	880
	0.27%C	0.336%C

Tabla 5.2. Calor específico para el hierro a diferentes temperaturas, considerando la concentración del carbono de la aleación y el carbón equivalente

Calor específico Cp (Fe) (Cal/mol°C)	Intervalo de Temperatura (°C)
$3.0 + 7.58 \times 10^{-3}T + 0.6 \times 10^{-5}T^2$	25-753
11.13	753-800 y 753-830
$5.8 + 2.0 \times 10^{-3}T$	800-850 y 830-880

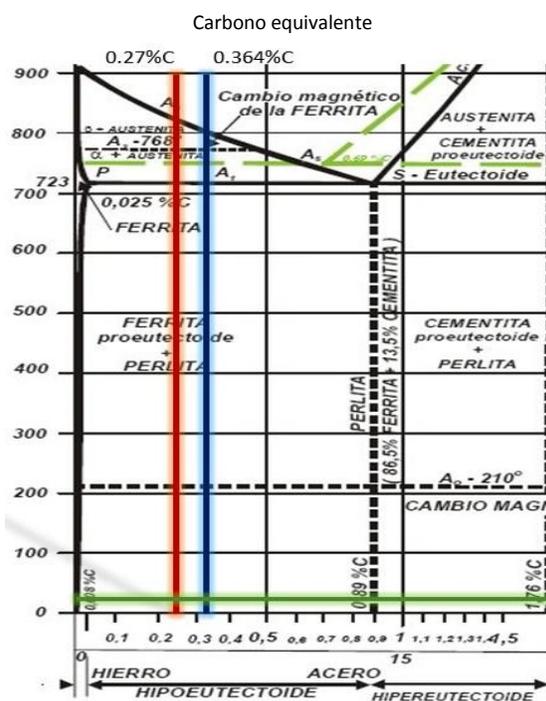


Figura 5.2. Diagrama de fases Fe-C donde se resaltan los %C y temperaturas utilizados en las tablas 5.1 y 5.2. [27]

El calor requerido para que el acero API5LX52 llega a la temperatura de austenización se obtiene de la siguiente manera:

$$Q_{aust} = \int_{25^{\circ}C}^{753^{\circ}C} Cp_{Fe\alpha}dT + Q^{\circ}_{Fe\alpha} + \int_{753^{\circ}C}^{800^{\circ}C} Cp_{Fe\alpha+Fe\delta}dT + Q^{\circ}_{Fe\alpha+Fe\delta} + \int_{800^{\circ}C}^{850^{\circ}C} Cp_{Fe\gamma}dT + Q^{\circ}_{Fe\gamma}$$

Sustituyendo los datos en la ecuación:

$$Q_{aust} = \int_{25^{\circ}C}^{753^{\circ}C} (3.0 + 7.58 \times 10^{-3}T + 0.6 \times 10^{-5}T^{-2})dT + \int_{753^{\circ}C}^{800^{\circ}C} 11.3 dT + \int_{800^{\circ}C}^{850^{\circ}C} (5.8 + 2 \times 10^{-3}T)dT$$

Resolviendo la ecuación se obtiene la cantidad de energía requerida cuando el acero API5LX52 llega a la temperatura de austenización:

$$Q_{aust} = 3.0(753 - 25) + \frac{7.58 \times 10^{-3}}{2} (753^2 - 25^2) - \left[\frac{0.6 \times 10^5}{\frac{1}{753} - \frac{1}{25}} \right] + 11.3(800 - 753) + 5.8(850 - 800) + \frac{2 \times 10^{-3}}{2} (850^2 - 800^2)$$

$$Q_{aust} = 7386.4547 \text{ Cal/molFe}$$

La energía requerida para que un mol y un kilogramo de acero API5LX52 se encuentre a la temperatura de austenización se muestra en la tabla 5.3. Es importante hacer mención que se determinó la energía requerida considerando la temperatura registrada por la aleación, así como del carbón equivalente, donde se considera el efecto de los elementos de aleación.

Tabla 5.3. Calor requerido para el hierro a diferentes temperaturas, considerando la concentración del carbono de la aleación y el carbón equivalente

	Temperatura de austenización	Energía requerida	
		Q Cal/mol Fe	Q Cal/Kg Fe
Acero con 0.27%C	880°C	7386.4547	412164.1723
Acero con 0.3364%C	850°C	7725.4547	431080.3723

Al considerar el efecto de los elementos de aleación sobre el acero API5L-X52 se establece el carbono equivalente (Ce), con el cual se determinó la temperatura de austenización de la pieza. Con base en los resultados y considerando el Ce, la cantidad de energía requerida para llegar a la estructura austenítica es menor. Para el cálculo de energía requerida para las distintas zonas críticas generadas en la ZAC, se utilizaron los datos de la tabla 5.3, mientras que en la tabla 5.4 se muestran las funciones del calor específico y los intervalos de temperatura de las zonas críticas.

Tabla 5.4. Calor específico para el hierro a diferentes temperaturas.

Calor específico Cp (Fe) (Cal/mol°C)	Intervalo de Temperatura (°C)
$5.8+2 \times 10^{-3}T$	910-1400
$6.74+1.64 \times 10^{-3}T$	1400-1537
$9.77+0.4 \times 10^{-3}T$	1537 y 2700

En la figura 5.3 se muestra la representación de las zonas que se generan al soldar mediante arco eléctrico una placa de acero API5IX52, así como de la energía requerida (cal/mol) en la generación de cada zona, desde la unión soldada hasta la zona afectada por el calor.

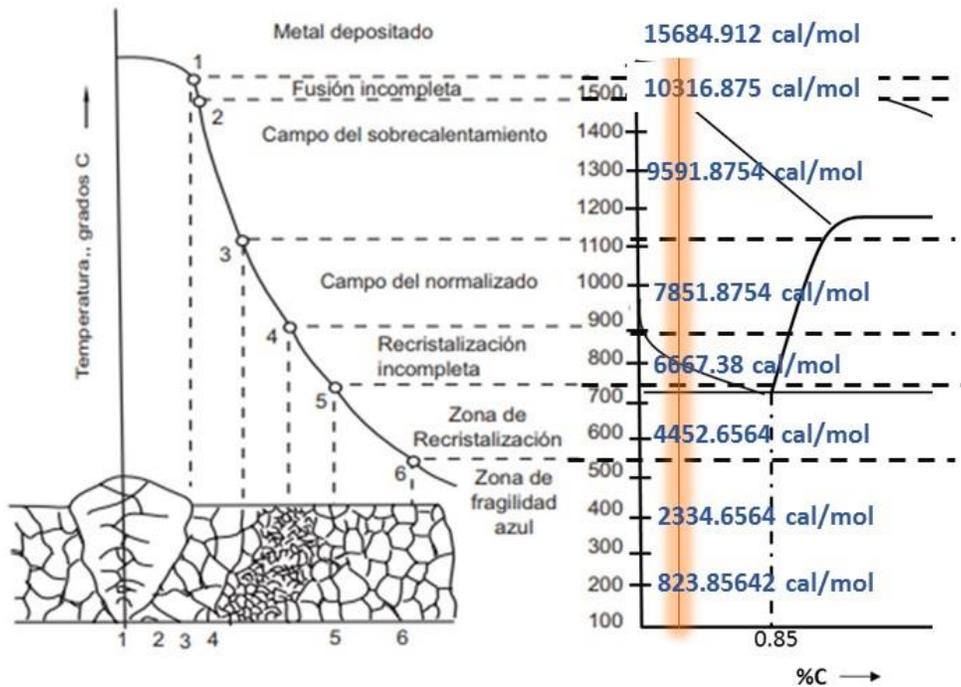


Figura 5.3. Representación de las zonas que se generan al ser soldadas mediante el proceso por arco eléctrico en una placa de acero API5IX52, mostrando la energía requerida (cal/mol) en la generación de cada zona, tanto de la unión soldada como en la ZAC. [15]

De acuerdo a la figura 5.3. se observan seis zonas en la unión soldada, donde la zona con mayor energía es la del material depositado (la de los electrodos E6010 y E7018), ya que el acero se funde a una temperatura de 1700°C, para lo que se requirió 15684.912cal/mol, mientras que la zona de fragilidad azul, la energía requerida se encuentra en el intervalo de 823.8564 a 4452.6564cal/mol, esta zona es la de menor energía.

La zona del campo de normalizado tiene mayor energía que la zona de recristalización 7851.8754 y 6667.38cal/mol respectivamente. Esta zona es donde generalmente ocurren las fallas en las uniones soldadas, por lo que al incrementar la energía en estas zonas (recristalización y la zona de fragilidad azul) mediante la exposición prolongada a una temperatura dada o mejor dicho un tratamiento térmico de revenido, este permitirá eliminar las zonas de recristalización y de fragilidad azul, de esta manera la placa soldada no presentará fallas, al menos no por fragilidad. En la tabla 5.5 se muestra el calor requerido para el hierro por diferentes zonas de la placa de acero API5LX52 soldada.

Tabla 5.5. Calor requerido por diferentes zonas de la placa de acero API5LX52 soldada.

ZONA	Energía requerida	
	Cal/mol Fe	Cal/Kg Fe
Zona de la unión soldada		
Metal depositado	15684.912	281091.6129
Fusión incompleta	10316.875	184890.233
Campo del sobrecalentamiento	9591.8754	171897.4086
Campo de normalizado	7851.8754	140714.6129
Recristalización incompleta	6667.38	119487.0968
Zona de recristalización	4452.6564	79796.70968
Zona de fragilización azul	2334.6564	41839.72043

Para entender la necesidad de realizar un tratamiento térmico que mejore la zona afectada por el calor (ZAC), se observó mediante el microscopio metalográfico la placa de acero API5LX52 soldada por el proceso de arco eléctrico, con el fin de determinar la contribución del proceso de unión sobre la ZAC, en este caso, ver el efecto de la soldadura de unión, de relleno y de vista, En la figura 5.4 se muestra la Probeta 5, que representa la placa de acero soldada, donde se observan la micrografías de las diferentes zonas de la placa soldada.

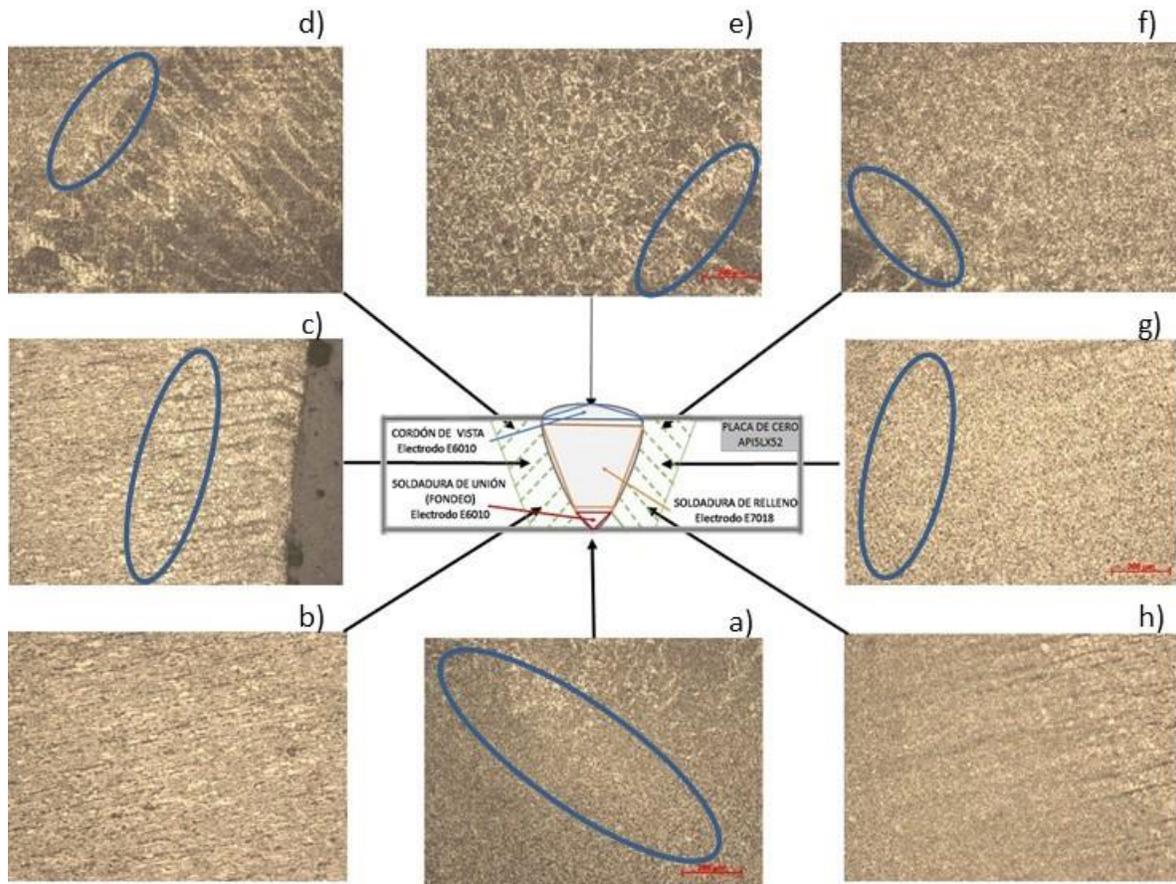


Figura 5.4. Micrografías obtenidas por el microscopio metalográfico vista a 10X de la probeta 5, donde se observó la ZAC provocada por el cordón de soldadura de unión, de relleno y de vista.

En la figura 5.4 se puede observar la ZAC generada por la soldadura de unión (figura 5.4b y 5.4h), soldadura de relleno (Figura 5.4c y 5.4g) y por los cordones de vista (figura 5.4c y 5.4g). La ZAC donde preside mayores cambios, es la zona generada por la soldadura de relleno, donde hay un crecimiento de grano de la ferrita. Sin embargo, el cordón de vista y el de fondeo también presentan este comportamiento.

La micrografía obtenida por el microscopio metalográfico vista a 10X de la probeta 6, donde se observó la ZAC provocada por la soldadura de unión, de relleno y de vista de la placa de acero API5LX52 se observan en la figura 5.5. De igual manera que la probeta 5, no presentó cambios de fase presentan cambios microestructurales debido al proceso de soldadura

Nuevamente al observar la ZAC generada por la soldadura de unión (figura 5.5b y 5.5h), soldadura de relleno (Figura 5.5c y 5.5g) y por los cordones de vista (figura 5.5c y 5.5g). Los cambios más notables se dieron en la zona generada por la soldadura de relleno, al

igual que la obtenida en la probeta 5, donde hay un crecimiento de grano de la ferrita. También presentan el mismo comportamiento tanto en el cordón de vista como de fondeo.

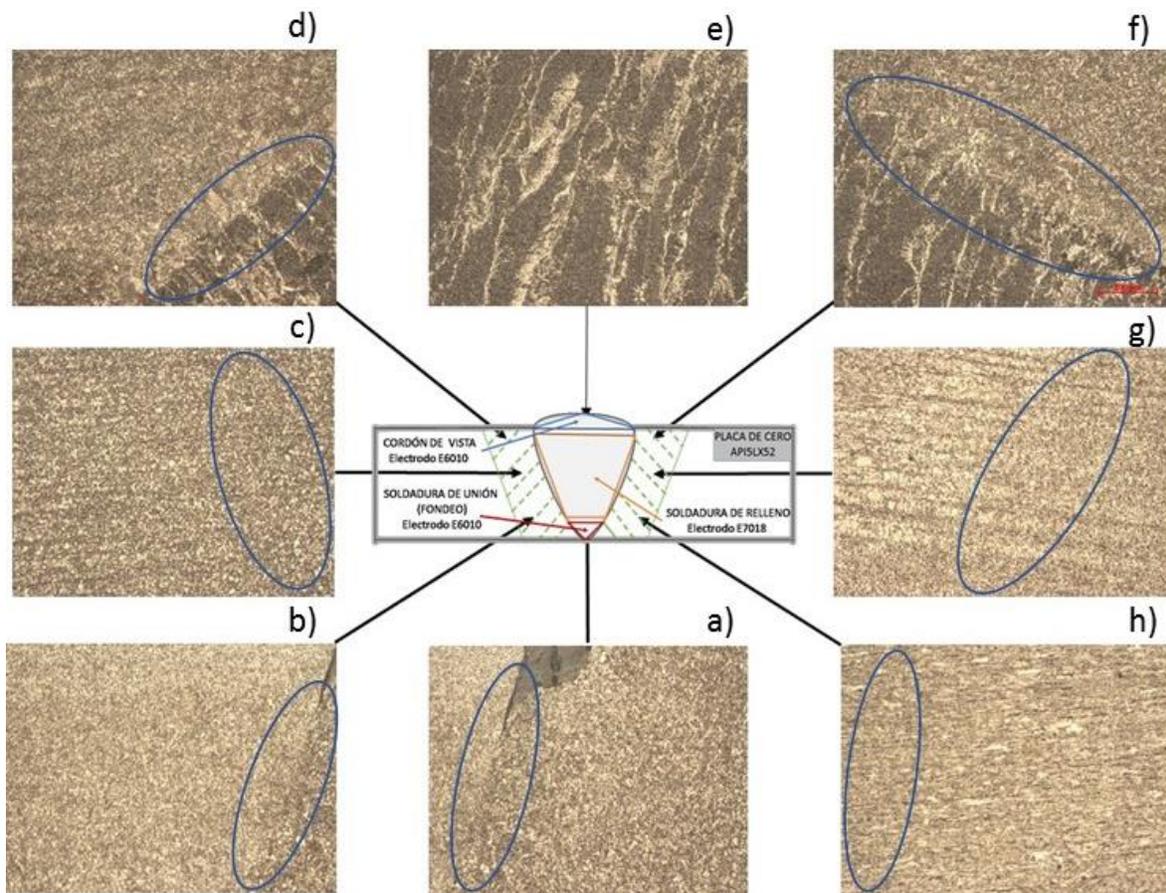


Figura 5.5. Micrografías obtenidas por el microscopio metalográfico vista a 10X de la probeta 6, donde se observó la ZAC provocada por el cordón de soldadura de unión, de relleno y de vista.

5.2. Tratamientos térmicos propuestos y análisis mediante DRX

El uso de los diagramas TTT (figura 5.6) para desarrollar el tratamiento térmico de la placa de acero API5LX52 soldada, no sería viable utilizarlo, ya que de acuerdo a las micrografías de la figura 5.4, no presentó cambios de fase que aportarían modificaciones en propiedades mecánicas de la placa, por lo que no hay que reestructurar la pieza soldada. Sin embargo, si se presentan cambios microestructurales debido al proceso con que fue depositado el metal de aporte, ya que tanto el tiempo de exposición y la temperatura que alcanza, puede generar variaciones del tamaño de grano, zonas de fusión incompleta, campos normalizado y de sobrecalentamiento, así como zonas de recristalización incompleta, de recristalización y de fragilización azul.

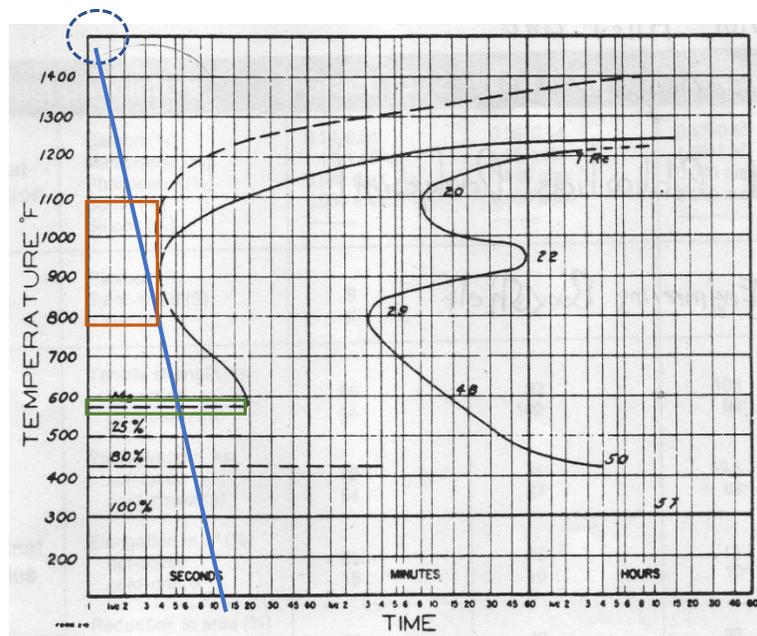


Figura 5.6. Diagrama de TTT de un acero ASTM1541 con composición similar al acero API5LX52.

[24]

El tratamiento térmico posterior a la soldadura tiene efectos favorables para la soldadura, como reducir los esfuerzos residuales, eliminar el hidrógeno, o bien el de revenir microestructuras duras. Estos efectos mejoran la estabilidad dimensional, reducen el riesgo de aparición de fisuras inducidas por el hidrógeno y mejoran algunas propiedades del material como la resistencia al impacto, la ductilidad o la resistencia a la corrosión. Cabe señalar que un tratamiento térmico donde se apliquen temperaturas o tiempos de mantenimiento equivocadas, puede afectar negativamente a las propiedades de un material reduciendo la resistencia y causando fragilidad.

La elección de los parámetros adecuados para desarrollar el tratamiento térmico en este trabajo de investigación, se obtuvieron en base a la composición del material base y del material de aporte, así como de los procesos a los que fue sometido el material base.

En función del análisis realizado mediante revisión bibliográfica [15,10] y a la caracterización metalográfica de la placa de acero API5LX52 soldada se establece que para este tipo de láminas soldadas se recomienda un relevado de esfuerzos, el cual se lleva a cabo calentando uniformemente la pieza metálica entre 1100°F y 1200°F (594 y 649°C).

El primer tratamiento que se propone, es un relevado de esfuerzos, que consiste en calentar la placa de acero soldada hasta una temperatura promedio de 632°C, la cual se encuentra por debajo de la temperatura crítica de transformación Ac1 ya mencionada en capítulos anteriores, como lo marca el diagrama de fases hierro carbono de la figura 5.2. Este proceso se denomina tratamiento subcrítico, puesto que ya que no se busca una recristalización de la microestructura.

No se propuso realizar un revenido, ya que no se encontraron indicios de endurecimiento en la zona afectada por el calor (ZAC), aunque se pueden eliminar tensiones residuales. En la Figura 5.10 se muestra el tratamiento térmico 1 propuesto aplicado a la ZAC del acero API5LX52.

Para el tratamiento uno aplicado a la probeta número 5, se propuso una temperatura intermedia de relevado de esfuerzos ya mencionada anteriormente y la cual es la misma que se aplica en la industria para aceros de bajo carbono unidos por soldadura de arco eléctrico, con la diferencia de que en el tratamiento propuesto se aplica una temperatura de precalentamiento (figura 5.7). Para determinar la temperatura de precalentamiento requerido para realizar el tratamiento térmico propuesto el procedimiento fue el siguiente [6]:

Primeramente, se determinó el carbón equivalente

$$C_e = \%C + \left[\frac{\%Mn}{20} \right] + \left[\frac{\%Ni}{15} \right] + \left[\frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{10} \right]$$

$$C_e = 0.27 + \left[\frac{1.29}{20} \right] + \left[\frac{0.008}{15} \right] + \left[\frac{0.014 + 0 + 0}{10} \right] = 0.3364\%$$

Posteriormente se obtuvo carbón equivalente por el espesor de la placa

$$C_t = [1 + 0.005(\text{espesor en mm})]$$

$$C_t = [1 + 0.005(5mm)] = 1.025$$

De esta manera se obtiene el carbono total del acero

$$[C]_T = [C]_c [C]_t$$

$$[C]_T = 1.025 * 0.3364 = 1.3614$$

Por lo tanto, la temperatura de precalentamiento es

$$T_0 = 630 \left(\sqrt{[C]_T} - 0.25 \right)^{\frac{1}{2}} + 32$$

$$T_0 = 630 \left(\sqrt{1.3614} - 0.25 \right)^{\frac{1}{2}} + 32 = 635.61^{\circ}F = 335^{\circ}C$$

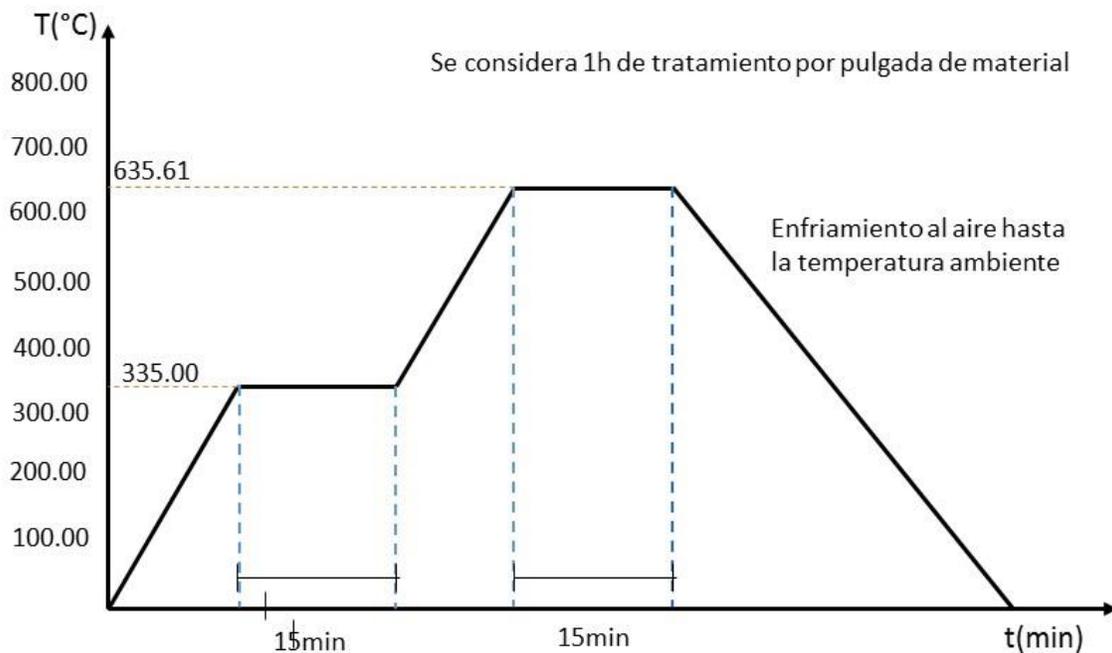


Figura 5.7. Tratamiento térmico 1 propuesto, aplicado a la probeta número 5.

El segundo tratamiento térmico propuesto y el cual se aplicó a la probeta número 6 (ver figura 5.8), es el de someter la placa a un calentamiento a la misma temperatura de relevado de esfuerzos, sin embargo, para este caso no se realizó el precalentamiento y se alargó la estadía de la placa en el horno durante 30 minutos más.

Es importante mencionar que no se propuso un tratamiento localizado, ya que debido al proceso de soldadura no se llegaron a temperaturas hipercríticas generando gradientes de temperaturas, los cuales pueden crear zonas a diferentes temperaturas de forma que mientras una parte de la pieza está a temperatura de recristalización otra este a temperatura subcrítica, obteniendo estructuras no homogéneas, con propiedades diferentes en función de la temperatura alcanzada, afectando de forma negativa a las propiedades mecánicas del acero modificando su límite elástico y la resistencia al impacto, además de que se corre el riesgo de que la pieza sufra deformaciones.

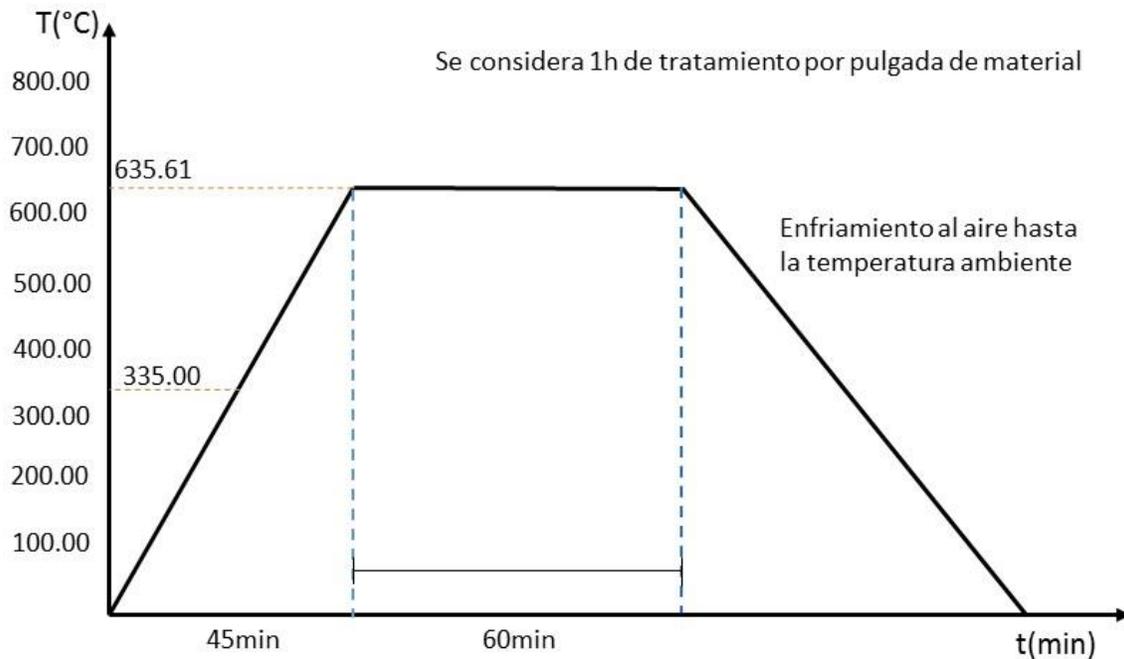


Figura 5.8. Tratamiento térmico 2 propuesto, aplicado a la probeta número 6.

Se llevaron a cabo los dos tratamientos térmicos propuestos a dos probetas (Probeta 5 y 6) las cuales se extrajeron de la placa base, mediante cortes transversales, con el fin de evaluar el efecto de éstos sobre la zona afectada por el calor (ZAC). En la figura 5.9 se muestra un esquema de una de las probetas, donde se identifican las zonas de la ZAC provocadas por el proceso de soldadura.

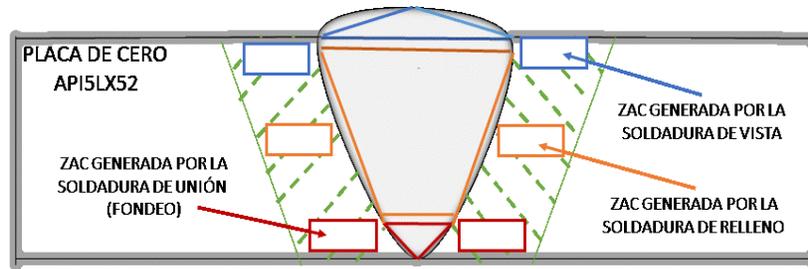


Figura 5.9. Esquema de la placa de acero API5LX52 soldada donde se identifica las distintas zonas de la ZAC, provocadas por el proceso de soldadura.

En la figura 5.10 y 5.11 se muestran las micrografías de la ZAC de las probetas utilizadas en el análisis, después de haberlas sometido a los tratamientos térmicos de relevado de esfuerzos propuestos.

Las micrografías obtenidas en ambos casos, no se observa cambios considerables, en la matriz ferrítica, ya que se observan las mismas situaciones microestructurales que la placa de acero API5LX52 soldada sin aplicarle tratamiento térmico. Por lo que se puede mencionar que en efecto el tratamiento térmico realizado fue el de relevar esfuerzos generados por el proceso de soldadura, para ello se realizaron las pruebas de difracción de rayos X y la aplicación del ensayo de dureza, a las probetas con y sin tratamiento, con el fin de detectar el relevado de esfuerzos que sufren las piezas soldadas cuando se les aplica este procedimiento.

El análisis de la zona afectada por el calor y del material de aporte mediante difracción de rayos x, permite realizar la identificación de la fase ferrita (Fe_{α}) presente en ambas secciones de la unión soldada. Este hecho confirma que la selección de las condiciones de aplicación del material de aporte y en sí mismo el material de aporte seleccionado fueron correctas, ya que no se altera las propiedades mecánicas, al no aparecer segundas fases en las diferentes zonas de la placa soldada. [23]

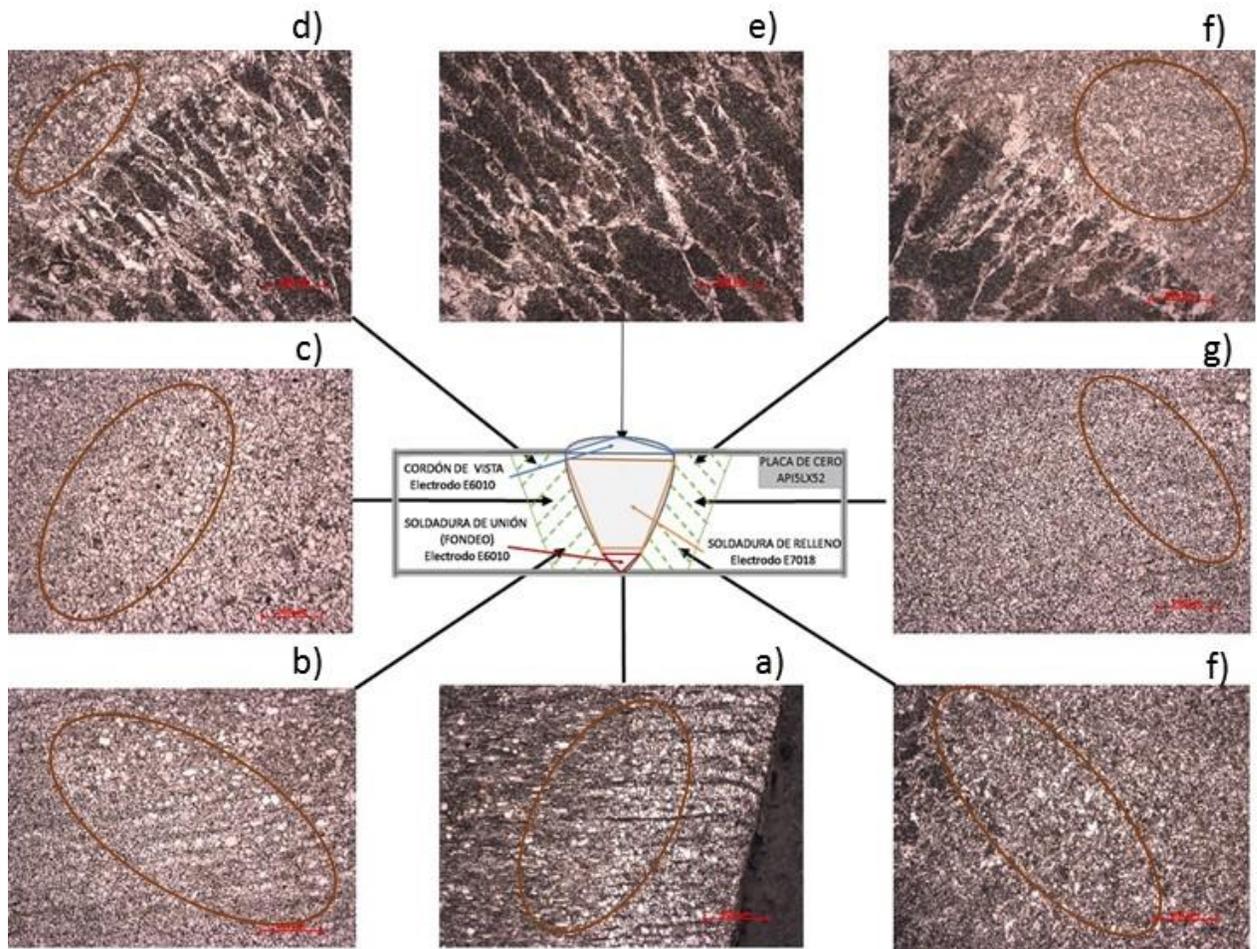


Figura 5.10. Micrografías de la probeta 5 obtenidas por el microscopio metalográfico vista a 10X, donde se observó la ZAC provocada por el cordón de soldadura de unión, de relleno y de vista después de someterla al tratamiento térmico número 1.

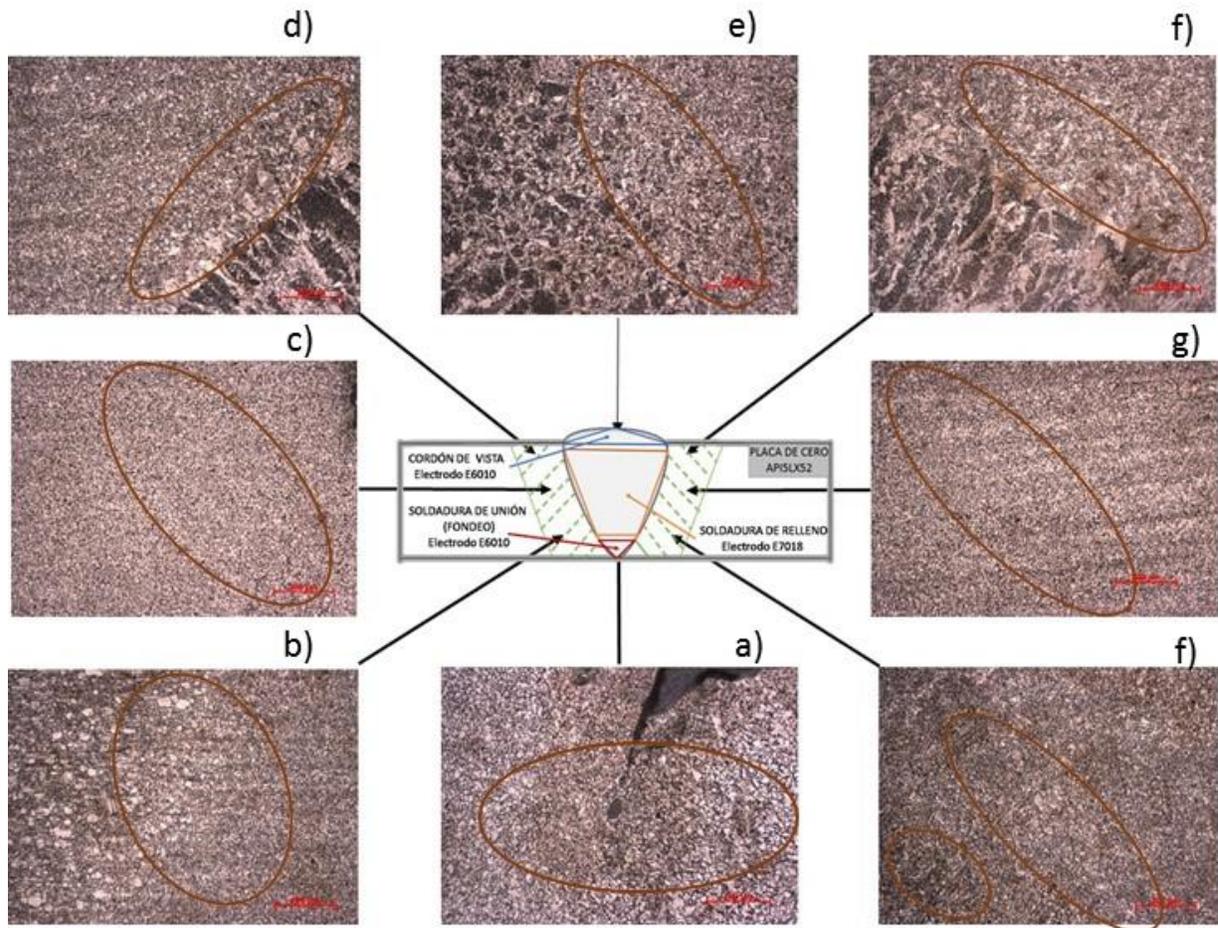


Figura 5.11. Micrografías de la probeta 6 obtenidas por el microscopio metalográfico vista a 10X, donde se observó la ZAC provocada por el cordón de soldadura de unión, de relleno y de vista después de someterla al tratamiento térmico número 2.

En la figura 5.12 y 5.13 se muestran los difractogramas de la ZAC y del material de aporte sin y con tratamiento térmico de relevado de esfuerzos en ambas probetas probetas de acero API5LX52 soldada, obtenidos mediante DRX los cuales se explicarán a continuación:

- Probeta número 5:

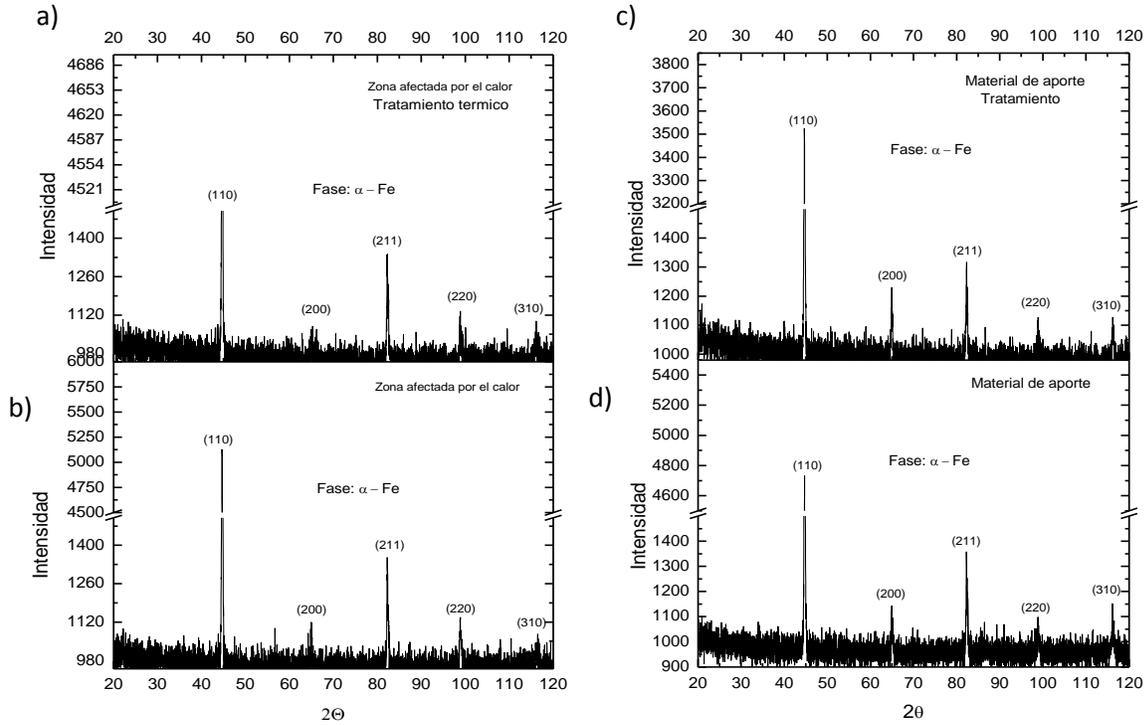


Figura 5.12. Comparativa de difractogramas de la ZAC y del material de aporte con y sin tratamiento térmico en la probeta número 5.

Al analizar los difractogramas obtenidos mediante DRX en la zona afectada por el calor (ZAC) y del material de aporte (soldadura) sin tratamiento térmico (figura 5.12. b y d) se puede establecer que en ambos casos predomina la fase Hierro-Alfa ($Fe\alpha$) y no existe la aparición de nuevas fases, al compararlas con el difractograma de la placa base (figura 4.7) mostrado en el capítulo 4, por lo que en dichas zonas la micro estructura cuenta con una matriz ferrítica.

Por otra parte, el análisis del perfil de la reflexión principal generada por la difracción de los planos (110) de la fase alfa(ferrita), permite establecer de manera cualitativa que el tratamiento térmico aplicado a la unión soldada y la ZAC, mejora el ordenamiento cristalino (reacomodo atómico) (figura 5.12. a y c), debido a que existe una reducción en la intensidad de reflexión, así como en el ancho de la reflexión. Este reacomodo atómico se puede apreciar de una mejor manera en las figuras 5.13. y 5.14.

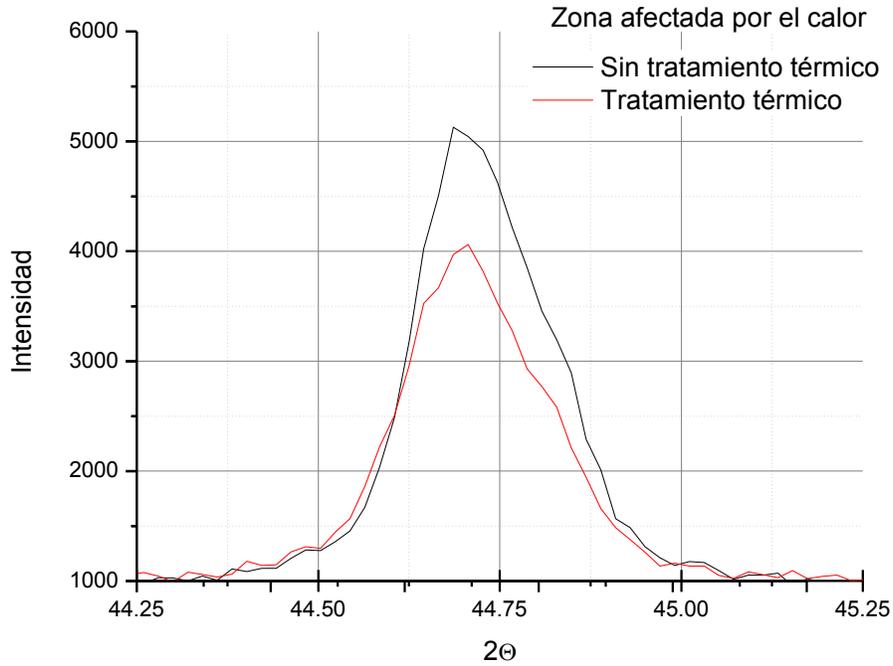


Figura 5.13. Efecto del tratamiento térmico sobre el ordenamiento cristalino de la zona afectada por el calor en la probeta número 5.

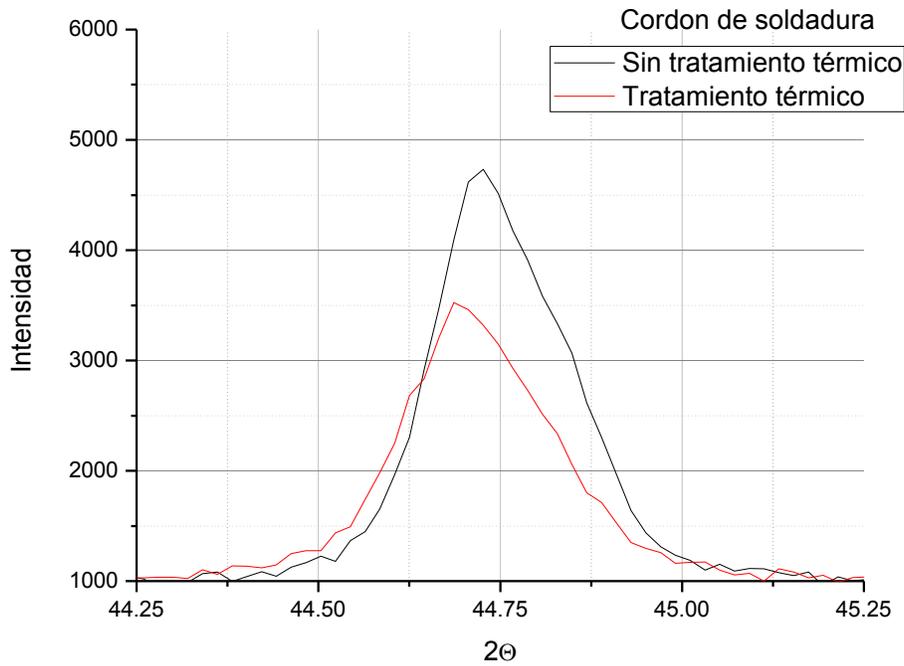


Figura 5.14. Efecto del tratamiento térmico sobre el ordenamiento cristalino del cordón de soldadura en la probeta número 5.

- Probeta número 6:

Al igual que en la probeta 5 se observan las reflexiones correspondientes a la fase ferrita, que constituyen tanto el material de aporte y el metal base sin tratamiento térmico (figura 5.15. b y d), de igual forma no se aprecian cambios de fase en las placas soldadas, debido a la aplicación del cordón de soldadura.

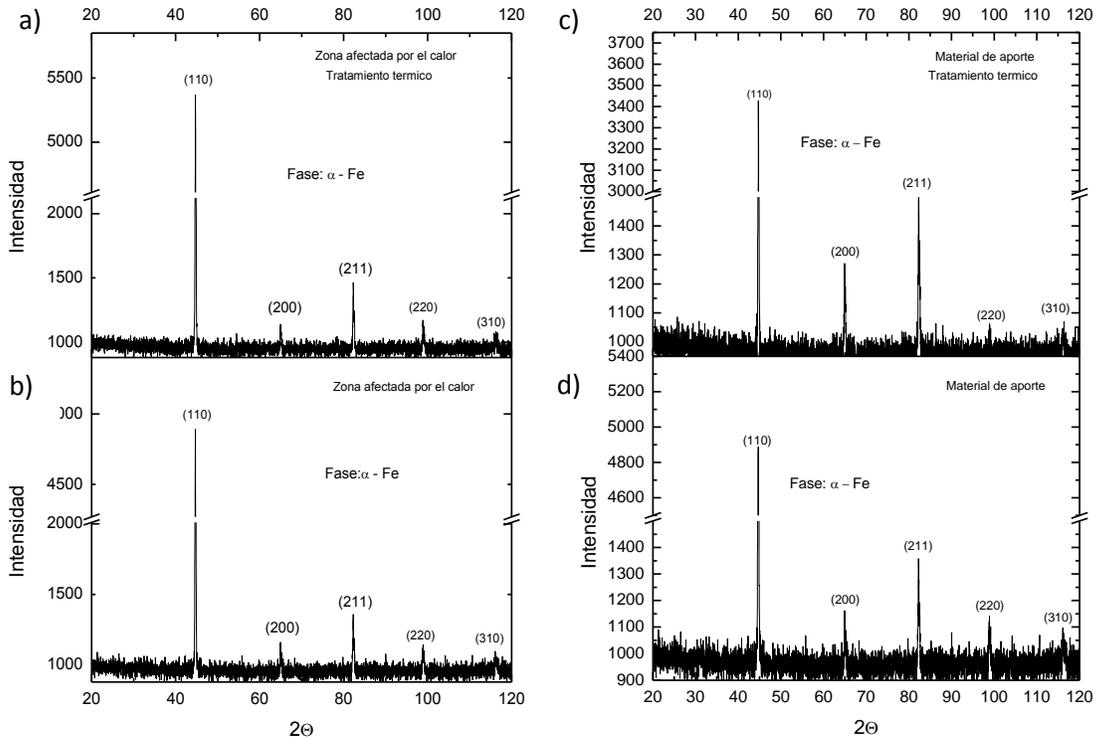


Figura 5.15. Comparativa de difractogramas de la ZAC y del material de aporte con y sin tratamiento térmico de la probeta número 6.

Cabe señalar que el tratamiento térmico aplicado a la probeta 6, no conoto con un precalentamiento y su estadía en la mufla se alargó durante 30 minutos más respecto a la de la probeta número 5 y únicamente se llevó directo a la temperatura de relevado de esfuerzos (figura 5.15. a y c). Al analizar y comparar los difractogramas de la zona afectada por el calor con y sin tratamiento térmico se observa un aumento en la intensidad de reflexión y no se aprecia una reducción considerable en el ancho de pico del plano cristalino (110), por lo que no existe un reacomodo considerable en mi red cristalina.

Respecto al aumento de la intensidad, dicho tratamiento térmico favorece a que la orientación preferente del grano aumentara debido a que la energía suministrada con respecto al tratamiento térmico número 1 es mayor y al sacarlo de la mufla se genera un gradiente térmico mayor y no permite la disipación de la energía de una forma correcta, lejos de tener efectos benéficos, está perjudicando, en las propiedades del material, esto se puede apreciar de una mejor manera en la figura 5.16.

Para el caso del cordón de soldadura ocurre todo lo contrario ya que existe un reacomodo positivo en el ordenamiento cristalino (figura 5.17).

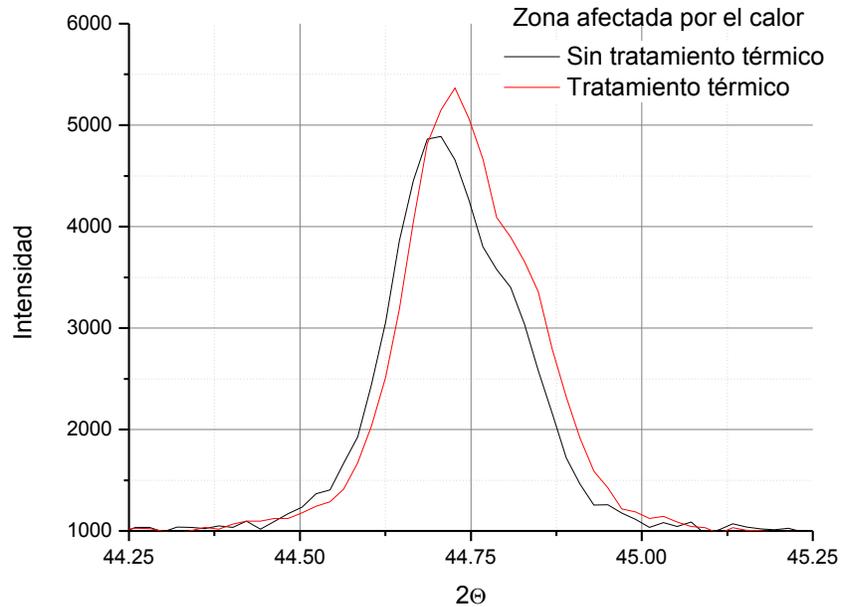


Figura 5.16. Efecto del tratamiento térmico sobre el ordenamiento cristalino de la zona afectada por el calor en la probeta número 6.

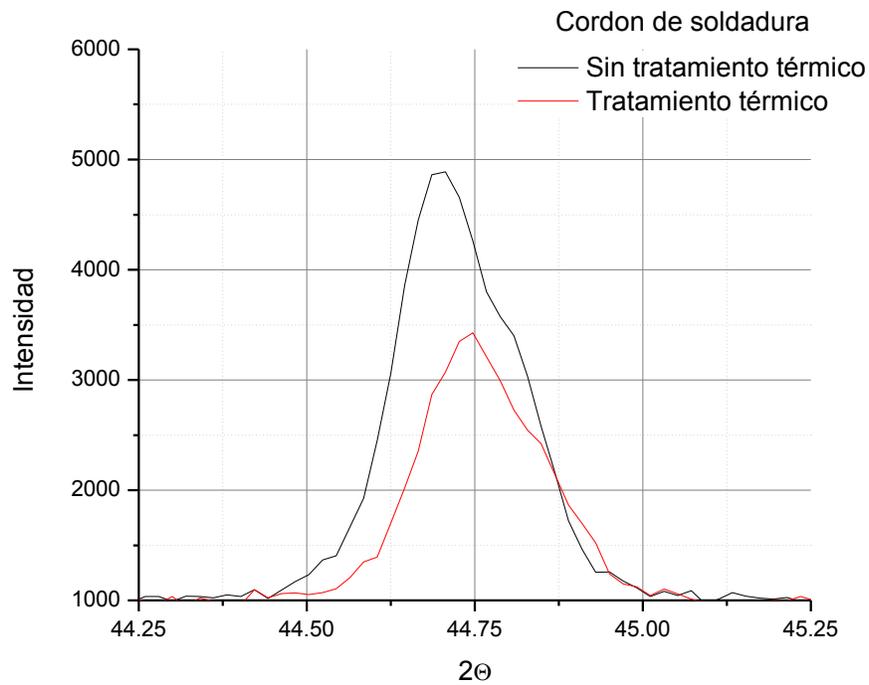


Figura 5.17. Efecto del tratamiento térmico sobre el ordenamiento cristalino en el cordón de soldadura en la probeta número 6.

5.3. Ensayos de micro dureza Vickers

Otra manera de identificar el efecto del tratamiento de relevado de esfuerzos, es midiendo la microdureza de la placa de acero API5LX52 soldada, ya que con ella se visualiza la caída de la microdureza cuando se genera este fenómeno. Cabe señalar que la microdureza se evaluó sobre la zona central de las probetas con y sin tratamiento térmico, considerando que en ella estuvo el mayor tiempo de exposición al gradiente de temperatura como se indica en la figura 5.18.

Se realizaron 15 mediciones de microdureza para las probetas con y sin tratamiento térmico, de las cuales se tomaron tres mediciones en el metal base, tres para la ZAC y tres para la soldadura de relleno, cabe señalar que se registraron de cada lado de las probetas.

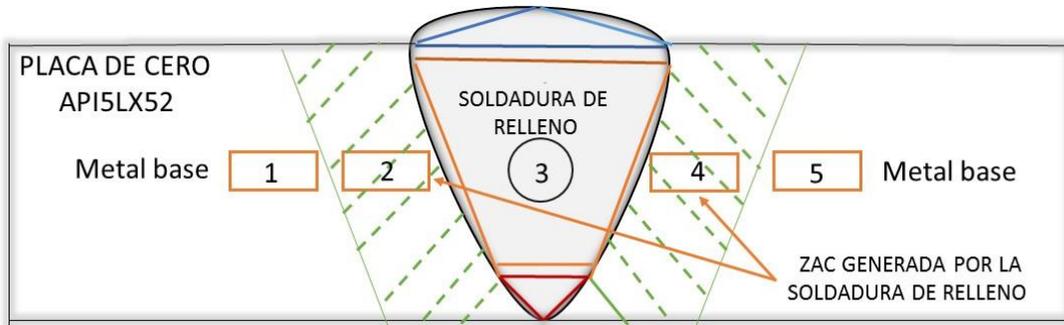
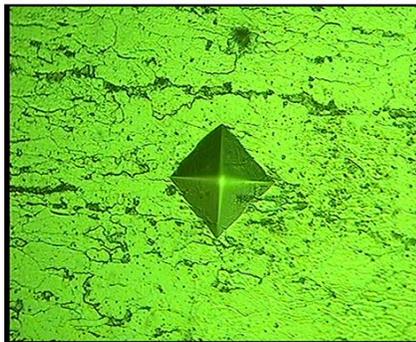


Figura 5.18. Esquema de la placa de acero API5LX52 soldada donde se identifica las distintas zonas de la ZAC, provocadas por el proceso de soldadura.

No	d1	d2	HV	HRB	Company	UNAM	Date	2019-05-21
1	49,29	51,45	146,14	80	Operator	Tester	Batch num	
2	48,68	50,53	150,71	82	Force	1,961N/0,2KG	Time	10
3	49,6	49,29	151,65	82				
4	52,38	51,14	138,42	77				
5	48,68	54,53	139,24	78				
6	51,76	52,38	136,78	77				
7	44,67	45,29	183,27	90				
8	46,52	45,6	174,79	88				
9	44,37	45,91	182,02	90				
10	51,14	52,38	138,42	77				
11	49,29	51,45	146,14	80				
12	50,84	52,99	137,6	77				
13	48,06	49,91	154,53	83				
14	47,14	49,6	158,49	84				
15	48,68	49,91	152,6	82				



HV= Dureza Vickers
HRB=Dureza Rockwel B

Figura 5.19. Resultados obtenidos al realizar el ensayo de microdureza, donde se muestra la marca de la huella dejada por el indentador, los diámetros registrados, la dureza Vickers (HV) y Rockwel (HRB), de las distintas zonas de la ZAC provocadas por el proceso de soldadura de la placa de acero API5LX52 soldada.

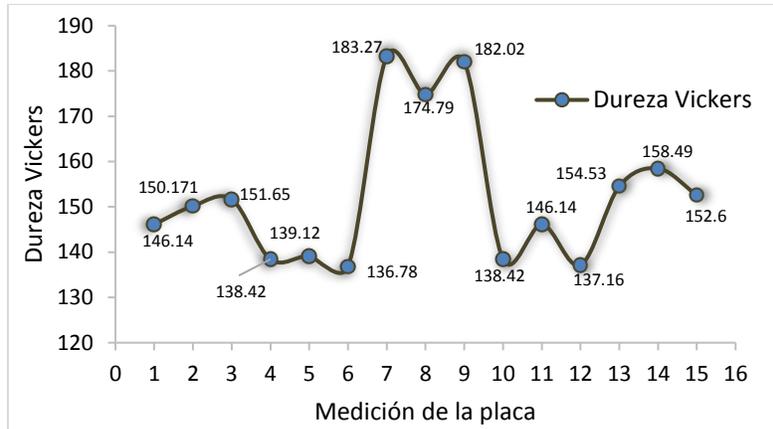


Figura 5.20. Pruebas de micro dureza Vickers de la placa de acero API5LX52 en el metal base, la zona afectada por el calor y el cordón de soldadura sin tratamiento térmico.

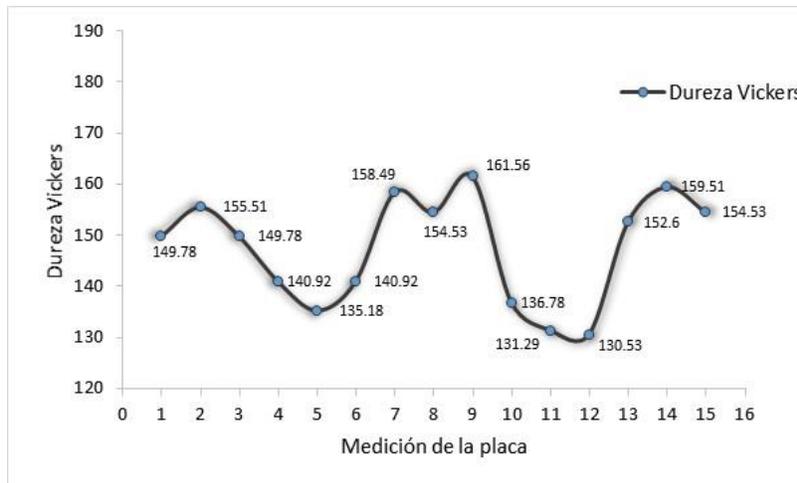


Figura 5.21. Dureza Vickers registrada para la probeta número 5 aplicado el tratamiento térmico 1, en las zonas del metal base, ZAC y cordón de soldadura.

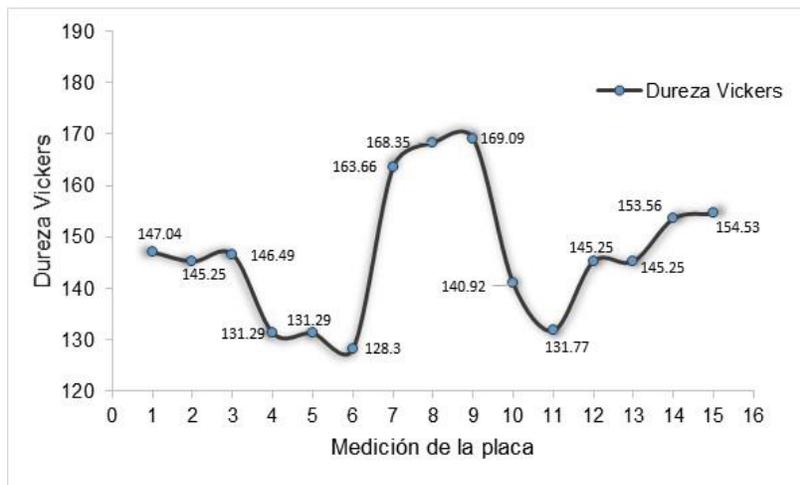


Figura 5.22. Dureza Vickers registrada para la probeta numero 6 aplicado el tratamiento térmico 2, en las zonas del metal base, ZAC y cordón de soldadura.

En la figura 5.19 se observa la manera en que se obtuvieron los resultados del ensayo de microdureza, mostrando la huella dejada por el indentador, los diámetros registrados, la dureza Vickers (HV) y Rockwel (HRB), de las distintas zonas de la ZAC provocadas por el proceso de soldadura de la placa soldada. Cabe señalar que también se muestra la carga aplicada (1.961N/0.2kg), así como el tiempo de aplicación de la misma (10s).

En la figura 5.20 se asientan los resultados de Dureza Vickers registrada para la placa de acero API5LX52 sin tratamiento térmico. En ella se distinguen la zona del metal base que registra durezas entre 158.49–15017HV, la zona afectada por el calor 146-136.78HV y cordón de soldadura 174.79 a 183.27HV.

En la figura 5.21 y 5.22 se muestran los valores de la dureza registrada para las probetas 5 y 6 con tratamiento térmico, observándose nuevamente las tres zonas. Sin embargo, debido a los tratamientos térmicos la dureza disminuye tanto en la zona afectada por el calor como en el metal de aporte, siendo este último el que es más notable este cambio, hasta 15% y para la ZAC fue del 10% mientras que para el metal base registro un 6%.

Los tratamientos de relevado de esfuerzos aplicados a la placa soldada de acero API5LX52 si cumplieron con lo previsto, sin embargo, se puede apreciar que en la probeta 6 con el tratamiento térmico número 2 la reducción de la dureza en el material de aporte es considerablemente menor comparada con la de la probeta número 5.

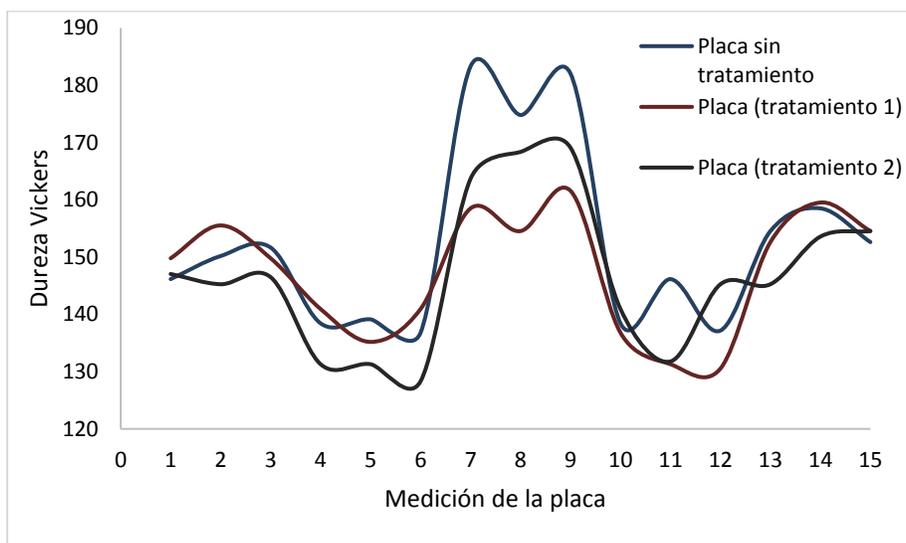


Figura 5.23. Comparación de la Dureza Vickers registrada para la placa de acero API5LX52 sin y con tratamiento térmico, de las zonas del metal base, afectada por el calor y cordón de soldadura.

Conclusiones

En este trabajo de investigación se analizó el efecto de tratamientos térmicos de relevado de esfuerzos en la zona afectada por el calor (ZAC), generada por la unión soldada de dos placas de acero API5LX52 mediante el proceso de soldadura de arco eléctrico, donde se concluye lo siguiente:

- Se caracterizó el acero microaleado mediante un análisis químico mediante el MEB y por vía humedad, determinando que el acero evaluado es un API5LX52.
- Los electrodos utilizados E6010 (para soldadura de unión, fondeo) y E7018 (cordones de fondeo), no generaron problemas grave (micropilas, inclusiones, fisuras, etc) sobre la unión soldada, por lo que se establece que el proceso de soldadura realizado por el técnico certificado, fue realizado correctamente.
- Mediante el análisis metalográfico realizado se observó la zona afectada por el calor (ZAC), las zonas adyacentes al cordón de soldadura, donde se establece que el cambio de tamaño de grano está bajo los estándares registrados en la literatura, por lo que las propiedades mecánicas no fueron afectadas.
- Se estableció la cantidad de energía que suministra el proceso de soldadura en el acero API5LX52, en el cual esta energía puede ser utilizada para llevar a cabo otros tipos de procesos que afecten la ZAC.
- Se determinó el tipo de tratamiento térmico de relevado de esfuerzos utilizando diferentes herramientas como el diagrama de fases binario (Fe-C) y del carbón equivalente, así como distintas ecuaciones teóricas obtenidas en la revisión bibliográfica realizada, que permiten el entendimiento de los sucesos en la ZAC.
- Se revisó la unión soldada y en la ZAC mediante Difracción de Rayos X (DRX), determinando que tanto el metal base como las aleaciones de aporte la matriz que presenta una matriz ferrítica donde la fase presente es Fe_{α} , por lo que no se generan ni gradientes de concentración que afecten las propiedades mecánicas.

- Al analizar el perfil de la reflexión principal generada por la difracción de los planos (110) de la fase alfa, permite establecer de manera cualitativa, que el tratamiento térmico aplicado a la unión soldada y de la ZAC mejora el ordenamiento atómico.
- Al comparar los dos tratamientos térmicos aplicados a las respectivas probetas se pudo determinar que tuvo un mayor efecto favorable el tratamiento número uno. Respecto al tratamiento térmico número 2 aplicado a la probeta 6 la reducción de esfuerzos residuales en la ZAC y en el material de aporte fueron mucho menores (menor reacomodo en la red cristalina) por lo que se considera que el sobre pasar el tiempo de relevado de esfuerzos (mayor energía suministrada) sugerido por la literatura) y un enfriamiento no controlado de la pieza es contra producente para la ZAC y el meta de aporte.
- Al comparar los ensayos de microdureza, se establece que el tratamiento térmico número 1 propuesto, tiene mayores efectos positivos en la micro estructura del metal ya que existe una mayor reducción en la dureza en la ZAC y el cordón de soldadura.

Referencias

- [1] Díaz del Castillo Rodríguez, F., & Reyes Solís, A. (2012). Aceros, estructuras y tratamientos térmicos.
- [2] Neely, J. E. (2001). Metalurgia y materiales industriales. Limusa-Noriega.
- [3] George, F. (2011). Metallography of welds. *Advanced Materials and Processes*, 19-23.
- [4] Upadhyaya, G. S., & Dube, R. K. (1979). Problemas de termodinámica y cinética en metalurgia. Géminis.
- [5] Kou, S. (2003). *Welding metallurgy*. New Jersey, USA, 431-446.
- [6] Aggen, G., & Allen, M. (2018). *ASM Handbook Volume I Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*.
- [7] Davis, J. R. (Ed.). (2006). *Corrosion of weldments*. ASM international. (Página 11)
- [8] Wahid, A., Olson, D. L., & Matlock, D. K. (1993). *Corrosion of weldments*. ASM Handbook, 6, 1065-1069.
- [9] Boumerzoug, Z., Derfouf, C., & Baudin, T. (2010). Effect of welding on microstructure and mechanical properties of an industrial low carbon steel. *Engineering*, 2(07), 502.
- [10] Winsor, F. J. (1993). *ASM Handbook Volume 6: Welding Brazing and Soldering*. ASM International, 1625.
- [11] Chen, C. C., & Pollack, A. (1993). Influence of welding on steel weldment properties. ASM International, *ASM Handbook*, 6, 416-428.
- [12] Zoch, H. W. (2015). *Handbuch Wärmebehandeln und Beschichten*. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG.
- [13] Liedtke, D. (1995). *Wärmebehandlung von Stahl-Härten, Anlassen, Vergüten, Bainitisieren*. Stahl-Informations-Zentrum.
- [14] Molian, P. A. (1986). Engineering Applications and Analysis of Hardening Data for Laser Heat Treated Ferrous Alloys. *Surface engineering*, 2(1), 19-28.
- [15] Horwitz P. E. (2008) *Soldadura y aplicaciones prácticas*. Alfaomega.
- [16] Handbook, A. S. M. (2013). Volume 4A, *Steel Heat Treating Fundamentals and Processes* J. Dossett and GE Totten, editors, *Introduction to Surface Hardening of Steels*.

-
- [17] Haimbaugh, R. E. (2001). Practical induction heat treating. ASM international.
- [18] Handbook, M. (1973). Atlas of Microstructures of Industrial Alloys, vol. 7. American Society for Metals.
- [19] Calvo, F. A. C. (1972). Metalografía práctica. Alhambra.
- [20] Lajtin, Y. M. (1977). Metalografía y tratamiento térmico de los metales. Mir.
- [21] Handbook, M. (1973). Vol. 8, Metallography, Structures and Phase Diagrams. Am. Soc. for Metals, Novelty, OH.
- [22] Mills, K., Davis, J. R., & Destefani, J. D. (1985). Metals Handbook Vol. 9, Metallography and Microstructures. American Society for Metals, Ohio.
- [23] Ozols, A. (2009). Aplicaciones de la difracción de rayos X. Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires.
- [24] ASM Publications Development. (1991). Source Book on Industrial Alloy and Engineering Data. ASM Engineering Book Shelf.
- [25] Berd Schulz E. 2003. Introducción a la Metalurgia. Departamento de Ingeniería Metalúrgica. Universidad de Santiago de Chile.
- [26] Díaz del Catillo, Reyes Rodríguez. 2012. Aceros Estructurales y Tratamientos Térmicos. Facultad de Estudios Superiores Cuautitlán. STUDYLIB.
www.studylib.es/doc/4568676/aceros--estructuras-y-tratamientos-t%C3%A9rmicos.
- [27] 2019. Transformaciones de Fase. SlidePlayer. www.slideplayer.es/slide/12630145/